

**НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ УКРАЇНИ
«КИЇВСЬКИЙ ПОЛІТЕХНІЧНИЙ ІНСТИТУТ
імені ІГОРЯ СІКОРСЬКОГО»**

Інститут матеріалознавства та зварювання ім. Є.О. Патона

Кафедра фізики металів

До захисту допущено:

В.о. завідувача кафедри

_____ Світлана ВОЛОШКО

«__» _____ 2021 р.

Дипломна робота

на здобуття ступеня бакалавра

**за освітньо-професійною програмою «Металофізичні процеси та їх
комп'ютерне моделювання»**

спеціальності 132 «Матеріалознавство»

**на тему: «Структура і механічні властивості аморфних сплавів на основі
заліза після високочастотної ударної обробки»**

Виконала:

студентка IV курсу, групи ФМ-71-1

Лозова Анна Василівна

Керівник:

Професор, д. ф.-м. н. Волошко Світлана Михайлівна

Консультант з нормоконтролю:

ас. Шаповалова Наталія Анатоліївна

Консультант з економічно-організаційної частини:

к. е. н., доцент Нараєвський Сергій Вікторович

Консультант з охорони праці:

д. т. н., професор Левченко Олег Григорович

Рецензент:

Доцент, к.т.н., доцент кафедри металознавства
та термічної обробки

Доній Олександр Миколайович

Засвідчую, що у цій дипломній роботі немає
запозичень з праць інших авторів без
відповідних посилань.

Студентка _____

Київ – 2021 року

Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»
Інститут матеріалознавства та зварювання ім. Є.О. Патона
Кафедра фізики металів

Рівень вищої освіти – перший (бакалаврський)

Спеціальність – 132 «Матеріалознавство»

Освітньо-професійна програма «Металофізичні процеси та їх комп'ютерне моделювання»

ЗАТВЕРДЖУЮ

В.о. завідувача кафедри

_____ Світлана ВОЛОШКО

«___» _____ 2021 р.

ЗАВДАННЯ

на дипломну роботу студенту

Лозовій Анні Василівні

1. Тема роботи «Структура і механічні властивості аморфних сплавів на основі заліза після високочастотної ударної обробки», керівник роботи Волошко Світлана Михайлівна, професор, д. ф.-м. н., затверджені наказом по університету від «27» травня 2021 р. № 1355-с
2. Термін подання студентом роботи _____
3. Вихідні дані до роботи: літературні дані та результати особистих експериментів
4. Зміст роботи: скорочення та умовні позначення, вступ, огляд літературних джерел, матеріали та методи досліджень, результати досліджень та їх обговорення, організаційно-економічна частина, охорона праці, висновки, conclusions, література
5. Перелік ілюстративного матеріалу (із зазначенням плакатів, презентацій тощо):
65 сторінок, 16 таблиць, 23 рисунки, презентація

6. Консультанти розділів роботи*

Розділ	Прізвище, ініціали та посада консультанта	Підпис, дата	
		завдання видав	завдання прийняв
Економічно-організаційний	к. е. н., доцент Нараєвський С. В.		
Охорона праці	д. т. н., професор Левченко О. Г.		

7. Дата видачі завдання _____

Календарний план

№ з/п	Назва етапів виконання дипломної роботи	Термін виконання етапів роботи	Примітка
1	Видача завдання		
2	Огляд літератури		
3	Освоєння методик дослідження		
4	Виконання експериментальних досліджень		
5	Отримання результатів, їх аналіз		
6	Оформлення дипломної роботи		
7	Попередній захист		
8	Захист на засіданні ЕК		

Студент

Анна ЛОЗОВА

Керівник

Світлана ВОЛОШКО

* Якщо визначені консультанти. Консультантом не може бути зазначено керівника дипломної роботи.

РЕФЕРАТ

Дипломна робота: 65 сторінок, 16 таблиць, 23 рисунки, 37 джерел.

АМОРФНІ МЕТАЛЕВІ СПЛАВИ, ВИСОКОЧАСТОТНА УДАРНА ОБРОБКА, МІКРОТВЕРДІСТЬ, ОДНОВІСНИЙ РОЗТЯГ, СЕГРЕГАЦІЯ, СМУГИ ЗСУВУ, СПІНІНГУВАННЯ РОЗПЛАВУ.

В даній роботі досліджували зміну механічних властивостей аморфних металевих стрічок на основі заліза FINEMET складу $\text{Fe}_{81}\text{V}_7\text{Si}_{10}\text{P}_{10}\text{Cu}_1$ та $\text{Fe}_{79,9}\text{V}_{3,4}\text{Cu}_{1,2}\text{Si}_{13,4}\text{Nb}_{2,1}$ після впливу високочастотної ударної обробки. Також розглядали явище сегрегації компонентів сплаву поблизу зон механічного навантаження.

Для дослідження зразків використовували методи електронної мікроскопії (ТЕМ, РЕМ), атомно-силову мікроскопію, рентгеноструктурний аналіз, мікроіндентування, мікрорентгеноспектральний аналіз та випробування на одновісний розтяг.

Дослідження показали, що короткотривала дія ВЧУО не викликає структурних змін досліджуваного сплаву і призводить тільки до часткового зниження мікротвердості. Проте, після впливу ВЧУО упродовж 50 с спостерігається часткова нанокристалізація зразка та значне підвищення його мікротвердості в порівнянні з початковим станом. Під час механічного навантаження зразків навколо зони впливу також спостерігається ефект сегрегації компонентів сплаву. Після впливу ВЧУО спостерігається незначне підвищення напруження розриву та подовження, а також зниження значення модуля Юнга.

ABSTRACT

Diploma work: 65 pages, 16 tables, 23 figures, 37 references.

AMORPHOUS METAL ALLOYS, HIGH FREQUENCY SHOCK TREATMENT, MELT SPINNING, MICROHARDNESS, SEGREGATION, SHIFT STRIPS, UNIAXIAL STRETCHING.

In this work, we investigated the change in the mechanical properties of amorphous metal strips based on FINEMET iron of $\text{Fe}_{81}\text{B}_7\text{Si}_1\text{P}_{10}\text{Cu}_1$ and $\text{Fe}_{79,9}\text{B}_{3,4}\text{Cu}_{1,2}\text{Si}_{13,4}\text{Nb}_{2,1}$ after exposure to high-frequency shock treatment. The phenomenon of segregation of alloy components near the zones of mechanical loading was also considered.

Electron microscopy (TEM, SEM), atomic force microscopy, X-ray diffraction analysis, microindentation, micro X-ray spectral analysis, and uniaxial tensile testing were used to study the samples.

Studies have shown that the short-term action of high-frequency shock treatment does not cause structural changes in the studied alloy and leads only to a partial decrease in microhardness. However, after exposure to high-frequency shock treatment for 50 s there is a partial nanocrystallization of the sample and a significant increase in its microhardness compared to the initial state. During the mechanical loading of the samples around the impact zone, the effect of segregation of the alloy components is also observed. After exposure to high-frequency shock treatment, there is a slight increase in the stress of elongation and elongation, as well as a decrease in the value of the Young's modulus.

ЗМІСТ

СКОРОЧЕННЯ ТА УМОВНІ ПОЗНАЧЕННЯ	9
ВСТУП	10
1 ОГЛЯД ЛІТЕРАТУРНИХ ДЖЕРЕЛ	11
1.1 Історія створення аморфних сплавів	11
1.2 Методи отримання аморфних стрічок	13
1.2.1 Метод вакуумного напилення	13
1.2.2 Метод розпилення	14
1.2.3 Метод металізації	14
1.2.4 Методи загартування з рідкого стану	14
1.3 Інтенсивна пластична деформація АМС	15
1.4 Основні властивості та застосування АМС	17
1.5 Висновки до розділу 1	19
2 МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ	20
2.1 Аморфні стрічки Finemet	20
2.2 Високочастотна ударна обробка зразків	21
2.3 Трансмісійна електронна мікроскопія	22
2.4 Атомно-силова мікроскопія	23
2.5 Рентгеноструктурний аналіз	24
2.6 Вимірювання мікротвердості	25
2.7 Мікрорентгеноспектральний аналіз	25
2.8 Випробування на одновісний розтяг	26
2.9 Висновки до розділу 2	26
3 РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ	27
3.1 Модифікація структури аморфних стрічок внаслідок високочастотної ударної обробки	27
3.2 Результати рентгеноструктурного аналізу	28

3.3 Зміни мікротвердості аморфних стрічок після індентування та ВЧУО.....	29
3.4 Ефект сегрегації компонентів аморфного сплаву під час мікроіндентування.....	33
3.5 Результати випробувань на одновісний розтяг.....	36
3.6 Фрактографія поверхні руйнування аморфної стрічки внаслідок одновісного розтягу.....	39
3.7 Висновки до розділу 3.....	41
4 ОРГАНІЗАЦІЙНО-ЕКОНОМІЧНА ЧАСТИНА.....	42
4.1 Науково-технічна актуальність НДР.....	42
4.2 Розрахунок витрат на проведення НДР.....	42
4.2.1 Витрати на оплату праці.....	43
4.2.2 Єдиний соціальний внесок.....	44
4.2.3 Матеріали, необхідні для проведення досліджень.....	44
4.2.4 Витрати на спеціальне обладнання.....	45
4.2.5 Вартість послуг сторонніх організацій.....	45
4.2.6 Витрати на службові відрядження.....	45
4.2.7 Інші прямі невраховані витрати.....	46
4.2.8 Накладні витрати.....	46
4.2.9 Розроблення планової калькуляції кошторисної вартості теми.....	47
4.3 Науково-технічна ефективність НДР.....	48
4.4 Висновки до розділу 4.....	51
5 ОХОРОНА ПРАЦІ.....	52
5.1 Аналіз параметрів робочого приміщення.....	52
5.2 Аналіз мікроклімату приміщення.....	53
5.3 Аналіз небезпечних та шкідливих факторів.....	54
5.3.1 Шум та ультразвук.....	55
5.3.2 Вібрація.....	56

5.3.3 Електробезпека.....	56
5.4 Пожежна безпека.....	57
5.5 Висновки до розділу 5.....	58
ВИСНОВКИ.....	59
CONCLUSIONS.....	61
ЛІТЕРАТУРА.....	62

СКОРОЧЕННЯ ТА УМОВНІ ПОЗНАЧЕННЯ

АМС – аморфні металеві сплави

R_c – критична швидкість охолодження

h_{\max} – максимальна товщина зразка

T_g – температура склування

T_m – температура плавлення

ІПД – інтенсивна пластична деформація

КВТ – кручення під високим тиском

ВЧУО – високочастотна ударна обробка

θ – кут дифракції

P – навантаження на індентор

h – товщина зразка

l – глибина відбитку

d – діагональ відбитку

H_μ – мікротвердість

ТЕМ – трансмісійна електронна мікроскопія

АСМ – атомно-силова мікроскопія

ОЦК – об'ємноцентрована кубічна ґратка

K_{Ic} – коефіцієнт інтенсивності напружень (тріщиностійкість)

σ_p – напруження розриву

ε - подовження

E – модуль Юнга

РЕМ – растрова електронна мікроскопія

НДР – науково-дослідна робота

ЄСВ – єдиний соціальний внесок

E_e – коефіцієнт умовної економічної ефективності науково-дослідної роботи

ВСТУП

Аморфними металевими сплавами називаються сплави, які характеризуються відсутністю дальнього порядку взаємодії атомів. Така особливість їх структури є причиною унікального комплексу механічних та фізичних властивостей в порівнянні з кристалічними металами відповідного складу. Однак, їх властивості ще не вивчені в повній мірі і досі залишаються актуальною темою для наукових досліджень.

Аморфні сплави також представляють практичний інтерес не лише в якості заміни існуючим кристалічним сплавам, а й як самостійна основа для створення нових технологій. Тому надзвичайно важливим є дослідження їх поведінки в різних умовах.

Високочастотна ударна обробка, як один із видів інтенсивної пластичної деформації, спричиняє модифікацію структури виробів з аморфних сплавів, а отже, впливає на їх механічні властивості.

В даній роботі досліджується поведінки аморфних сплавів на основі заліза FINEMET у вигляді тонкої стрічки до та після впливу високочастотної ударної обробки під впливом механічного навантаження (мікроіндентування) та після випробування на одновісний розтяг.

1 ОГЛЯД ЛІТЕРАТУРНИХ ДЖЕРЕЛ

1.1 Історія створення аморфних сплавів

Вивчення аморфних матеріалів почалося в 1960 році після отримання Поллом Дювезом металічного скла складу $\text{Au}_{75}\text{Si}_{25}$ методом швидкого загартування з розплаву. Отримана фольга була досить нестабільною за кімнатної температури. Також було зроблено припущення, що подібні некристалічні метали та сплави можуть мати надпровідні властивості [1].

Подальшу історію дослідження аморфних металевих сплавів (АМС) до 1980 року представлено у вигляді таблиці 1.1.

Таблиця 1.1 – Історія вивчення аморфних металів [2]

Рік	Основні сплави	Метод отримання	Результати досліджень
1	2	3	4
1960	Au – Si	Металізація, напилення, метод вистрілювання	Теорія аморфного магнетизму, високий електроопір
1962	—	Метод молота і ковадла	Теорія аморфізації
1965	Pd – Si	—	Отримання аморфних феромагнітних сплавів Co – Au
1967	Fe – P – C	—	—
1968	(аморфні плівки AsTe) Cu – Zr, Nb – Ni	—	Аморфні напівпровідники
1969	—	Відцентрове загартування, прокатка розплаву	Висока міцність і в'язкість, можливість деформації
1971	(Fe, Co, Ni) – P – B	—	—
1972	Плазмове напилення CdCo	—	Бульбашкова доменна структура
1973	—	Високошвидкісне напилення	Матеріали для демпфування звукових хвиль

Продовження таблиці 1.1

1	2	3	4
1974	Metglas (P – B – Al, США), ширина 5 мм	Екструзія розплаву, загартування на диску	Високі корозійна стійкість і магнітна проникність
1975	(Fe, Co, Ni) – Si – B	—	Надпровідність, висока магнітострикція
1977	Amomet (сплави з Si і B, Японія), ширина 50 мм	Лазерна обробка поверхні, зварювання вибухом	Інварі та елінвари
1978	(Fe, Co) – B; Fe – (Cr, Mo, W) – C	—	Стійкість до опромінення, низькі втрати в осердях
1979	Mg – Zr; Ca – Mg	Витягування волокон з барабана, що обертається	—
1980	(Fe, Co, Ni) – Zr; (Fe, Co, Ni) – Hf	Метод кавітації (порошки)	Адсорбати водню, каталізатори

Оскільки для отримання аморфних сплавів в основному необхідна надзвичайно велика швидкість охолодження, то певний час виробі з АМС мали дуже малу товщину. Одночасно з цим розроблялися системи, для які мали б вищу температуру склування та відповідно не потребували великих швидкостей охолодження. На рисунку 1.1 зображено залежність товщини аморфних зразків від швидкості охолодження розплаву.

Також було виявлено, що багатокомпонентні системи зі значною різницею в розмірах атомів (більше 12 %) та від'ємною теплотою змішування більш схильні до аморфізації [3]. Це сприяло прогресу у відкритті нових систем АМС та у вдосконаленні методів їх отримання.

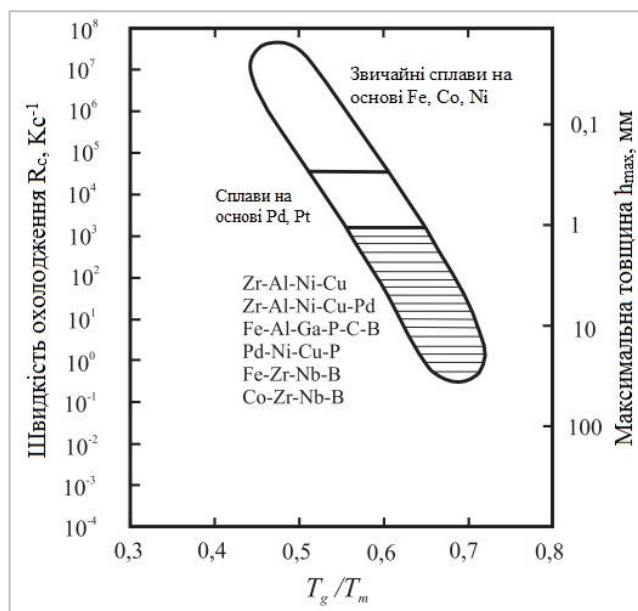


Рисунок 1.1 – Співвідношення між критичною швидкістю охолодження розплаву R_c , максимальною товщиною зразка h_{max} і співвідношенням температури склування до температури плавлення T_g/T_m для різних типів аморфних сплавів [3]

1.2 Методи отримання аморфних стрічок

Для виготовлення аморфних металевих виробів використовують різні фізичні та хімічні методи. Існують наступні шляхи формування таких матеріалів: швидке охолодження з розплаву або пари, перетворення в твердому стані та синтез шляхом хімічних реакцій [4].

1.2.1 Метод вакуумного напилення

Метод полягає в нагріванні металу чи сплаву в середовищі вакууму, при чому атоми випаровуються та конденсуються на охолоджуваній підкладці. Однак при конденсації до підкладки приєднуються також атоми газу (який навіть у вакуумі присутній у незначних кількостях) [2].

Недоліком методу є неможливість контролю чіткого складу отриманого сплаву.

1.2.2 Метод розпилення

Для реалізації даного методу в камеру з низьким тиском та газовою атмосферою поміщають два електроди, між яким створюють різницю потенціалів. Це призводить до іонізації газу. Іони при зіткненні з електродом спричиняють емісію атомів або молекул, тобто відбувається розпилення металу [2].

У порівнянні з методом напилення, отримані плівки мають більш близький склад до складу електрода, але його можна застосовувати лише для систем з високою температурою кристалізації через нагрівання підкладки. Також даним методом неможливо отримати чисті аморфні метали [2].

1.2.3 Методи металізації

Розрізняють електролітичну та хімічну металізацію.

Перший метод полягає у відновленні та осадженні на підкладці іонів металу, утворених при розчиненні аноду в електроліті. В якості електролітів виступають водні розчини хлоридів металів та солей метафосфорної та ортофосфорної кислот; в якості катоду використовують мідь або графіт [2].

Другий метод використовують для отримання плівок Ni-P, Co-P, Ni-B, Ni-Fe-B шляхом осадження з водних розчинів хлоридів металів. В якості катоду використовують не лише метали, але й діелектрики (стекла, пластмаси тощо) [2].

1.2.4 Методи загартування з рідкого стану

До даних методів відносять методи охолодження розплавів металів та сплавів з великими швидкостями. Ці методи дуже поширені, оскільки дозволяють отримати аморфні порошки, тонкі дроти та стрічки.

Аморфні тонкі стрічки можна отримати методами відцентрового гартування, гартування на диску та методом прокатки розплаву. Суть методів наступна: розплавлений метал під тиском газу видавлюються із сопла і застигає при контакті

з поверхнею охолоджуваного барабану, що обертається. Для кожного з цих методів є певні обмеження по розмірам отриманих стрічок через різницю в процесах охолодження. Отримані стрічки в залежності від розмірів можуть мати різне застосування, а не лише для дослідження фізичних характеристик [2].

1.3 Інтенсивна пластична деформація АМС

Аморфно-нанокристалічні сплави, які отримують шляхом кристалізації вихідних аморфних металевих сплавів, характеризуються унікальним комплексом міцнісних та магнітних властивостей.

В останні роки велика увага приділяється дослідженню впливу інтенсивної пластичної деформації (ПД) на зміну структурно-фазового складу АМС як у вигляді швидкозагартованих стрічок, так і масивних зразків. Як показує аналіз літературних даних, ПД є одним з найважливіших та найцікавіших шляхів контрольованої модифікації структури таких матеріалів з метою не лише покращення міцнісних властивостей, але й підвищення пластичності. ПД аморфних сплавів є одним із способів одержання нанокристалічних матеріалів з новими властивостями, яких неможливо досягти традиційними термічними обробками [5-6].

В рамках даної роботи наведемо декілька типових прикладів впливу ПД на механічні характеристики стрічкових та масивних АМС, зокрема, на ефекти підвищення пластичності.

Найбільшу кількість досліджень присвячено впливу таких ефективних методів ПД, як кручення під високим тиском (КВТ) в камері Бريدжмена та інтенсивна холодна прокатка. У роботі [7] спостерігали значне зниження твердості аморфної стрічки $\text{Ni}_{44}\text{Fe}_{29}\text{Co}_{15}\text{Si}_2\text{B}_{10}$ 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 [8]. Аналогічне явище було виявлене і після КВТ масивних аморфних сплавів $\text{Zr}_{64}\text{Ni}_{10}\text{Al}_{17}\text{Cu}_{19}$ і $\text{Zr}_{52.5}\text{Cu}_{17.9}\text{Al}_{10}\text{Ni}_{14.6}\text{Ti}_5$ у дослідженнях [9-10].

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. Встановлено, що для масивного АМС $\text{Zr}_{52.5}\text{Cu}_{17.9}\text{Ni}_{14.6}\text{Al}_{10}\text{Ti}_5$ та стрічки $\text{Al}_{86.8}\text{Ni}_{3.7}\text{Y}_{9.5}$ [11] зниження твердості лінійно залежить від ступеню обтиснення. Суттєве зниження твердості спостерігається після випробування на сухе тертя АМС на основі Fe (FINEMET) та об'ємного АМС на основі Zr [12]. Як було показано у [13], після ПД сталевими кульками масивного АМС складу $\text{Pd}_{40}\text{Cu}_{30}\text{Ni}_{10}\text{P}_{20}$ при випробуванні на стиснення його пластичність зростає. У роботі [14] 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. Один з сучасних та ефективних способів ПД металевих поверхонь при відносно низьких гомологічних температурах полягає у використанні енергії потужних ультразвукових або високочастотних коливань [15-17].

Природу змін структури та міцності АМС під впливом ультразвукових механічних коливань було досліджено у роботах [18-20]. Методами внутрішнього тертя, акустичної емісії та вимірюванням електроопору показано, що високочастотні знакозмінні навантаження (механічні коливання) активізують проковзування по міжкластерним границям АМС, призводячи до реструктуризації цих границь і до «знеміцнення» матеріалу, що проявляється у зниженні інтенсивності акустичної емісії. Ультразвукові деформації за рахунок накопичення незворотних атомних переміщень мають вплив на стадії зародження (а не росту) кристалічної фази. Дія механічних коливань накопичується з часом оброблення, що проявляється у зменшенні модуля пружності, росту внутрішнього тертя та електроопору, а також у зменшенні теплоти кристалізації АМС при поступовому відпалі.

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. 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. Автори [21] вперше виявили ефект підвищення пластичності після ВЧУО поверхні масивного АМС складу $Zr_{44}Ti_{11}Cu_{10}Ni_{11}Be_{25}$. У роботі [22] було уперше досліджено процеси наноструктурування у швидкозагартованій аморфній стрічці складу $Fe_{73.6}Si_{15.8}B_{7.2}Cu_{1.0}Nb_{2.4}$ (FINEMET) в результаті ВЧУО. У роботі [6] методами рентгенівського аналізу, трансмісійної мікроскопії та диференційної калориметрії показано, що застосування високочастотного ударного оброблення поверхні аморфного сплаву на основі цирконію за кімнатної температури сприяє підвищенню його пластичності за рахунок значних накопичень енергії та напружень стиснення.

1.4 Основні властивості та застосування АМС

Механічні властивості аморфних металевих сплавів набагато кращі, ніж у кристалічних сплавів того самого складу: АМС мають високу міцність, твердість, в'язкість та еластичність. Причиною таких відмінностей є відсутність у матеріалах з аморфною структурою дислокацій – дефектів, що відповідають за пластичну деформацію, та наявність надлишкового вільного об'єму у вигляді субмікропор.

Феромагнітні аморфні сплави на основі заліза також мають кращі магнітні властивості, ніж аналогічні кристалічні. Відмінністю феромагнітних АМС є низька коерцитивна сила, висока магнітна проникність та відсутність природної магнітної анізотропії. Проте, магнітні властивості АМС залежать від їх складу, тому змінюючи концентрацію вмісту певних компонентів можна регулювати магнітні властивості отриманого сплаву залежно від потреби. АМС з різними магнітними властивостями мають різне застосування (табл. 1.2).

Таблиця 1.2 – Приклади застосування аморфних магнітних матеріалів [2]

Властивість	Використання
Висока магнітострикція	Магнітострикційні вібратори, лінії затримки, датчики для низьких температур, елементи важливих систем
Магнітна проникність і низькі втрати на перемагнічення	Потужні трансформатори, перетворювачі, дроселі
Магнітна проникність і прямокутна петля гістерезису	Магнітні підсилювачі, магнітні фазообертачі, магнітні модулятори
Магнітна проникність і корозійна стійкість	Магнітні сепаратори, фільтри
Висока магнітна проникність	Магнітні головки, магнітні екрани, магнітометри, сигнальні пристрої
Температурна залежність магнітної проникності	Термочутливі елементи, регулятори температур

Аморфні сплави також мають застосування в якості різних датчиків (рис. 1.2).

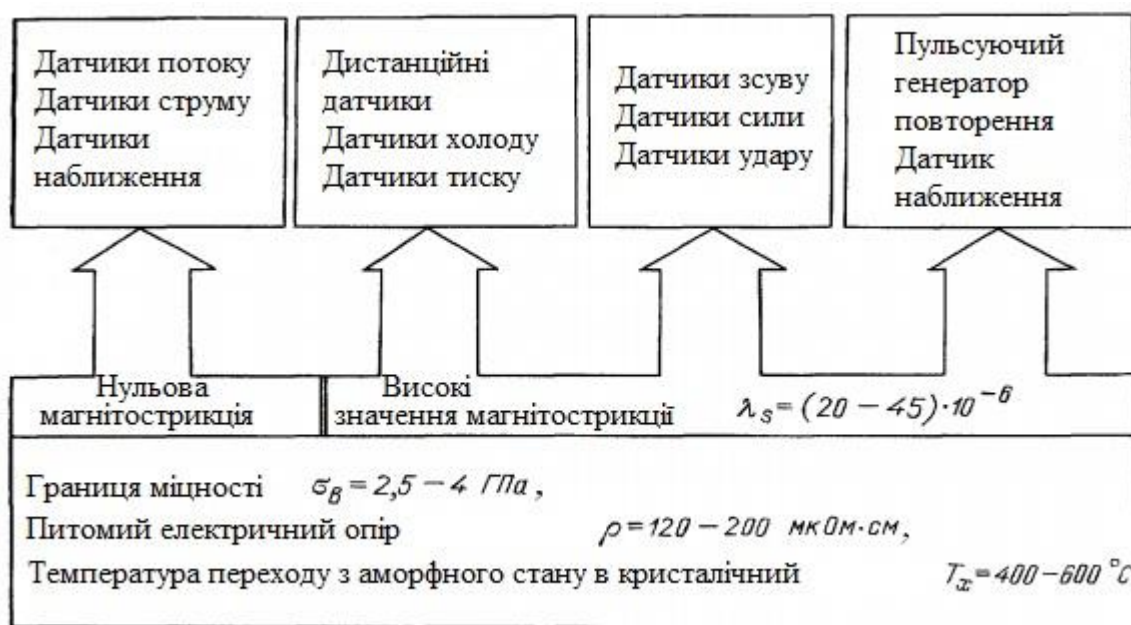


Рисунок 1.2 – Схема можливих застосувань аморфних сплавів в якості датчиків та перетворювачів [23]

АМС також використовують як осердя трансформаторів, адже у порівнянні з кремнієвими сталями, вони мають низьку питому витрату енергії.

Проте, використання аморфних сплавів обмежується наявністю таких недоліків, як мала термічна стійкість, нестабільність у часі, малий розмір отриманих виробів у вигляді стрічок і дротів, а також непридатність для зварювання [2].

1.5 Висновки до розділу 1

1. Багатокомпонентні системи з різницею у розмірах атомів та від'ємною теплотою змішування більш схильні до аморфізації.

2. Товщина аморфних матеріалів залежить від швидкості охолодження розплаву та відношення температури склування до температури плавлення.

3. Найбільш поширеним методом отримання аморфних стрічок є метод швидкого загартування з розплаву – спінінгування.

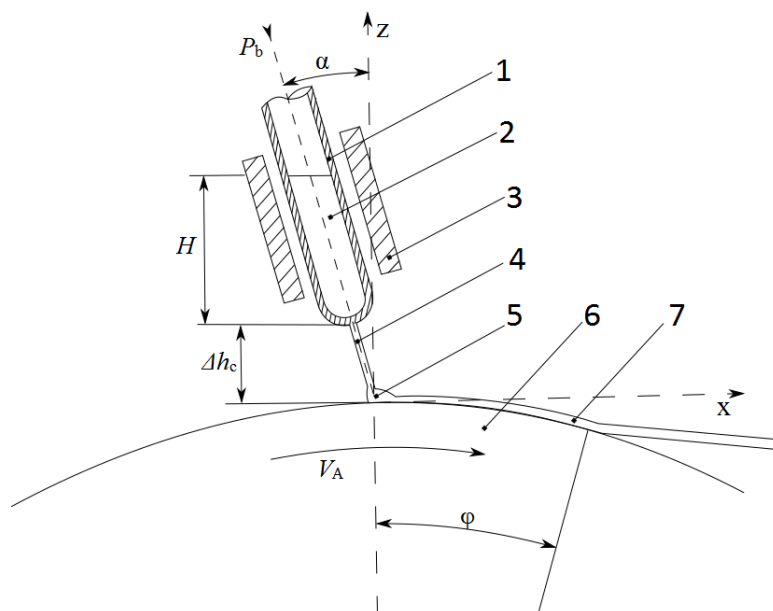
4. Різні види інтенсивної пластичної деформації аморфних сплавів (кручення під високим тиском, холодна прокатка, високочастотна ударна обробка) призводять до модифікації структури АМС та покращення їх механічних властивостей.

5. Аморфні металеві сплави мають кращі механічні та магнітні властивості, ніж відповідні кристалічні сплави та мають великий потенціал в якості магнітних датчиків та в інших сферах. Проте їх застосування обмежується їх невеликими розмірами та термічною нестабільністю.

2 МАТЕРАЛИ ТА МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕННЯ

2.1 Аморфні стрічки Finemet

У даній роботі було досліджено стрічки нового класу феромагнітного аморфного сплаву FINEMET двох складів: $\text{Fe}_{81}\text{B}_7\text{Si}_1\text{P}_{10}\text{Cu}_1$ та $\text{Fe}_{79,9}\text{B}_{3,4}\text{Cu}_{1,2}\text{Si}_{13,4}\text{Nb}_{2,1}$. Стрічки завтовшки 20 мкм і шириною 15 мм отримані шляхом швидкого загартування з розплаву необхідного складу на мідному барабані, що обертався (метод спінінгування розплаву на рис. 2.1) [4].



1 – тигель; 2 – розплавлений метал; 3 – нагрівач; 4 – струмінь розплаву;
5 – калюжка; 6 – диск; 7 – стрічка

Рисунок 2.1 – Схема спінінгування розплаву [4]

Метод спінінгування полягає у подачі стисненим газом струменю розплаву із сопла на зовнішню поверхню масивного валка, що обертається. У місці контакту розплаву з валком утворюється тонкий шар розплаву, який твердне у формі стрічки і під дією відцентрової сили відокремлюється від охолоджуючої поверхні. Товщина стрічок, утворених методом спінінгування, складає від 20 мкм до 100 мкм, в залежності від технологічних параметрів процесу. Ширина стрічок визначається геометричними параметрами щілини сопла, яка може змінюватися в широкому діапазоні від 1 мм до сотень міліметрів, а маса розплаву, що зазнає гартування за

один цикл, складає десятки кілограмів. Швидкість спінінгування дорівнює 35 м/с. Швидкість охолодження при цьому сягала $\sim 10^6$ K/c⁻¹.

Аморфний стан сплаву після одержання контролювався за допомогою рентгеноструктурного аналізу, просвічуючої електронної мікроскопії та мікродифракції. Зовнішній вигляд металевих аморфних стрічок представлений на рис. 2.2. Згідно до результатів структурного аналізу, зразки стрічки в стані постачання та довготривалої витримки на повітрі були аморфними. На дифрактограмах, відповідних як вихідним швидкозагартованим сплавам, так і витриманим на повітрі упродовж тривалого часу, спостерігаються лише широкі дифузні максимуми, характерні для аморфної структури. На зображеннях, отриманих методом просвічуючої мікроскопії, відсутні будь-які структурні елементи.



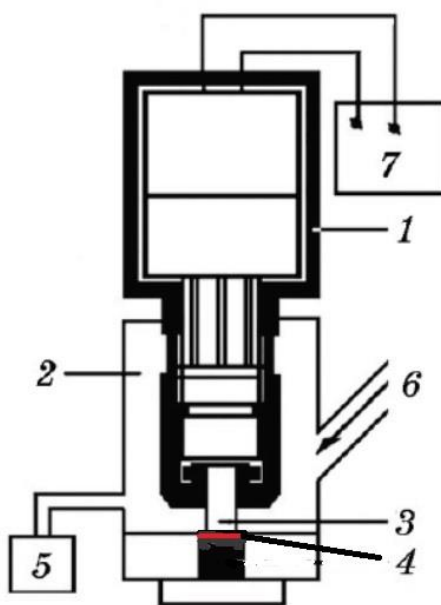
Рисунок 2.2 – Зовнішній вигляд аморфних металевих стрічок [24]

Для високочастотної обробки, подальших вимірювань мікротвердості зі стрічки нарізали зразки завдовжки 30 мм. Для усунення нерівностей на торцях зразків їх піддавали шліфуванню.

2.2 Високочастотна ударна обробка зразків

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. Тривалість обробки стрічок складала 60 с за амплітуди коливань бойка 25 мкм, що відповідало максимальному значенню мікротвердості. Для виключення механохімічного окиснення обробку проводили в нейтральному середовищі (рис. 2.3).



1 – вібратор зі ступінчастим концентратором; 2 – герметична камера; 3 – бойок;
4 – зразок; 5 – манометр; 6 – канал для заповнення аргоном; 7 – ультразвуковий генератор

Рисунок 2.3 – Схема пристрою для високочастотної ударної обробки [25]

2.3 Трансмісійна електронна мікроскопія

Джерелом світла в трансмісійному електронному телескопі є електронна гармата, в якій джерелом електронів зазвичай є нагріта вольфрамова нитка. Електрони проходять через лінзу-конденсатор, яка регулює інтенсивність потоку випромінювання, а потім через лінзу-об'єктив проєкціюються на люмінесцентний екран, що дозволяє отримати зображення. Схему роботи трансмісійного електронного мікроскопа зображено на рисунку 2.4. Особливістю роботи з даним

типом мікроскопії є необхідність створення вакууму всередині установки та обмеження за товщиною досліджуваних зразків (до 100 нм) [26].

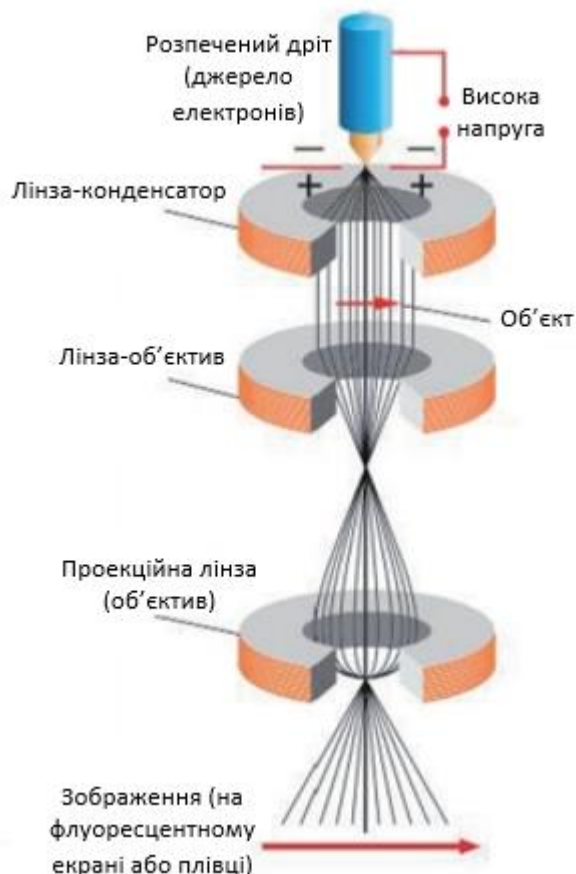


Рисунок 2.4 – Схема роботи трансмісійного електронного мікроскопа [26]

2.4 Атомно-силова мікроскопія

Морфологію поверхні стрічок досліджували також за допомогою атомно-силового мікроскопа. У цьому мікроскопі реєструють зміни сили притягування голки до поверхні. Голка розташована на кінці кантилевера, здатного згинатись під дією невеликих міжатомних сил, які виникають між досліджуваною поверхнею і кінчиком вістря. Зонд рухається над поверхнею зразка та торкається її з певною частотою, тобто таким способом переміщується на певну відстань. Відхилення кантилевера детектуються за допомогою лазерного променя, що відбивається від його зворотної поверхні і попадає на фотодіод. По зміні струму фотодіода,

значення якого залежать від відхилення кантилевера, роблять висновки щодо рельєфу поверхні досліджуваного об'єкта [26].

2.5 Рентгеноструктурний аналіз

Рентгенівський аналіз проведено з використанням дифрактометра Rigaku Ultima IV у мідному випромінюванні. Для дослідження зразків використано схему фокусування за Брегом-Брентано (рис. 2.5). Умови проведення досліджень: інтервал кутів $2\theta = 10^\circ\text{--}120^\circ$, крок зйомки – $0,04^\circ$, час витримки в точці – 2 с; тривалість зйомки одного зразка – 90 хв.

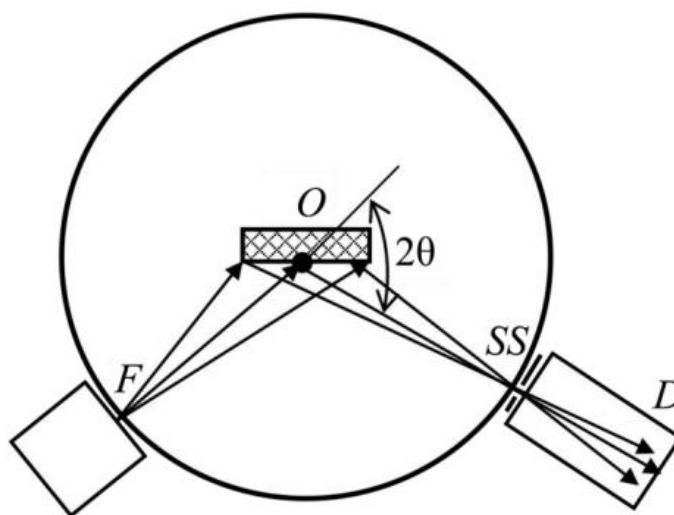


Рисунок 2.5 – Рентгенооптична схема дифракційної зйомки плоского зразка при фокусуванні за Брегом-Брентано [27]

Для дослідження зразок розміщують таким чином, щоб досліджувана поверхня знаходилась на осі обертання гоніометра. Фокус рентгенівської трубки F, щілина детектора SS та дотична поверхня зразка повинні знаходитись на фокусуєчому колі. З поворотом зразка на кут θ щілина детектора повертається на кут 2θ , тому під час зйомки зразок повинен обертатись вдвічі повільніше, ніж детектор. Відбиття відбувається від площин, розташованих паралельно до поверхні зразка.

2.6 Вимірювання мікротвердості

Для вимірювання мікротвердості застосовували прилад ПМТ-3, прикладаючи на алмазну пірамідку різне навантаження (від 15 г до 200 г). З метою виключення впливу на результат вимірювань матеріалу, до якого кріпиться аморфна стрічка, значення P повинне задовольняти вимозі $h/l > 0$, 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 вимірювань і за усередненими значеннями діагоналей відбитків d визначали величини мікротвердості за формулою:

$$H_{\mu} = 1,854P/d^2 \quad (2.1)$$

Вимірювання мікротвердості проводили на вільній (блискучій) стороні стрічки, яка не контактувала з мідним барабаном під час її виробництва.

2.7 Мікрорентгеноспектральний аналіз

Для дослідження мікроструктури поверхні та хімічного складу зразків використовувався скануючий електронний мікроскоп TESCAN Mira 3 LMU обладнаний енергодисперсійним мікроаналізатором OXFORD X-MAX 80 мм². В режимі зйомки поверхні зразків прискорююча напруга становила 30 кВ, збільшення складало від 1780 до 10000 разів.

Мікроаналізатор дозволяє проводити хімічний аналіз в дуже малих об'ємах ($\approx 0,1$ мкм³). В обраній точці зразок бомбардується електронами і характеристичне випромінювання, що виникає в локальному об'ємі, розкладається в спектр за допомогою кристалів-аналізаторів, а інтенсивність спектральних ліній вимірюється за допомогою лічильника квантів.

2.8 Випробування на одновісний розтяг

Випробування на одновісний розтяг аморфних стрічок проводилось на розривній машині марки HOUNSFIELD моделі H5KT (рис. 2.6). Швидкість руху затискачів складала 0,5 мм/хв.



Рисунок 2.6 – Розривна машина марки HOUNSFIELD моделі H5KT для випробувань на розтяг аморфних стрічок [28]

2.9 Висновки до розділу 2

1. Об'єктами дослідження в даній роботі було використано аморфні стрічки на основі заліза складу $\text{Fe}_{81}\text{B}_7\text{Si}_1\text{P}_{10}\text{Cu}_1$ та $\text{Fe}_{79,9}\text{B}_{3,4}\text{Cu}_{1,2}\text{Si}_{13,4}\text{Nb}_{2,1}$, отримані методом спінінгування. Зразки піддавалися впливу високочастотної ударної обробки.

2. Дослідження модифікації структури та зміни механічних властивостей після впливу ВЧУО проводилось за допомогою рентгеноструктурного аналізу, трансмісійної електронної мікроскопії, атомно-силової мікроскопії, мікроіндентування, мікрорентгеноспектрального аналізу, а також за допомогою випробувань на одновісний розтяг.

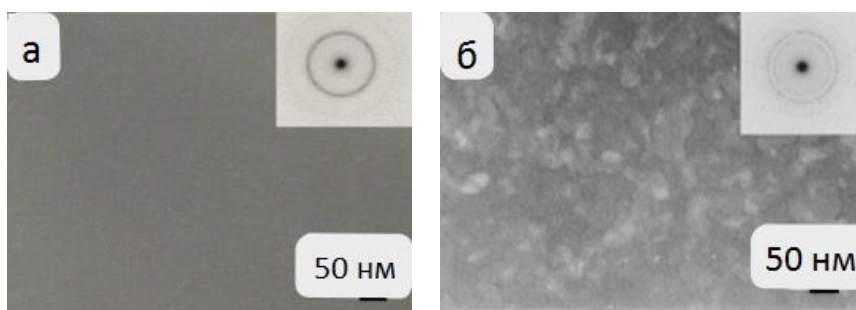
3 РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

3.1 Модифікація структури аморфних стрічок внаслідок високочастотної ударної обробки

Для обох досліджуваних сплавів спостерігається однаковий ефект – модифікація вихідної аморфної структури внаслідок високочастотної ударної обробки за кімнатної температури з формуванням наноструктурних елементів, що гомогенно розподілені в матриці.

На рисунку 3.1 зображено результати електронно-мікроскопічного аналізу тонких аморфних стрічок до (рис. 3.1, *а*) та після ВЧУО (рис. 3.1, *б*). На зображенні вихідного зразка не спостерігається жодних структурних особливостей. На електронограмі (вставка на рис. 3.1, *а*) бачимо лише дифузне гало.

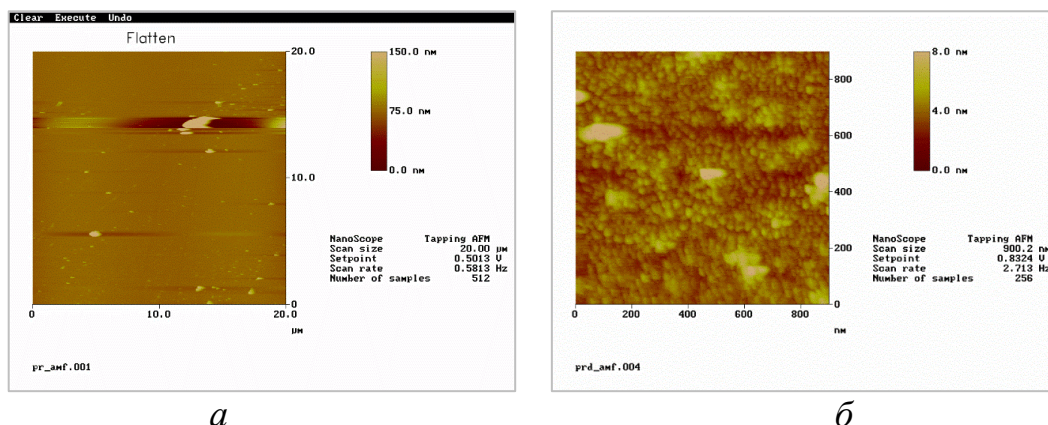
Під час деформації ВЧУО упродовж 10 с та 20 с не супроводжуються структурними змінами. Такі зразки залишаються аморфними, а на їх електронограмах спостерігається лише дифузне гало, як і на електронограмі вихідного зразка. Суттєві структурні зміни в зразках відбуваються після впливу ВЧУО упродовж 50 с. З рис. 3.1, *б* бачимо, що за даного режиму утворюється велика кількість однорідно розподілених нанорозмірних (від 5 нм до 40 нм) частинок. На електронограмі виникають точкові рефлекси, а це свідчить, що під час обробки утворилась наноструктура.



а – вихідний стан; *б* – після ВЧУО упродовж 50 с

Рисунок 3.1 – ТЕМ-зображення структури зразка аморфної стрічки стані

Протікання процесу наноструктурування підтверджується і даними АСМ (рис. 3.2).

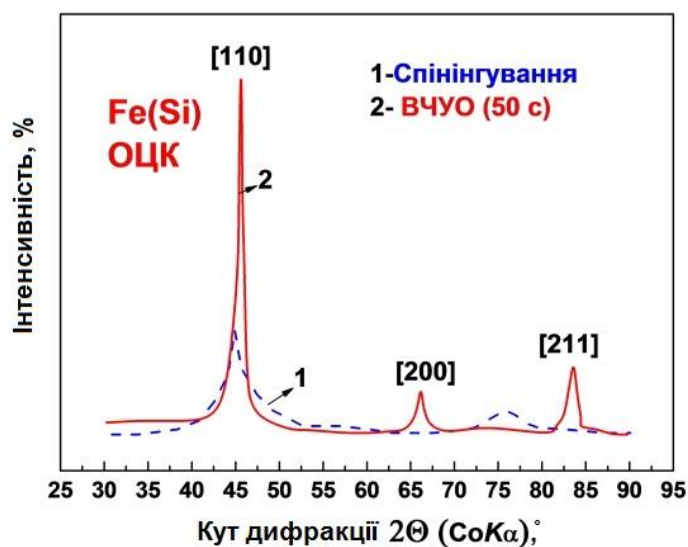
*a**б*

a – вихідний стан, *б* – після ВЧУО упродовж 50 с

Рисунок 3.2 – Морфологія поверхні аморфної стрічки, отримана методом АСМ

3.2 Результати рентгеноструктурного аналізу

Рентгеноструктурний аналіз показав, що утворені під впливом ВЧУО наночастинки є ОЦК фазою α -Fe(Si) (рис. 3.3). В зразку також спостерігаються зони, в яких немає наноструктурних елементів. Таким чином, цілком ймовірно, що ВЧУО обумовлює формування ділянок із різною структурою в одному й тому самому об'ємі аморфної матриці. Об'ємна частка наноструктурної фази сягає (30-50)%.



1 – вихідний стан, 2 – після ВЧУО упродовж 50 с

Рисунок 3.3 – Рентгенограма аморфної стрічки до (1) і після ВЧУО (2)

3.3 Зміни мікротвердості аморфних стрічок після індентування та ВЧУО

Як сказано раніше, АМС, отримані методом спінінгування, мають вигляд тонких стрічок. Така форма аморфних матеріалів спричиняє деякі незручності під час визначення їх механічних властивостей, зокрема тріщиностійкості, традиційними методами. При цьому тріщиностійкість є однією із найважливіших характеристик для подальшого визначення міцності матеріалів. Це стало причиною поширення неруйнівних методів визначення механічних властивостей, в основі яких лежить локальне навантаження матеріалу. До таких методів випробувань відносяться мікро- і наноіндентування. В цьому випадку локальне навантаження здійснюється шляхом вдавлювання в поверхню зразка індентора, виготовленого з твердого матеріалу (зазвичай алмазної пірамідки). Під час таких випробувань навколо відбитків, які залишаються після вдавлювання пірамідки за певних навантажень, виникають тріщини різного характеру. Відомі співвідношення, які зв'язують K_{Ic} матеріалу зразка з критичним навантаженням, необхідним для стадії зародження тріщини та розмірами тріщини для стадії її поширення [29].

В даній роботі досліджувався метод мікроіндентування в якості способу оцінки локальної пластичності і тріщиностійкості аморфних стрічок на основі заліза складу $Fe_{81}B_7Si_{10}P_{10}Cu_1$ та $Fe_{79,9}B_{3,4}Cu_{1,2}Si_{13,4}Nb_{2,1}$.

На рисунку 3.4 зображено залежність мікротвердості сплаву, що містить фосфор, від прикладеного на індентор навантаження, а на рисунку 3.5 – відповідна залежність для сплаву з ніобієм. Бачимо, що мікротвердість першого сплаву дещо нижче, ніж другого. Але в сплаві з ніобієм не спостерігається ефекту зміцнення з підвищенням прикладеного навантаження через утворення великої кількості смуг зсуву та початок руйнування. Під час дослідження морфології відбитків це чітко видно.

Для отримання коректних значень H_m необхідно підбирати такі режими вимірювань, за яких руйнування зразка не відбувається, а відбиток має розмір, який можна визначити із задовільною точністю. Таким чином, для вимірювання мікротвердості даних аморфних сплавів оптимальним є навантаження у 50 г. За

більших навантажень на індентор на поверхні зразка сплаву з фосфором спостерігається система напівкруглих лускатих зсувів, розташованих на межі відбитків (рис. 3.6). Бачимо, що навіть за навантаження 200 г навколо відбитку не з'являються тріщини. Проте, для сплаву з ніобієм при збільшенні навантаження до 160 г кількість лускатих зсувів зростає, а при навантаженні 200 г лускаті зсуви зникають і залишаються лише «променисті» дефекти (рис 3.7). Тобто, сплав з вмістом ніобію крихкий у порівнянні зі сплавом з фосфором. Тому подальші вимірювання механічних властивостей проводились саме для сплаву з фосфором.

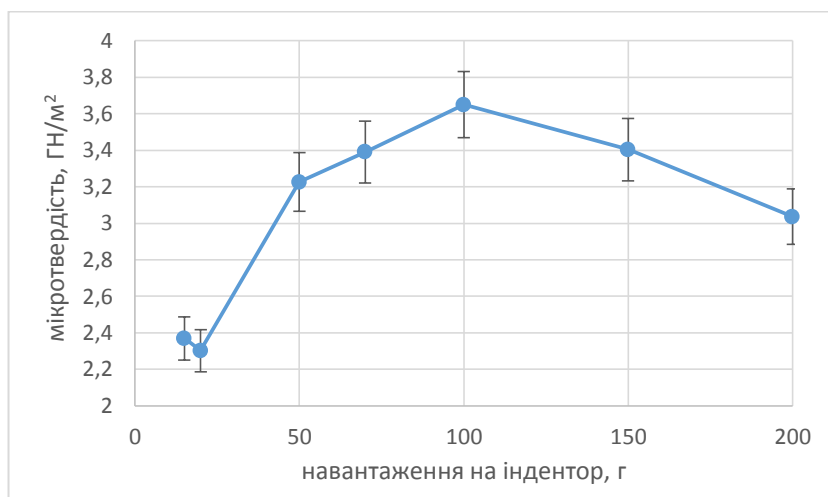


Рисунок 3.4 – Вплив прикладеного навантаження на мікротвердість стрічки сплаву $\text{Fe}_{81}\text{B}_7\text{Si}_1\text{P}_{10}\text{Cu}_1$

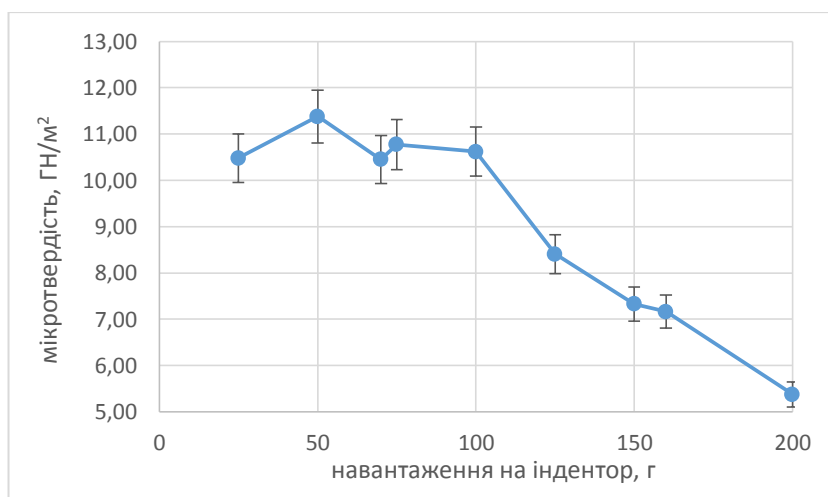


Рисунок 3.5 – Вплив прикладеного навантаження на мікротвердість стрічки сплаву $\text{Fe}_{79,9}\text{B}_{3,4}\text{Cu}_{1,2}\text{Si}_{13,4}\text{Nb}_{2,1}$

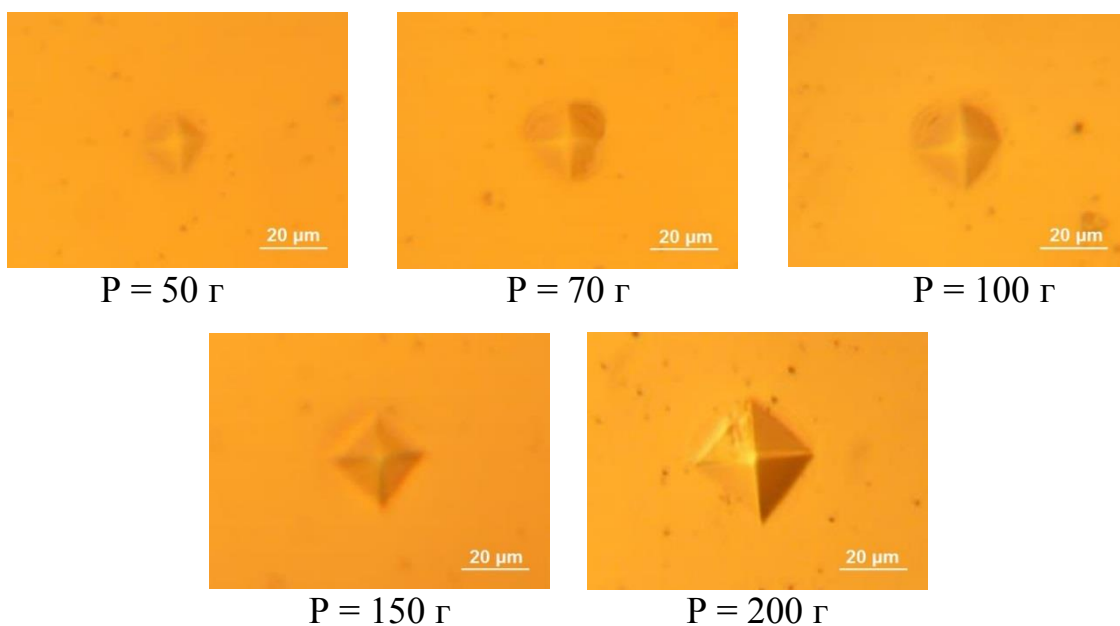


Рисунок 3.6 – Морфологія відбитків алмазної пірамідки (стрічка складу $\text{Fe}_{81}\text{B}_7\text{Si}_1\text{P}_{10}\text{Cu}_1$)

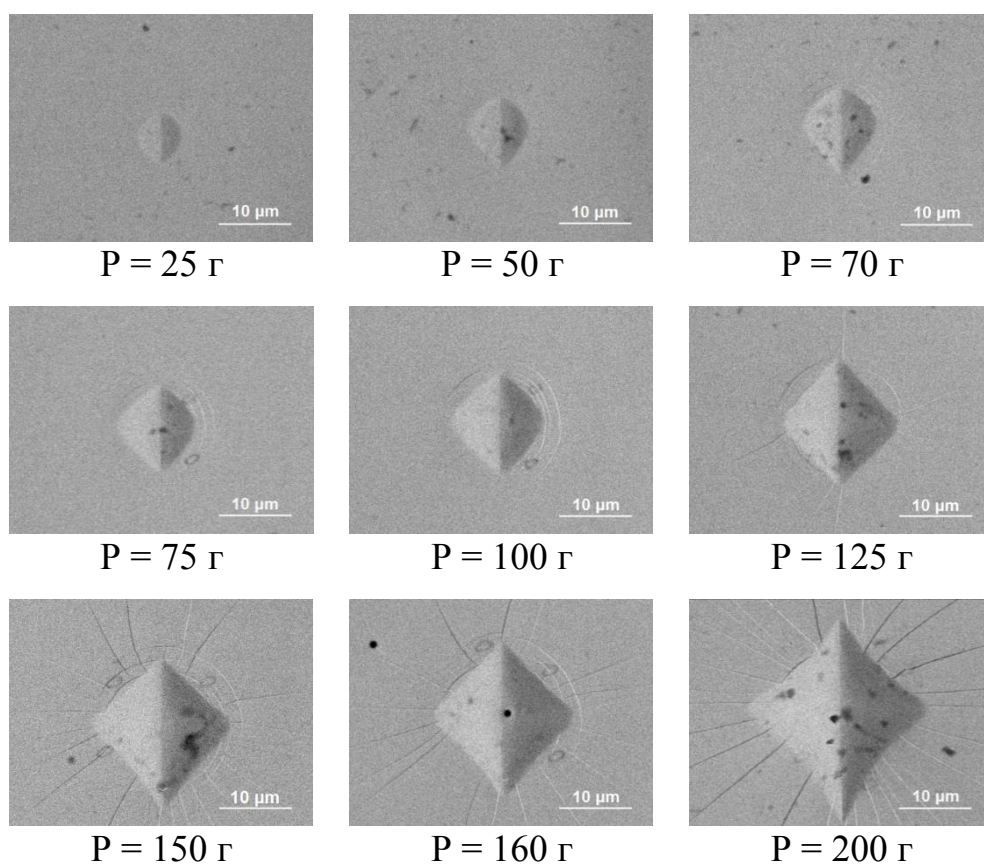


Рисунок 3.7 – Морфологія відбитків алмазної пірамідки (стрічка складу $\text{Fe}_{79.9}\text{B}_{3.4}\text{Cu}_{1.2}\text{Si}_{13.4}\text{Nb}_{2.1}$)

На рис. 3.8 наведено дані щодо зміни мікротвердості аморфної стрічки $\text{Fe}_{81}\text{B}_7\text{Si}_1\text{P}_{10}\text{Cu}_1$ від тривалості дії ВЧУО в атмосфері аргону за кімнатної температури. Як видно з рисунку, 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 до 60 с обумовлює різке монотонне зростання величини мікротвердості (ефект зміцнення складає 30 %). Внаслідок подальшого впливу ВЧУО відбувається незначне зниження твердості, типове для багатьох способів ПД металевих матеріалів після максимального часу дії, близького до виникнення тріщини і руйнування.

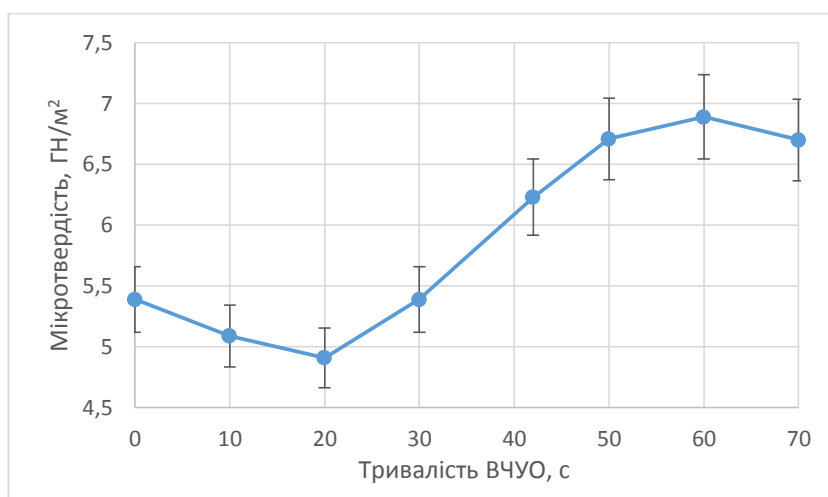


Рисунок 3.8 – Залежність величини мікротвердості аморфної стрічки $\text{Fe}_{81}\text{B}_7\text{Si}_1\text{P}_{10}\text{Cu}_1$ від тривалості ВЧУО

Аналогічний характер зміни мікротвердості спостерігався в роботі [7] при дослідженні залежності цієї характеристики від ступеню інтенсивної деформації стрічки аморфного сплаву $\text{Ni}_{44}\text{Fe}_{29}\text{Co}_{15}\text{Si}_2\text{B}_{10}$ шляхом кручення під високим тиском (КВТ) в камері Бриджмена при кімнатній температурі. Враховуючи це, можна припустити певну ідентичність між механізмами інтенсивної пластичної деформації при КВТ і ВЧУО. Згідно з висновками роботи [7], ефект спостережуваного різкого зниження мікротвердості обумовлений протіканням неомогенної (локалізованої) пластичної деформації з утворенням грубих смуг

зсуву, що характерно для усіх АМС за температур значно нижче точки кристалізації [30-31].

Зі зростанням інтенсивності ПД 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 в роботі [21]. Важливу роль під час ПД аморфного сплаву відіграють такі структурні характеристики, як вільний об'єм і локальний характер атомного оточення в одній або декількох координаційних сферах. За умов гетерогенної 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.

3.4 Ефект сегрегації компонентів аморфного сплаву під час мікроіндентування

Також було досліджено вплив мікроіндентування на зміну концентрації компонентів досліджуваних сплавів поблизу відбитків від індентора. В таблиці 3.1 та на рисунку 3.9 представлено розподіл компонентів після індентування аморфної стрічки складу $\text{Fe}_{79,9}\text{B}_{3,4}\text{Cu}_{1,2}\text{Si}_{13,4}\text{Nb}_{2,1}$.

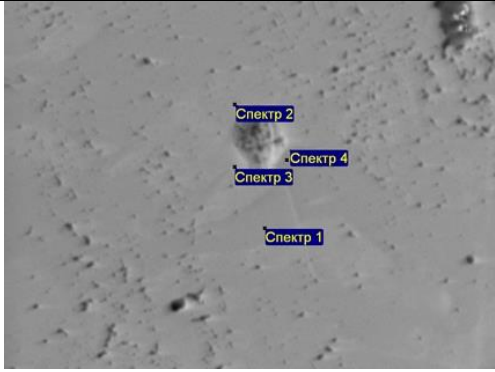
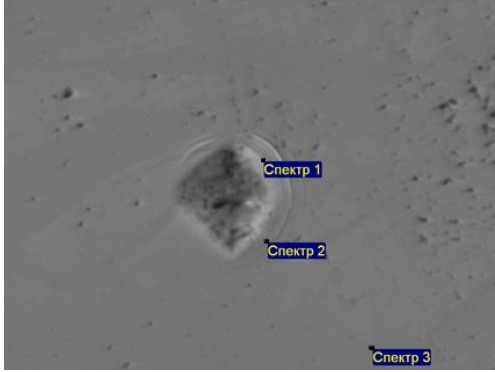
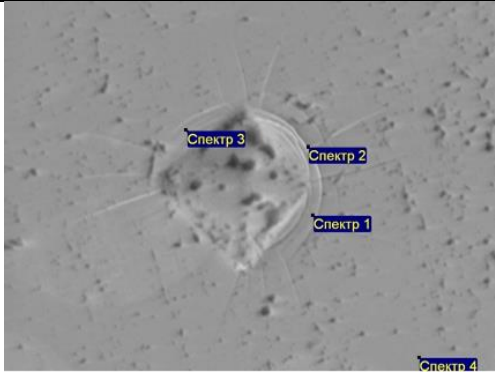
Бачимо, що при збільшенні навантаження вміст Fe, B та Nb поблизу відбитків дещо збільшується, а вміст Cu та Si зменшується.

На рисунку 3.10 зображено отримані значення зміни складу відносно початкового стану для стрічки складу $\text{Fe}_{81}\text{B}_7\text{Si}_{10}\text{P}_{10}\text{Cu}_1$ («+» – ефект збільшення, «-» – ефект зменшення по відношенню до вихідної концентрації елементів).

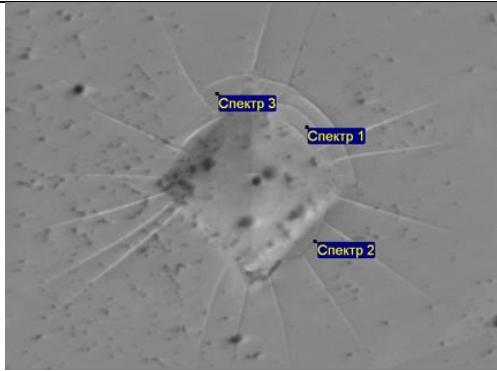
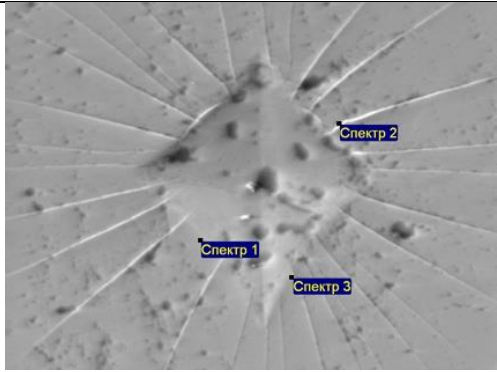
Бачимо, що зі збільшенням навантаження на індентор концентрація B, P та Fe зростає, у той час як кількість атомів Si та Cu знижується. Такі зміни пов'язані з

суттєвими атомними перегрупуваннями в аморфній стрічці в процесі локальної пластичної деформації.

Таблиця 3.1 – Розподіл компонентів сплаву $\text{Fe}_{79,9}\text{B}_{3,4}\text{Cu}_{1,2}\text{Si}_{13,4}\text{Nb}_{2,1}$ навколо відбитків при різному навантаженні на індентор

Наванта- ження Р, г	Фото відбитку з позначенням точок	Компо- ненти	Склад в точці у мас. %			
			1	2	3	4
1	2	3	4	5	6	7
25		B	0.541	3.735	2.383	3.149
		Cu	1.569	1.768	1.540	1.421
		Si	13.433	13.474	13.537	12.618
		Nb	2.224	1.948	2.477	1.996
		Fe	82.233	79.075	80.063	80.815
75		B	2.378	2.128	2.176	—
		Cu	1.972	1.799	1.906	
		Si	12.049	10.412	11.554	
		Nb	1.865	2.520	1.886	
		Fe	81.737	83.142	82.477	
125		B	2.658	1.075	2.777	3.144
		Cu	1.767	1.066	1.717	1.442
		Si	10.465	10.349	10.184	9.739
		Nb	2.031	2.589	1.986	1.987
		Fe	83.079	84.921	83.335	83.688

Продовження таблиці 3.1

1	2	3	4	5	6	7
160		B Cu Si Nb Fe	0.000 1.465 10.155 2.101 86.279	3.059 1.667 8.904 1.959 84.411	2.415 1.354 9.508 2.086 84.637	—
200		B Cu Si Nb Fe	3.972 1.800 9.519 2.299 82.410	2.367 1.770 8.382 1.931 85.549	4.279 1.656 8.155 2.123 83.787	—

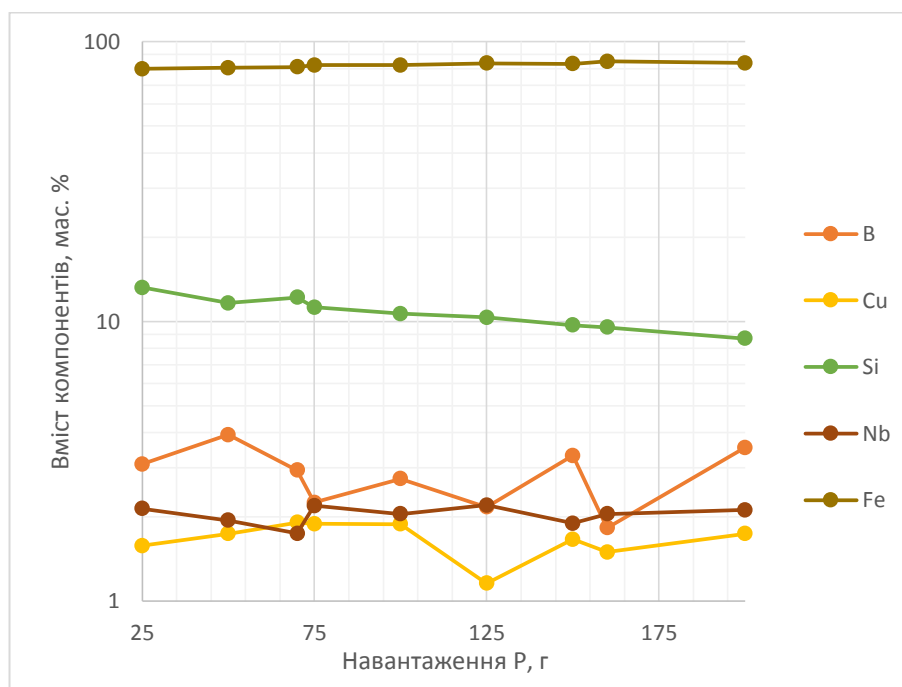


Рисунок 3.9 – Усереднений розподіл компонентів сплаву $\text{Fe}_{79.9}\text{B}_{3.4}\text{Cu}_{1.2}\text{Si}_{13.4}\text{Nb}_{2.1}$ поблизу відбитка в залежності від прикладеного навантаження

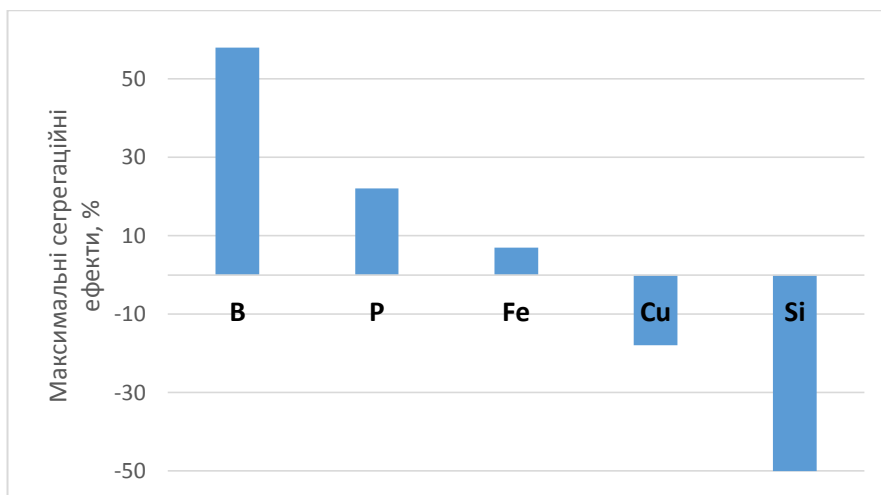
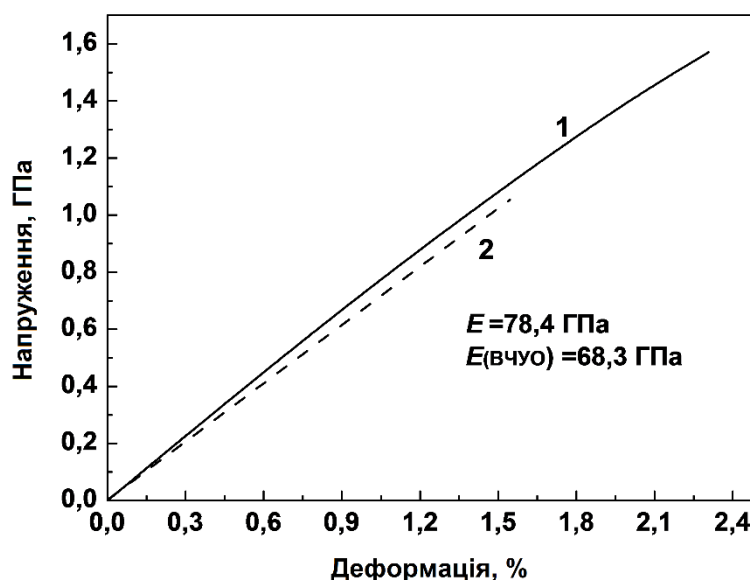


Рисунок 3.10 – Максимальні сегрегаційні ефекти поблизу відбитка індентора при навантаженні 200 г для сплаву $\text{Fe}_{81}\text{B}_7\text{Si}_1\text{P}_{10}\text{Cu}_1$

Пояснити ефект сегрегації при мікроіндентуванні можна утворенням і зростанням кількості смуг ковзання внаслідок механічного навантаження. При цьому навколо смуг ковзання відбувається модифікація структури, пов'язана з виникненням нанокристалітів і градієнтом залишкових напружень. Це сприяє збільшенню дифузійної рухливості атомів під час деформації у полі напружень.

3.5 Результати випробувань на одновісний розтяг

Результати випробувань на одновісний розтяг дослідженої аморфної стрічки складу $\text{Fe}_{81}\text{B}_7\text{Si}_1\text{P}_{10}\text{Cu}_1$ до і після ВЧУО за кімнатної температури наведені на рис. 3.11 у вигляді інженерних кривих "напруження-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 аморфною структурою, так і після ІПД під час одновісного розтягу поведуться як ідеально крихкі матеріали за кімнатної температури.



1 – після ВЧУО; 2 – у вихідному стані

Рисунок 3.11 – Характерні інженерні діаграми розтягу зразків швидкозагартованої стрічки $\text{Fe}_{81}\text{B}_7\text{Si}_1\text{P}_{10}\text{Cu}_1$

З погрішністю, яка не перевищує декількох відсотків, не було зафіксовано наявності майданчика плинності і залишкових деформацій, які є типовими для поведінки руйнування кристалічних металів під час випробувань на розрив. Чисельні величини напруження розриву σ_r , подовження ϵ і модуля пружності E , отримані за результатами аналізу кривих "напруження - деформація" для обох станів стрічки, наведені у таблиці 3.2. Деяке зниження модуля пружності після ВЧУО, зафіксоване в даній роботі експериментально, корелює з даними роботи [20], де зазначалося подібне зниження модуля після накладення ультразвукових механічних коливань.

Вигляд стрічок після руйнування зображено на рисунку 3.12.

Таблиця 3.2 – Механічні характеристики швидкозагартованої стрічки $\text{Fe}_{81}\text{B}_7\text{Si}_1\text{P}_{10}\text{Cu}_1$

Стан	σ_r , ГПа	ϵ , %	E , ГПа	E/σ_r
Вихідний	1,1	1,5	73,3	66
Після ВЧУО	1,6	2,3	69,5	43

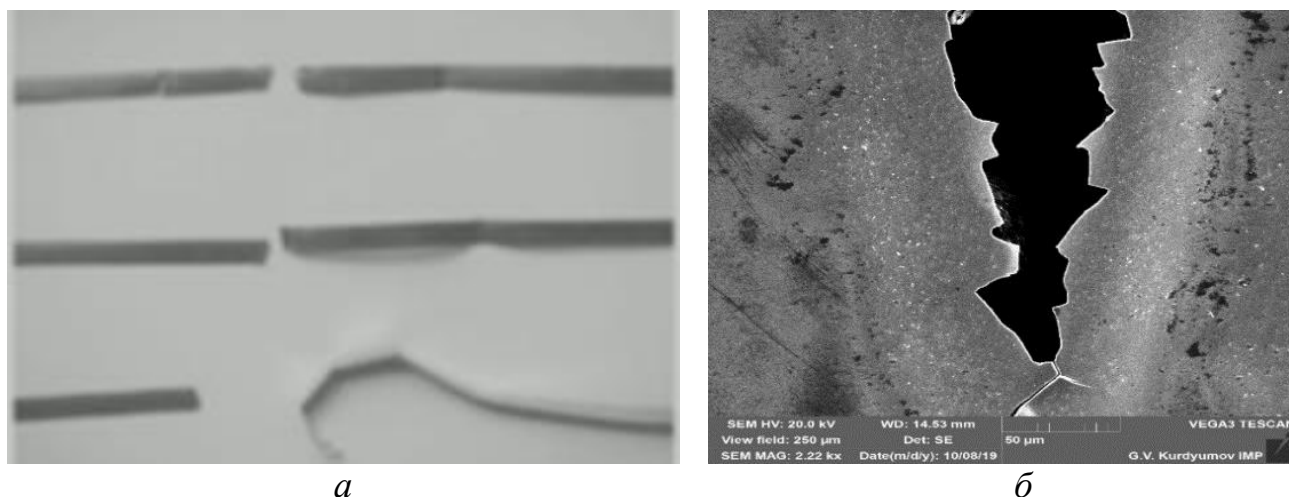


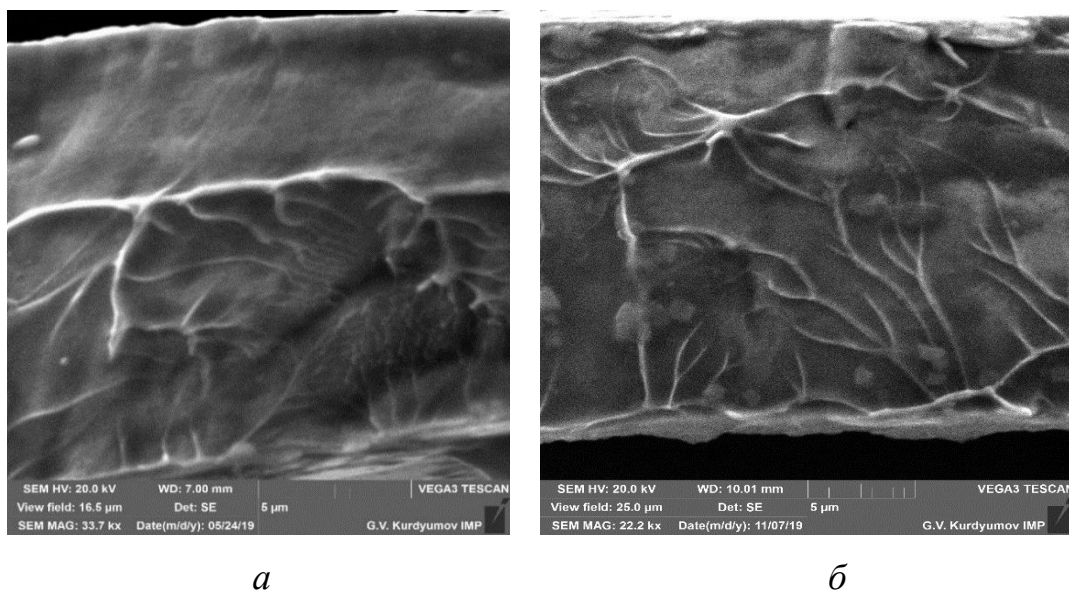
Рисунок 3.12 – Зовнішній вигляд розірваних аморфних стрічок та область крихкого руйнування до ВЧУО

Відсутність яскраво вираженого майданчика плинності на кривій "напруження - деформація" під час випробувань 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, яка відбувається за кімнатної температури, АМС мають досить високу пружну деформацію і невелику макроскопічну пластичність в процесі розтягу (до 2%). Високий ступінь пластичної деформації має місце тільки у вузько локалізованих смугах зсуву, а за їх межами деформація практично відсутня [30-31].

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

3.6 Фрактографія поверхні руйнування аморфної стрічки внаслідок одновісного розтягу

Характерною рисою поверхні руйнування аморфних сплавів за низьких температур є поява на РЕМ-зображеннях декількох типів морфології: гладкої (дзеркальної або матової), венозної, річкової і шевронної. На рисунку 3.13 зображено характерні фрактограми поверхні розриву після випробування на розтяг дослідженої у даній роботі аморфної стрічки для двох станів: початкового до деформації (*а*) і після ВЧУО (*б*). Спостерігаємо дві області з різною морфологією, яка характеризується наявністю майже гладкої ділянки сколу, 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. 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 неоднакова. Між венами формується, як правило, хвиляста, рифлена, або канавочна поверхня. Такий вид фрактографії є типовим для багатьох раніше досліджених стрічкових і масивних АМС.



а – вихідний стан, *б* – після ВЧУО упродовж 50 с

Рисунок 3.13 – РЕМ-зображення фрактографії поверхні розриву аморфної стрічки $\text{Fe}_{81}\text{B}_7\text{Si}_{10}\text{P}_{10}\text{Cu}_1$ за кімнатної температури

Детальний аналіз морфології венозного і річкового візерунка на картині руйнування дозволяє встановити напрям поширення локальних тріщин. Утворенню річкових візерунків сприяє злиття сходинок сколу. Можна відзначити, що річкові візерунки зазвичай спостерігаються і для сталей при температурах, близьких до в'язко-крихкого переходу Іюффе. 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 за вказаних температур. Аналіз дії ультразвукових навантажень на металеве скло у роботі [20] дозволив авторам 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 саме і обумовлює формування картин річок і вен (рис. 3.14).



Рисунок 3.14 – Схема деформаційних зон (стрілка вказує напрям зсуву)

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 виникненням та поширенням локально інтенсивних смуг зсуву. Існує думка, що венозна картина виникає внаслідок локального адіабатичного

підвищення температури, обумовленого раптовістю ковзання [32-34]. В результаті найбільша частина рідиноподібної області під час руйнування переміщається в решітку вен, які представляють собою протилежну сторону зруйнованої поверхні, як результат своєрідного формування шийки в процесі розриву зразка.

3.7 Висновки до розділу 3

1. Виявлено, що ВЧУО протягом 50 с сприяє утворенню наноструктурної фази, об'ємна частка якої сягає (30-50) %.

2. Аналіз зміни мікротвердості сплаву $\text{Fe}_{81}\text{B}_7\text{Si}_{10}\text{P}_{10}\text{Cu}_1$ залежно від тривалості ВЧУО в атмосфері аргону при кімнатній температурі виявив ефект підвищення пластичності матеріалу (10 %) в діапазоні (0-20) с і ефекту зміцнення (30 %) після 60 с у порівнянні з початковим станом.

3. Внаслідок навантаження на індентор 200 г в області відбитку спостерігається зменшення концентрації Cu та Si, збільшення концентрації Fe, V та: Nb – для випадку сплаву $\text{Fe}_{79,9}\text{B}_{3,4}\text{Cu}_{1,2}\text{Si}_{13,4}\text{Nb}_{2,1}$ і P – для випадку сплаву $\text{Fe}_{81}\text{B}_7\text{Si}_{10}\text{P}_{10}\text{Cu}_1$.

4. Після впливу ВЧУО спостерігається збільшення напруження розриву та подовження, а також зменшення значення модулю Юнга для зразків сплаву $\text{Fe}_{81}\text{B}_7\text{Si}_{10}\text{P}_{10}\text{Cu}_1$; поверхня руйнування складається з двох областей: гладкої з руйнуванням за механізмом чистого зсуву, внаслідок проходження тріщини без жодного опору, та гістерезисного руйнування, яке обумовлює формування картин річок і вен.

5. На поверхні розриву стрічок спостерігається венозна структура, що свідчить про наявність нанорозмірної пластичної деформації; товщина вен і річок лежить в межах (0,1-0,5) мкм, висота складає близько 0,3 мкм, а їх форма є близькою до рівнобедреного трикутника. Вени займають малу частину поверхні руйнування, між ними формується хвиляста, рифлена, або канавочна поверхня.

4 ОРГАНІЗАЦІЙНО-ЕКОНОМІЧНА ЧАСТИНА

4.1 Науково-технічна актуальність НДР

Аморфні металеві сплави мають кращі механічні та магнітні властивості в порівнянні з кристалічними сплавами такого ж складу. Проте, АМС представляють інтерес не лише як заміна існуючим кристалічним сплавам, а й як самостійна основа для нових виробів із заданими властивостями.

Вплив інтенсивної пластичної деформації на АМС призводить до утворення нанокристалічної фази, що підвищує міцність аморфних сплавів. В даній роботі досліджується вплив високочастотної ударної обробки (як одного із видів ПД) на структуру та механічні властивості аморфних стрічок на основі заліза.

4.2 Розрахунок витрат на проведення НДР

Для визначення планової собівартості проведення науково-дослідної роботи необхідно врахувати всі витрати на виконання запланованих робіт по темі. Планування допоможе уникнути зайвих витрат. Планову собівартість визначають за наступними пунктами:

- а) витрати на оплату праці;
- б) єдиний соціальний внесок;
- в) матеріали, необхідні для проведення досліджень;
- г) витрати на спеціальне обладнання;
- д) витрати на службові відрядження;
- е) інші прямі невраховані витрати;
- ж) накладні витрати.

4.2.1 Витрати на оплату праці

Витрати на оплату праці розраховують на основі даних про трудомісткість окремих робіт по темі (табл. 4.1) та посадових окладів безпосередніх їх виконавців (табл. 4.2).

Таблиця 4.1 – Трудомісткість робіт по темі

Найменування робіт по темі дослідження	Трудомісткість за виконавцями, людино-днів	
	Старший науковий співробітник	Інженер-дослідник
Уточнення та конкретизація завдань по темі дослідження	3	-
Аналіз науково-технічних публікацій по темі дослідження	-	8
Обґрунтування мети та напрямів дослідження	2	-
Розробка методики проведення дослідження	5	7
Проведення дослідження	-	7
Обговорення результатів дослідження	5	15
Усього	15	37

Денні зарплати визначаються як відношення місячного окладу до умовного місяця (для НДР з п'ятиденним робочим тижнем складає 21,2 дня).

Таблиця 4.2 – Розрахунок витрат на оплату праці

Посада виконавців теми	Планова трудомісткість, люд-днів	Заробітна плата, грн		
		Посадовий місячний оклад	Середньоденна зарплата	Усього за виконавцями
1	2	3	4	5
1.Провідний науковий співробітник	15	20 507,09	967,31	14 509,65

Продовження таблиці 4.2

1	2	3	4	5
2. Інженер-дослідник	37	9 238	435,75	16 122,75
Разом оплата праці з теми				30 632,4

4.2.2 Єдиний соціальний внесок

Єдиний соціальний внесок (ЄСВ) – це обов’язкове відрахування на загальнодержавне соціальне страхування. З 1 січня 2016 р. ставка ЄСВ складає 22 %. Базою для нарахування ЄСВ слугують загальні витрати на оплату праці по темі (підсумок по табл.1.2).

$$\text{ЄСВ} = \text{ЗП} \cdot 0,22, \quad (4.1)$$

де ЗП – загальні витрати на оплату праці по темі.

Тобто, ЄСВ буде становити:

$$\text{ЄСВ} = 30632,4 \cdot 0,22 = 6739,12 \text{ грн.}$$

4.2.3 Матеріали, необхідні для проведення досліджень

Визначення витрат на матеріали проводиться з розрахунку необхідної кількості матеріалів на їх вартості. Дані про матеріали зведено до таблиці 4.3.

Транспортно-заготівельні витрати приймаємо на рівні 10 % від планової вартості загальних витрат на матеріали:

$$T_{\text{в}} = 254,75 \cdot 0,1 = 25,46 \text{ грн.}$$

У такому разі загальна сума витрат на закупівлю матеріалів та їх транспортування буде становити:

$$B_m = 254,75 + 25,46 = 280,21 \text{ грн.}$$

Таблиця 4.3 – Розрахунки витрат на матеріали

Найменування матеріалу	Одиниця вимірювання	Кількість	Ринкова ціна за одиницю, грн.	Сума, грн.
Аморфна стрічка FINEMET складу $\text{Fe}_{81}\text{B}_7\text{Si}_1\text{P}_{10}\text{Cu}_1$	кг	1	113,22	113,22
Аморфна стрічка FINEMET складу $\text{Fe}_{79,9}\text{B}_{3,4}\text{Cu}_{1,2}\text{Si}_{13,4}\text{Nb}_{2,1}$	кг	1	141,53	141,53
Загальні витрати на матеріали				254,75

4.2.4 Витрати на спеціальне обладнання

Всі дослідження проводились на вже наявному обладнанні, тому придбання спеціального обладнання не передбачається.

4.2.5 Вартість послуг сторонніх організацій

Використання послуг сторонніх організацій від час виконання НДР не передбачається.

4.2.6 Витрати на службові відрядження

Всі роботи проводились в лабораторіях КПІ ім. Ігоря Сікорського, тому службові відрядження не передбачаються.

4.2.7 Інші прямі невраховані витрати

До інших непрямих витрат входять всі витрати на проведення НДР, які не ввійшли до попередніх пунктів. Інші прямі витрати приймаємо на рівні 10 % від суми врахованих витрат:

$$I_B = (ЗП + ЄСВ + B_M) \cdot 0,1 \quad (4.2)$$

Тобто, I_B буде становити:

$$I_B = (30632,4 + 6739,12 + 280,21) \cdot 0,1 = 3765,17 \text{ грн.}$$

4.2.8 Накладні витрати

До накладних витрат (H_B) відносять:

- а) заробітна плата адміністративна – управлінського, господарського та обслуговуючого персоналу з єдиним соціальним внеском;
- б) витрати на придбання експериментального спеціального обладнання та приладів;
- в) витрати по охороні праці та на техніку безпеки;
- г) утримання виробничих площ, приладів, устаткування та установок;
- д) витрати на воєнізовану охорону;
- е) інші загальногосподарські та дослідницькі витрати.

Норматив відрахувань на накладні витрати у КПІ ім. Ігоря Сікорського встановлений в розмірі 20 % планової сумарної вартості виконання НДР:

$$H_B = (ЗП + ЄСВ + B_M + I_B) \cdot 0,2 \quad (4.3)$$

Тобто, H_B буде становити:

$$H_B = (30632,4 + 6739,12 + 280,21 + 3765,17) \cdot 0,2 = 8283,38 \text{ грн.}$$

4.2.9 Розроблення планової калькуляції кошторисної вартості теми

Розрахунки кошторисної вартості теми представлено в таблиці 4.4 як суму всіх проведених вище обчислень.

Таблиця 4.4 – Планова калькуляція кошторисної вартості НДР

Найменування статей витрат	Сума, грн	Обґрунтування
1	2	3
1.Витрати на оплату праці	30 632,4	Відповідно до розрахунків
2.Єдиний соціальний внесок	6 739,12	22,0 % від загальних витрат на оплату праці
3.Матеріали для проведення досліджень	280,21	Відповідно до розрахунків
4.Енергоносії для проведення досліджень	–	Відповідно до розрахунків (у нашому випадку включаються у статтю накладні витрати)
5.Спецобладнання для наукових цілей	–	Відповідно до розрахунків (у нашому випадку включаються у статтю накладні витрати)
6.Вартість послуг сторонніх організацій	–	За договором із сторонніми організаціями (у нашому випадку не передбачено)
7.Витрати на службові відрядження	–	Відповідно до розрахунків (у нашому випадку не передбачено)
8.Інші невраховані прямі витрати по темі	3 765,17	10 % від суми прямих розрахованих витрат по темі

Продовження таблиці 4.4

1	2	3
9. Накладні витрати	8 283,38	Відповідно до нормативів організації-виконавця теми (у нашому випадку 20 % від суми прямих витрат)
10. Усього витрат по темі	49 700,28	Сума попередніх статей

4.3 Науково-технічна ефективність НДР

Розрахунок ефективності НДР проводять для оцінки доцільності виконання досліджень по даній темі.

Для визначення річного економічного ефекту скористаємося бальною системою оцінювання економічної ефективності за наступними показниками:

- важливість розробки (K_1);
- можливість використання результатів розробки (K_2);
- теоретичне значення та рівень новизни (K_3);
- складність дослідження (K_4).

Нижче наведено систему оцінки щодо кожного з коефіцієнтів.

Коефіцієнт K_1 може приймати наступні значення:

- а) ініціативна робота, яка не входить до складу комплексної програми та не є завданням директивних органів – 1 бал;
- б) робота виконується за угодою про науково-технічне співробітництво – 3 бали;
- в) робота являє собою частину відомчої програми – 5 балів;
- г) робота являє собою частину комплексної міжвідомчої програми з елементами впровадження результатів – 7 балів;
- д) робота є частиною міжнародної комплексної програми – 8 балів.

Коефіцієнт K_2 може приймати такі значення:

- а) результати розробки можна використати тільки в даному підрозділі – 1 бал;

б) результати розробки можуть бути використані тільки однією організацією – 3 бали;

в) результати розробки можуть бути використані декількома організаціями – 5 балів.

г) результатами розробки можуть користуватися в масштабах однієї галузі – 8 балів;

д) результатами розробки можуть користуватися у різних галузях – 10 балів.

Коефіцієнт K_3 може приймати такі значення:

а) робота являє собою аналіз, узагальнення або класифікацію відомої інформації, подібні результати раніше були відомі в досліджуваній галузі – 2 бали;

б) під час виконання роботи отримана нова інформація, яка доповнює уявлення про сутність досліджуваних процесів – 3 бали;

в) внаслідок виконання роботи отримана нова інформація, яка частково змінює уявлення про природу досліджуваних процесів – 5 балів;

г) внаслідок виконання НДР створені нові теорії, методики тощо – 6 балів;

д) отримана інформація формує принципово нові уявлення, які не були відомі раніше – 8 балів.

Коефіцієнт K_4 може приймати такі значення:

а) роботу виконує один підрозділ, витрати до 10 000 гривень – 1 бал;

б) роботу виконує один підрозділ, витрати від 10 000 до 50 000 гривень – 3 бали;

в) роботу виконує один підрозділ, витрати від 50 000 до 100 000 гривень – 5 балів;

г) робота виконується декількома підрозділами, витрати від 100 000 до 200 000 гривень – 7 балів;

д) робота виконується декількома організаціями, витрати понад 200 000 гривень – 9 балів.

Загальна бальна оцінка (Б) вираховується перемноженням коефіцієнтів:

$$Б = K_1 \cdot K_2 \cdot K_3 \cdot K_4 \quad (4.4)$$

В таблиці 4.5 наведено бальну оцінку ефективності даної НДР.

Таблиця 4.5 – Бальна оцінка ефективності НДР

Показник оцінки ефективності НДР	Умове позначення показника	Характеристики даної роботи	Кількість балів
1. Важливість розробки	K_1	Робота виконується за угодою про науково-технічне співробітництво	3
2. Можливість використання результатів розробки	K_2	Результатами розробки можуть користуватися в масштабах однієї галузі	8
3. Теоретична значимість та рівень новизни розробки	K_3	Під час виконання роботи отримана нова інформація, яка доповнює уявлення про сутність досліджуваних процесів	3
4. Складність дослідження	K_4	Роботу виконує один підрозділ, витрати від 10 000 до 50 000 гривень	3

В нашому випадку бальна оцінка ефективності згідно табл. 4.5 становить:

$$Б = 3 \cdot 8 \cdot 3 \cdot 3 = 216$$

Умовний ефект НДР розраховується за формулою:

$$E_{\text{НДР}}^y = 500 \cdot Б - E_n \cdot B_{\text{НДР}}, \quad (4.5)$$

де 500 – умовна вартість одного балу;

E_n – нормативний коефіцієнт економічної ефективності (може бути в межах 0,1-0,3);

$B_{\text{НДР}}$ – сумарні витрати на виконання НДР;

Для даної теми умовний ефект виконання НДР буде становити:

$$E_{\text{НДР}} = 500 \cdot 216 - 0,2 \cdot 49700,28 = 98059,94 \text{ грн.}$$

Економічна ефективність НДР визначається коефіцієнтом умовної економічної ефективності E_e . Він є відношенням умовного ефекту виконання НДР до сумарних витрат на виконання НДР та розраховується за формулою:

$$E_e = \frac{E_{\text{НДР}}}{B_{\text{НДР}}} \quad (4.6)$$

Для даної теми E_e буде становити:

$$E_e = \frac{98059,94}{49700,28} = 1,973$$

Коефіцієнт умовної економічної ефективності науково-дослідної роботи становить 1,973 (перевищує одиницю), що свідчить про доцільність її виконання.

4.4 Висновки до розділу 4

1. Було розраховано планову кошторисну вартість (собівартість) НДР, яка склала 49700,28 грн.

2. У ході проведення економічного аналізу доцільності даної науково-дослідницької роботи було виявлено, що дане дослідження має коефіцієнт $E_e = 1,973$ і є доцільним з економічної точки зору.

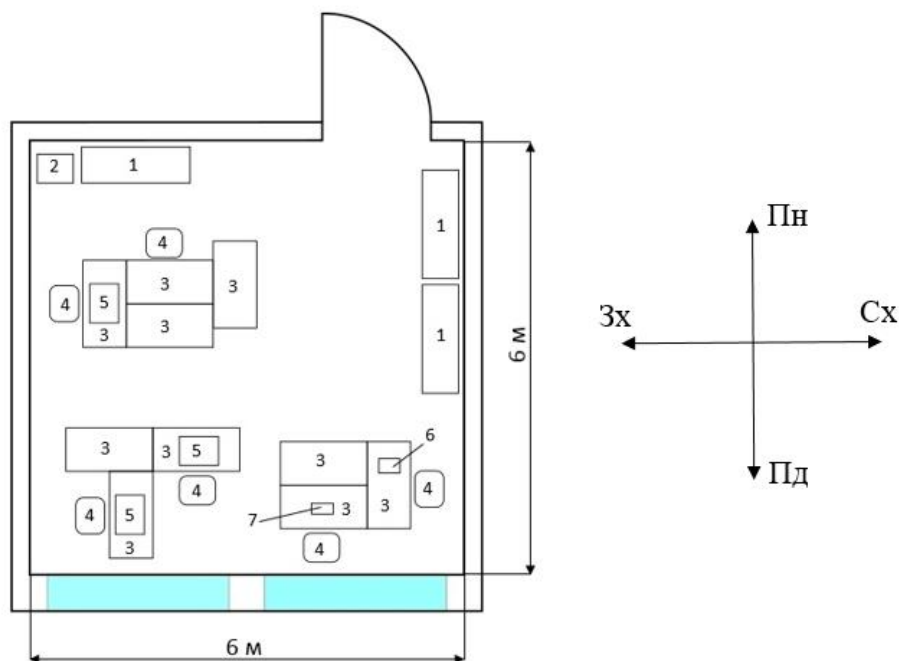
5 ОХОРОНА ПРАЦІ

Дипломна робота виконувалась на кафедрі фізики металів Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського» в кабінеті № 508 корпусу № 9.

В даній роботі досліджується зміна структури та механічних властивостей аморфних стрічок на основі заліза після впливу високочастотної ударної обробки. Метою даного розділу є виявлення небезпечних та шкідливих факторів, що виникають при виконання вказаного виду обробки, а також розглянути заходи для попередження небезпеки та забезпечення безпеки персоналу.

5.1 Аналіз параметрів робочого приміщення

Схематичне зображення приміщення, в якому проводились досліді для даної НДР, представлено на рисунку 5.1. Специфікацію технологічного обладнання та оснащення наведено в таблиці 5.1.



1 – книжкова шафа; 2 – тумбочка; 3 – письмовий стіл; 4 – стілець; 5 – комп'ютер;
6 – мікротвердомір; 7 – установка для ВЧУО

Рисунок 5.1 – Схема кімнати № 508

Таблиця 5.1 – Специфікація технологічного обладнання кімнати № 508

№ п.п.	Найменування	Розміри, см	Основні характеристики	Кількість	Позиція на рисунку
1	Мікротвердомір ПМТ-3	20x29x41	Живлення через трансформатор від кола змінного струму 127/220 в.	1	6
2	УЗГ-300	30x15x36	Складається з п'єзокерамічного генератора ультразвукових коливань (21 кГц) і металевого вібратора (частота 1,5 кГц); амплітуда коливань бойка 25 мкм.	1	7

Розміри даного приміщення становлять 6 м × 6 м × 2,7 м. В кімнаті № 508 працює дві людини. В таблиці 5.2 описано параметри даного приміщення, які характеризують фактор небезпеки в порівнянні з нормативними значеннями, відповідно до ДСанПіН 3.3.2-007-98.

Таблиця 5.2 – Реальні та нормативні характеристики приміщення

№	Параметр приміщення	Реальне значення	Нормативне значення [35]
1	Площа на 1 працюючого	18 м ²	Не менше 6 м ²
2	Об'єм на 1 працюючого	48,6 м ³	Не менше 20 м ³
3	Мінімальна ширина проходу	1 м	Не менше 1 м
4	Двері	1490 мм	1490 мм
5	Вікна	2,5 м × 2 м	1,2 м × 2 м

5.2 Аналіз мікроклімату приміщення

Мікроклімат приміщення є одним із важливих факторів впливу на стан та працездатність працівників. Тому такі параметри як температура, вологість і швидкість руху повітря повинні відповідати нормам відповідно до категорії виконуваних робіт.

Згідно ДСН 3.3.6.042-99 виконання дослідів в межах даної НДР належить до категорії важкості робіт І б (роботи, що виконуються сидячи, стоячи або пов'язані з ходінням та супроводжуються деяким фізичним напруженням) [36].

В таблиці 5.3 наведено фактичні та нормативні параметри мікроклімату в кімнаті № 508 в холодний та теплий період року.

Таблиця 5.3 – Нормативні та фактичні параметри мікроклімату приміщення

Період року	Температура повітря, °С	Вологість повітря, %	Швидкість руху повітря, м/с
Нормативні значення			
Холодний	Не більше 21-23	40-60	0,1
Теплий	Не більше 22-24	40-60	0,2
Фактичні значення			
Холодний	20	60	0,1
Теплий	23	55	0,1

Бачимо, що параметри мікроклімату в даному приміщенні відповідають нормам, окрім температури повітря в холодний період року. Рекомендується встановлення кондиціонера для обігріву повітря для забезпечення умов роботи в холодну пору.

5.3 Аналіз небезпечних та шкідливих факторів

Небезпечні та шкідливі виробничі фактори за природою дії поділяються на 4 групи: фізичні, хімічні, біологічні та психофізіологічні.

В таблиці 5.4 наведено шкідливі та небезпечні фізичні фактори, що можуть виникнути при роботі з установкою для високо-частотної ударної обробки, та вказано інтенсивність їх небезпеки.

Таблиця 5.4 – Небезпечні та шкідливі виробничі фактори при роботі з УЗГ-300

Класифікація факторів	Шкідливі виробничі фактори			Небезпечні виробничі фактори	
	Шкідливі речовини	Шум	Ультразвук	Електричний струм	Механізми і вироби, що рухаються
Інтенсивність небезпеки	х	хх	хх	х	х

Примітка. хх – інтенсивний фактор; х – помірний фактор

До хімічних небезпечних та шкідливих факторів при виконанні даної роботи варто віднести наявність газу (обробка проводиться в атмосфері аргону).

Біологічні та психофізіологічні фактори відсутні.

Розглянемо детальніше виявлені шкідливі та небезпечні фактори при роботі з установкою для ВЧУО.

5.3.1 Шум та ультразвук

Шум – це хаотичне сполучення звуків різної частоти та інтенсивності, які за частотним діапазоном знаходяться в межах чутливості органів слуху людини [37].

Вплив шуму на стан людини залежить від його частоти, інтенсивності, часу впливу тощо. Довготривалий вплив шуму може призвести до зниження пам'яті, запаморочення, підвищення стомлюваності, роздратування тощо. Ультразвук може викликати функціональні порушення нервової системи, головний біль, зміни тиску, складу і властивостей крові, зумовлює втрату слухової чутливості, підвищену втомлюваність [37].

Рівень шуму та ультразвуку на робочому місці регулюється санітарними нормами ДСН 3.3.6.037-99.

До засобів індивідуального захисту від шуму та ультразвуку належать протишумові навушники, костюми, шоломи, екрани тощо.

В даній роботі для механічної обробки зразків застосовувався ультразвуковий генератор УЗГ-300, наслідком використання якого є певний рівень шуму та ультразвуку в робочому приміщенні. Для захисту застосовувались протишумові навушники. Рівень ультразвуку при виконанні роботи залишався в межах норми.

5.3.2 Вібрація

Вібрацією називають будь-які механічні коливання пружних тіл або коливальні рухи механічних систем, які проявляються в їх переміщенні в просторі або в зміні їх форми [37].

Вібрація негативно впливає на психомоторну працездатність, емоційну сферу і розумову діяльність людини, а також може спричинити появу вібраційної хвороби [37].

Вібрація також може впливати на зносостійкість обладнання та матеріалів, які піддаються її впливу, і таким чином спричинити їх руйнування.

Заходи щодо попередження впливу вібрації на організм людини поділяють на технічні, організаційні та лікувально-профілактичні. Загалом, вони передбачають регулювання рівня вібрації за допомогою модифікації та налаштувань приладу-джерела вібрації, використання захисного одягу і взуття та проведення профілактично-лікувальних процедур.

5.3.3 Електробезпека

Електробезпека являє собою систему організаційних та запобіжних заходів, направлених на попередження отримання електротравм при роботі з електричними приладами та установками.

Тяжкість ураження електричним струмом залежить від багатьох факторів, серед яких виділяють три групи: фактори електричного характеру, фактори неелектричного характеру та фактори виробничого середовища [37]. До першої

групи відносять параметри струму (силу струму, напругу, вид, частоту) та людини; до другої належать тривалість дії струму та стан організму людини; до третьої групи відносять мікрокліматичні параметри приміщення.

В приміщенні № 508 знаходиться кілька електричних приладів – три комп'ютери, ультразвуковий генератор УЗГ-300 та мікротвердомір ПМТ-3. Всі прилади живляться напругою 220 В та змінним струмом з частотою 50 Гц.

Дане приміщення можна описати як сухе, з температурою 18 °С-25 °С та з підлогою, що не проводить струм, тому кімната № 508 можна віднести до класу приміщень без підвищеної небезпеки.

5.4 Пожежна безпека

Відповідно до НАПБ Б.03.002-2007 приміщення поділяють на п'ять категорій: А (вибухопожежонебезпечна), Б (вибухопожежонебезпечна), В (пожежонебезпечна), Г (де наявні негорючі речовини та матеріали в гарячому, розжареному або розплавленому стані, процес обробки яких супроводжується виділенням променистого тепла, іскор, полум'я; горючі гази, спалимі рідини, тверді речовини, які спалюються або утилізуються як паливо) та категорія Д (не горючі речовини та матеріали в холодному стані) [37].

Відповідно до даної класифікації, кімната № 508 належить до категорії Д: в ньому знаходяться горючі та негорючі матеріали і речовини в холодному стані.

Пожежну небезпеку в даному приміщенні становлять електричні прилади (комп'ютери, ультразвуковий генератор та мікротвердомір) через можливість короткого замикання.

Для вчасного виявлення пожежі в кімнаті встановлені автоматичні датчики типу ДТП. В якості засобів пожежогасіння, в приміщенні наявні вогнегасники ОУБ-2. В разі необхідності, евакуація відбувається за планом евакуації.

5.5 Висновки до розділу 5

1. Відповідно до проведеного аналізу, умови кімнати № 508, в якій проводились дослідження для даної роботи, відповідає нормам мікроклімату, освітлення, електробезпеки та пожежної безпеки.

2. Для захисту від дії шуму та ультразвуку під час виконання ВЧУО використовувались протишумові навушники.

ВИСНОВКИ

Уперше досліджено вплив ВЧУО на механічні властивості швидкозагартованих аморфних стрічок на основі заліза типу FINEMET складу $\text{Fe}_{81}\text{B}_7\text{Si}_{10}\text{P}_{10}\text{Cu}_1$ та $\text{Fe}_{79,9}\text{B}_{3,4}\text{Cu}_{1,2}\text{Si}_{13,4}\text{Nb}_{2,1}$.

1. Виявлено, що ВЧУО протягом 50 с сприяє утворенню наноструктурної фази, об'ємна частка якої сягає (30-50) %.

2. Аналіз зміни мікротвердості сплаву $\text{Fe}_{81}\text{B}_7\text{Si}_{10}\text{P}_{10}\text{Cu}_1$ залежно від тривалості ВЧУО в атмосфері аргону за кімнатної температури виявив ефект підвищення пластичності матеріалу (10 %) в діапазоні (0-20) с і ефекту зміцнення (30 %) після 60 с обробки у порівнянні з початковим станом.

3. Внаслідок навантаження на індентор 200 г в області відбитку спостерігається зменшення концентрації Cu та Si, збільшення концентрації Fe, B та Nb – для випадку сплаву $\text{Fe}_{79,9}\text{B}_{3,4}\text{Cu}_{1,2}\text{Si}_{13,4}\text{Nb}_{2,1}$ і P – для випадку сплаву $\text{Fe}_{81}\text{B}_7\text{Si}_{10}\text{P}_{10}\text{Cu}_1$.

4. Після впливу ВЧУО спостерігається збільшення напруження розриву та подовження, а також зменшення значення модулю Юнга для зразків сплаву $\text{Fe}_{81}\text{B}_7\text{Si}_{10}\text{P}_{10}\text{Cu}_1$; поверхня руйнування складається з двох областей: гладкої з руйнуванням за механізмом чистого зсуву, внаслідок проходження тріщини без жодного опору, та гістерезисного руйнування, яке обумовлює формування картин річок і вен.

5. На поверхні розриву стрічок спостерігається венозна структура, що свідчить про наявність нанорозмірної пластичної деформації; товщина вен і річок лежить в межах (0,1-0,5) мкм, висота складає близько 0,3 мкм, а їх форма є близькою до рівнобедреного трикутника.

6. Коефіцієнт умовної економічної ефективності становить $E_e = 1,973$, тобто виконання даної науково-дослідної роботи є доцільним з економічної точки зору.

7. Кімната, в якій проводились дослідження, відповідає нормам мікроклімату, освітлення, електробезпеки та пожежної безпеки і є безпечною для виконання роботи.

CONCLUSIONS

For the first time the influence of high-frequency shock treatment on mechanical properties of fast-hardened amorphous tapes on the basis of FINEMET type iron of composition $\text{Fe}_{81}\text{B}_7\text{Si}_1\text{P}_{10}\text{Cu}_1$ and $\text{Fe}_{79,9}\text{B}_{3,4}\text{Cu}_{1,2}\text{Si}_{13,4}\text{Nb}_{2,1}$ was investigated.

1. It was found that high-frequency shock treatment for 50 s contributes to the formation of the nanostructured phase, the volume fraction of which reaches (30-50) %.

2. Analysis of the change in microhardness of $\text{Fe}_{81}\text{B}_7\text{Si}_1\text{P}_{10}\text{Cu}_1$ alloy depending on the duration of high-frequency shock treatment in an argon atmosphere at room temperature revealed the effect of increasing the plasticity of the material (10 %) in the range (0-20) s and the hardening effect (30 %) after 60 s of treatment compared to the initial state.

3. Due to the load on the indenter 200 g in the impression area there is a decrease in the concentration of Cu and Si, an increase in the concentration of Fe, B and: Nb - for the alloy $\text{Fe}_{79,9}\text{B}_{3,4}\text{Cu}_{1,2}\text{Si}_{13,4}\text{Nb}_{2,1}$ and P - for the alloy $\text{Fe}_{81}\text{B}_7\text{Si}_1\text{P}_{10}\text{Cu}_1$.

4. After the influence of high-frequency shock treatment there is an increase in the stress of tensile and elongation, as well as a decrease in the value of the Young's modulus for samples of $\text{Fe}_{81}\text{B}_7\text{Si}_1\text{P}_{10}\text{Cu}_1$ alloy; the fracture surface consists of two areas: smooth with fracture by the mechanism of pure shear, due to the passage of a crack without any resistance, and hysteresis fracture, which causes the formation of pictures of rivers and veins.

5. On the surface of the rupture of the tapes there is a venous structure, which indicates the presence of nanoscale plastic deformation; the thickness of veins and rivers is in the range (0.1 to 0.5) μm , the height is about 0.3 μm , and their shape is close to an isosceles triangle.

6. The coefficient of conditional economic efficiency is $E_e = 1,973$, i. e. the implementation of this research work is expedient from an economic point of view.

7. The room in which the research was conducted meets the standards of microclimate, lighting, electrical safety and fire safety and is safe to perform work.

ЛІТЕРАТУРА

1. W. Klement Jun. Non-Crystalline structure in solidified gold-silicon alloys. / W. Klement Jun., R. H. Wikkens, Pol Duwez // Nature. – 1960. – Vol. 187 – P. 869 – 870.
2. Судзуки К. Аморфные металлы / К. Судзуки, Х. Фудзимори К. Хасимото / Под ред. Масумото Ц. Пер. с япон. – М.: Металлургия, 1987. – 328 с.
3. Белозеров В. Аморфные металлические материалы / В. Белозеров, Ю. Стародубцев // Силовая Электроника. – 2009. – № 20. – С. 86 – 89.
4. Маслов В. В. Получение аморфных металлических сплавов // Аморфные металлические сплавы / В. В. Маслов, Д. Ю. Падерно. – Киев: Наук. думка, 1987. – Глава 2 – С. 52 – 86.
5. Васильев М. А. Нанокристаллизация металлических поверхностей методами интенсивной пластической деформации / М. А. Васильев, Г. И. Прокопенко, В. С. Филатова // Успехи физики металлов. – 2004. – № 5. – С. 345 – 399.
6. Nanocrystallization of Amorphous Fe-Based Alloys under Severe Plastic Deformation / M.O. Vasylyev, V.K. Nosenko, I.V. Zagorulko, and S.M. Voloshko // Progress in Physics of Metals. – 2020. – Vol. 21 (3). – P. 319 – 344.
7. Мегапластическая деформация аморфных сплавов. II. Структура и механические свойства / А. М. Глезер, М. Р. Плотникова, А. В. Шалимова, С. В. Добаткин // Известия РАН. Серия Физическая. – 2009. – № 73 (9). – С. 1302 – 1309.
8. Introducing a strain-hardening capability to improve the ductility of bulk metallic glasses via severe plastic deformation / Y. B. Wang, D. D. Qu, X. H. Wang et al. // Acta Materialia. – 2012. – Vol. 60. – P. 253 – 260.
9. Improved Tensile Ductility by Severe Plastic Deformation for Nano-Structured Metallic Glass / Yue Dong, Suyu Liu, Johannes Biskupek et al. // Materials. – 2019. – Vol. 12. – P. 1611 – 1627.

10. Enhanced tensile strength and ductility of bulk metallic glasses $Zr_{52.5}Cu_{17.9}Al_{10}Ni_{14.6}Ti_5$ via High-Pressure Torsion / Z. Q. Ren, A. A. Churakova, X. Wang et al. // *Materials Science & Engineering A*. – 2021. – Vol. 803: 140485

11. Jiang W. H. Mechanical behavior of shear bands and the effect of their relaxation in a rolled amorphous Al-based alloy / W. H. Jiang, F. E. Pinkerton, and M. Atzmon // *Acta Materialia*. – 2005. – Vol. 53. – P. 3469 – 3477.

12. Коршунов Л.Г. Структурные превращения и износостойкость аморфных сплавов на основе Fe и Co при абразивном воздействии / Л. Г. Коршунов, Н. Л. Черненко // *Физика Металлов и Металловедение*. – 2008. – № 108 (6). – С. 635 – 643.

13. Structural relaxation and rejuvenation in a metallic glass induced by shot-peening / A. Concustell, F. O. Mear, S. Surinach et al. // *Philosophical Magazine Letters*. – 2009. – Vol. 89. – P. 831 – 840.

14. Significant tensile ductility induced by cold rolling in $Cu_{47.5}Zr_{47.5}Al_5$ bulk metallic glass / K. K. Song, Y. Zhang, S. Scudino et al. // *Intermetallics*. – 2011. – Vol. 19. – P. 1394 – 1398.

15. Mordyuk B.N. Fatigue life improvement of α -titanium by novel ultrasonically assisted technique / B. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko // *Materials Science and Engineering A*. – 2006. – Vol. 437. – P. 396 – 405

16. Фізичні основи ультразвукового ударного зміцнення металевих поверхонь: [монографія] / Г. І. Прокопенко [та ін.]. – Київ: Наукова думка, 2017. – 467 с.

17. Ультразвукова ударна обробка конструкцій і споруд транспортного машинобудування: монографія / [Б. М. Мордюк та ін.]; за ред. д-ра техн. наук, проф. Г. І. Прокопенка. – Суми: Університетська книга, 2020. – 309 с.

18. Structural effects of shot-peening in bulk metallic glasses / F. O. Mear, B. Doisneau, A. R. Yavari, A. L. Greer // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2009. – Vol. 483. – P. 256 – 259.

19. Ultrasound-induced crystallization around the glass transition temperature for $\text{Pd}_{40}\text{Ni}_{40}\text{P}_{20}$ metallic glass / T. Ichitsubo, E. Matsubara, S. Kai, M. Hirao // *Acta Materiala*. – 2004. – Vol. 52. – P. 423 – 429.

20. Defects and Plastic-Deformation Modes of Bulk-Metallic Glasses / Y. Petrusenko, A. Bakai, I. Neklyudov et al. // *Metallurgical and Materials Transactions*. – 2011. – Vol. 42 – P. 1511 – 1515.

21. Increasing fracture strength in bulk metallic glasses using ultrasonic nanocrystal surface modification / Chi Ma, Haifeng Qin, Zhencheng Ren et al. // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2017. – Vol. 718. – P. 246 – 253.

22. Нанокристаллизация аморфного сплава $\text{Fe}_{73,6}\text{Si}_{15,8}\text{B}_{7,2}\text{Cu}_{1,0}\text{Nb}_{2,4}$ (FINEMET) под действием ультразвуковой ударной обработки / М. А. Васильев, В. А. Тиньков, Ю. Н. Петров и др. // *Металлофизика и новейшие технологии*. – 2013. – № 35. – С. 667 – 675.

23. Золотухин И.В. Аморфные металлические сплавы / И. В. Золотухин, Ю.Е. Калинин // *Успехи Физических Наук*. – 1990. – № 160 (9). – С. 75 – 110.

24. Аморфные и нанокристаллические магнитомягкие материалы [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <https://mstator.ru/ru/products/amag>, свободный. – (дата обращения: 15.05.2021). – Заголовок с экрана.

25. Модифікація поверхневих шарів латуні ЛС59-1 за умов високочастотної ударної деформації на повітрі та в інертному середовищі аргону / М. О. Васильєв Б. М. Мордюк, С. М. Волошко та ін. // *Металофізика та новітні технології*. – 2020. – № 42 (3). – С. 381 – 400.

26. Светухин В. В. Введение в нанотехнологии модуль физика [Текст]: учеб. пособие / В.В. Светухин, И.В. Разумовская, С.В. Булярский. – Ульяновск: УлГУ, 2008. – Глава 3. – С. 44 – 65.

27. Данильченко С. М. Рентгенодифракційні дослідження кристалічних матеріалів: навчальний посібник / С.М. Данильченко, В. М. Кузнецов, І. Ю. Проценко.- Суми: Сумський державний університет, 2019. – 135 с.

28. Tensile strength tester [Electronic resource]. – Regime of access: http://jinil8459.bizdaara.com/sell_view.html?cid=jinil8459&no=913423&bc=05&mc=112&uc=&page=2&search=&key=&url=/sell_list.html

29. Васильєв М. О. Тріщиностійкість і сегрегація в аморфному сплаві $\text{Fe}_{73,6}\text{Si}_{15,8}\text{B}_{7,2}\text{Cu}_{1,0}\text{Nb}_{2,4}$ (FINEMET) при мікроіндентуванні / М. О. Васильєв, І. В. Загорулько, С. М. Волошко // Металофізика та новітні технології. – 2019. – № 41 (9). – С.1217–1230.

30. Глезер А. М. Структура и механические свойства аморфных сплавов / А. М. Глезер, Б. В. Молотиллов. – М.: Металлургия, 1992. – 208 с.

31. Алехин В. П. Структура и физические закономерности деформации аморфных сплавов / В. П. Алехин, В. А. Хоник – М.: Металлургия, 1992. – 248 с.

32. Study on the embrittlement of flash annealed $\text{Fe}_{85,2}\text{B}_{9,5}\text{P}_4\text{Cu}_{0,8}\text{Si}_{0,5}$ metallic glass ribbons / Christian Minnert, Markus Kuhnt, Sebastian Bruns et al. // Materials & Design. – 2018. Vol. 156. – P. 252 – 261.

33. Greer A. L. Shear bands in metallic glasses / A. L. Greer, Y. Q. Cheng, and E. Ma // Materials Science and Engineering: R: Reports. – 2013. – Vol. 74. – P. 71 – 132.

34. An electron microscopy appraisal of tensile fracture in metallic glasses / D. T. A. Matthews, V. Ocelík, P. M. Bronsveld, and J. Th. M. De Hosson // Acta Materialia. – 2008. – Vol. 56. – P. 1762 – 1773.

35. Державні санітарні правила і норми роботи з візуальними дисплейними терміналами електронно-обчислювальних машин ДСанПІН 3.3.2.007-98: чинний від 10.12.1998. № 7

36. Санітарні норми мікроклімату виробничих приміщень ДСН 3.3.6.042-99: чинний від 1.12.1999. № 42

37. Левченко О. Г. Охорона праці та цивільний захист: навчальний посібник для студентів спеціальностей 132 «Матеріалознавство» та 136 «Металургія» / О. Г. Левченко; КПІ ім. Ігоря Сікорського. – Київ: КПІ ім. Ігоря Сікорського, 2019. – 337 с.