

Львівський національний університет імені Івана Франка
Фізичний факультет
Кафедра фізики металів

МАГІСТЕРСЬКА РОБОТА

на тему:

"Лазерно-індуковані структури в аморфних металевих сплавах"

Виконав студент групи ФзФм-22
спеціальності 104 «Фізика та астрономія»
Стецюк М.С.

Керівник Мудрий С.І.,
проф., доктор. фіз.-мат. наук

Рецензент проф. доктор хім. наук
Доц. Кафедри фізичної хімії Бойчишин Л.М.

м. Львів – 2023 р.

АНОТАЦІЯ

Методом дифракції X-променів, сканувальної електронної мікроскопії та вимірюванням магнітних властивостей досліджена структура аморфних сплавів $Fe_{73.5}Si_{15.5}B_7Nb_3Cu_1$ і $Co_{73}Si_{13}B_9Mn_3Mo_1Fe_1$. Проведено опромінення цього сплаву фемтосекундним лазером і досліджено структурні зміни, які при цьому відбуваються. Встановлено, що на поверхні аморфного сплаву формуються лазерно індуквані періодичні структури, які відображають процес нанокристалізації в нерівноважних системах.

Ключові слова: Аморфний металевий сплав, лазерно-індуковані структури, фемтосекундний імпульс.

ABSTRACT

The structure of $Fe_{73.5}Si_{15.5}B_7Nb_3Cu_1$ і $Co_{73}Si_{13}B_9Mn_3Mo_1Fe_1$ amorphous alloys has been studied by means of X-ray diffraction, scanning electron microscopy and magnetic properties measurements has been studied. This alloy was irradiated by means of femtosecond laser. It is shown that laser induced period structures are formed on the surface of amorphous alloy and which are related with nanocrystallization process in nonequilibrium systems.

Keywords: Amorphous metal alloy, laser-induced structures, femtosecond pulse.

ЗМІСТ

Вступ	4
Розділ 1. Загальна характеристика аморфних металевих сплавів (АМС)	6
1.1. Отримання АМС гартуванням з рідкого стану.....	8
1.2. Структура АМС	Помилка! Закладку не визначено.
1.3. Фізичні властивості та практичне застосування АМС.....	11
Розділ 2. Методика експериментальних досліджень	16
2.1. Метод X-гау променевої дифракції дослідження структури АМС.....	16
2.2. Метод модифікації аморфних сплавів лазерним опроміненням.....	23
2.3. Використання фемтосекундного лазера для обробки поверхні АМС.....	26
Розділ 3. Дослідження впливу лазерного опромінення на структуру АМС	28
3.1. Механізм впливу лазерного опромінення на речовину.....	28
3.2. Структурні зміни при опроміненні.....	28
3.3. Лазерно-індуковані структури в аморфних сплавах $Fe_{73.5}Si_{15.5}B_7NB_3Cu_1$ і $Co_{73}Si_{13}B_9Mn_3Mo_1Fe_1$	32
Висновки	39
Список використаних джерел	40
Додаток. охорона праці та безпека в надзвичайних ситуаціях	42

ВСТУП

Аморфні металеві сплави стали об'єктом інтенсивних досліджень фізики та матеріалознавства завдяки фундаментальному інтересу і їх широкому практичному застосуванню. Структура таких сплавів характеризується наявністю ближнього порядку у розміщенні атомів і є близькою до структури рідин, але слід відзначити що аморфні сплави знаходяться у метастабільному стані а рідини у рівноважному. З цієї причини теоретичний опис аморфних сплавів є затруднений, що спричиняє необхідність їх детального вивчення експериментальними методами і з допомогою комп'ютерного моделювання. Серед таких методів особливої уваги заслуговують дифракційні методи дослідження структури і методи вимірювання структурно чутливих властивостей (електропровідність, густина, термо-е.р.с., магнітні властивості тощо). Особливої уваги заслуговують термодинамічні дослідження, які дають змогу не лише підтвердити дані дифракційних досліджень, а й дістати цінну інформацію про фазові перетворення. Результати численних досліджень аморфних металевих сплавів дозволили встановити закономірності зміни їхньої структури з температурою і при переході з аморфного стану в кристалічний. Особливо цікавими є результати досліджень, які стосуються росту нанокристалів, але на жаль таких досліджень на сьогодні ще досить мало. Особливої уваги заслуговують методи модифікації структури та фізико-хімічних властивостей методами зовнішнього впливу, такі як лазерне опромінення, ультразвук, електричне та магнітне поле тощо. Такий вплив дає змогу наблизити аморфний сплав до рівноважного стану і водночас дає змогу сформувати інші структурні одиниці, які покращуватимуть властивості сплаву. Також при певних умовах зовнішнього впливу стає можливим утворення нанокристалічних фаз. Також виникає необхідність вивчення структурних змін, які відбуваються при високих швидкостях нагрівання аморфного сплаву, що пов'язано з процесами самоорганізації структури в термодинамічних умовах, далеких від рівноважних. У даному випадку такий вид кристалізації є особливо цікавий і носить назву вибухової кристалізації. У зв'язку з цим метою даної магістерської роботи було дослідити структурні зміни які відбуваються при

швидкому нагріванні аморфних сплавів фемтосекундним опроміненням на основі заліза і кобальту зокрема в аморфному сплаві $Fe_{73.5}Si_{15.5}B_7Nb_3Cu_1$ і $Co_{73}Si_{13}B_9Mn_3Mo_1Fe_1$.

Розділ 1. Загальна характеристика аморфних металевих сплавів АМС

1.1 Отримання аморфних металевих сплавів гартуванням з рідкого стану

Інколи аморфні металеві сплави (АМС) називають металевим склом (МС). Термін "скло" у своєму первісному сенсі означає аморфне тверде тіло, одержуване охолодженням відповідної рідини. Для того, щоб отримати аморфний стан, потрібно досягнути критичних швидкостей охолодження від 10^5 до 10^9 К/с. Перший аморфний металевий сплав $Au_{75}Si_{25}$ було одержано методом гартування із рідкого стану у Каліфорнійському технологічному інституті професором П. Дювезом в 1960р.[1] Також варто зазначити що в 1959 році в інституті металофізики українські науковці І. Мірошніченко та І. Саллі, отримали аморфний металевий сплав методом гартування з рідкого стану, на основі заліза, ніобію та бору ($Fe_{40}Nb_{40}B_{20}$). Найбільш популярним методом виготовлення аморфних металевих сплавів до цих пір залишається метод швидкого гартування із розплаву. Аморфні сплави виготовляються загартуванням з розплаву при швидкості охолодження порядку 10^6 К/с для того, щоб затримати процес кристалізації та перевести переохолоджену рідину у твердий стан. Здатність до склоутворення можна виразити за допомогою приведеної температури склоутворення $T_{gr} = T_g/T_l$, де T_g - температура переходу в аморфний стан, T_l - температура ліквідуса, де у випадку аморфних сплавів $T_m=T_l$, де T_m - температура плавлення). Чим більше значення T_{gr} , тим легше утворюється аморфна структура. Для аморфних сплавів отриманих в наш час, значення T_{gr} варіюється від 0.4 до 0.8. Температурний інтервал існування переохолодженої рідини $\Delta T_x = T_x - T_g$, який пов'язаний із стійкістю до кристалізації аморфної фази і є різницею між температурою початку кристалізації (T_x) і температурою переходу в аморфний стан. У статті [11] запропонований критерій здатності до склоутворення $\alpha = T_x/T_l$ для тих випадків, коли не спостерігається чітко вираженої T_g .

Методи охолодження металевих сплавів із високими швидкостями, які дозволяють досягнути високих ступенів переохолодження рідини і в кінцевому

результаті “заморозити” рідкий стан, об’єднуються під загальною назвою: методи гартування з рідкого стану, або методи гартування із розплаву. У результаті швидкого охолодження, сплав немає часу відновити свою кристалічну структуру та переходить в аморфну структуру, що дозволяє отримати аморфний стан. Методи гартування із рідкого стану мають декілька різновидностей. Метод вистрілювання, молота та ковадла[2], а також метод екстракції розплаву, дозволяють отримувати тонкі аморфні пластинки масою до декількох сот міліграм, та товщиною від 5 до 200мкм. Внаслідок того що тепло від пластинки відводиться з обох сторін, пластинки мають рівномірнішу структуру, ніж стрічки отримані методом доцентрового гартування, тощо.

Використання аморфних металів у вигляді пластинок застосовуються для отримання зразків для експериментів по визначенню деяких фізичних властивостей, наприклад пластичності при розтягуванні та вигинах [9]. Практичне використання таких зразків обмежено через їхню нерегульовану форму. Однак перевагою цих методів являється можливість досягнення високих швидкостей охолодження (до 10^9K/c), що дозволяє аморфувати сплави з широким діапазоном складу сплаву.

Схеми методів отримання невеликих пластинок показані на рис. 1.1. Такі пластинки утворюються при вистрілюванні капелі розплавленого сплаву за допомогою газу під тиском, або механічним шляхом переміщення холодильника.

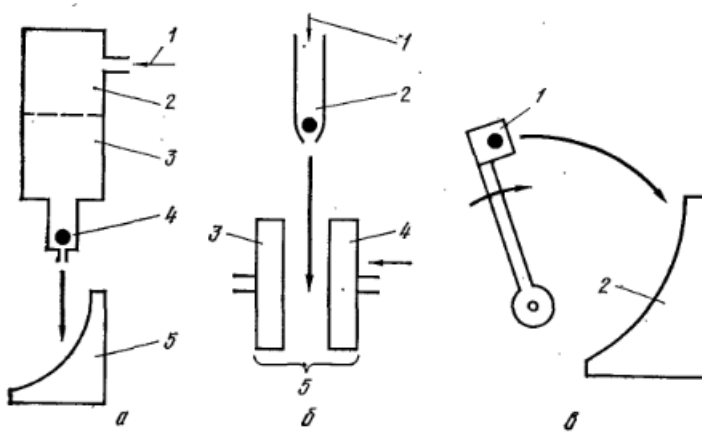


Рис.1.1 Методи отримання тонких пластинок: а- метод вистрілювання; 1- газ під тиском; 3- камера низького тиску; 4- капля розплаву; 5-холодильник;
 б-метод молота та кузні; 1- газ під тиском; 2- капля розплаву;
 3 і 4 рухомі плити (молот і кузня); 5- холодильник;
 в- метод екстракції розплаву; 1- капля розплаву; 2- холодильник;

За допомогою методів, які використовують гартування на центрифугі[3], гартування на диску[4] , прокатку розплавленого металу між двома валами[5], можна отримати неперервні тонкі стрічки з регламентною формою. Ці методи використовуються для промислового виробництва аморфних металів. Отримані аморфні стрічки мають контактну та вільну поверхні. Основною вимогою методу є отримання достатньої чистоти вільної поверхні. На рис.1.2. наведені схеми цих методів.

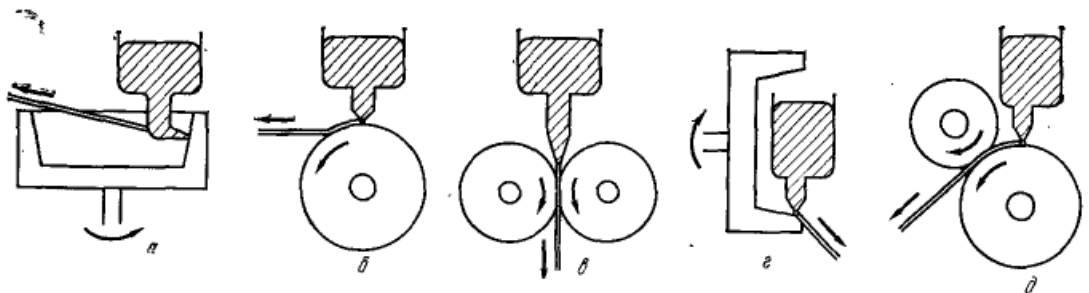


Рис.1.2. Методи отримання тонкої стрічки шляхом загартування із розплаву: а- доцентрове гартування; б- загартування на диску; в- прокатка розплаву; г- доцентрове гартування; д- планетарне гартування на диску;

Методи доцентрового гартування і загартування на диску об'єднує те, що плавлення металу відбувається при електричному чи індукційному нагріві та вичавленні розплаву із сопла струменем газу. При зіткненні з розплаву із холодильником, який обертається, сплав швидко охолоджується і затвердіває в аморфному стані.

Метод прокатки розплаву дозволяє отримати хорошу якість обох поверхонь стрічки, так як обидві сторони одночасно охолоджуються. Для кожного методу є свої обмеження по розмірах лент, тому є й відмінності і в протіканні процесу

затвердіння і в апаратурному оформленні методів. Якщо при доцентровому гартуванні ширина стрічки складає 5 мм, то прокаткою отримують стрічки шириною 10 мм і більше. Метод загартування на диску, для якого потрібна простіша апаратура, дозволяє в широкому діапазоні змінювати ширину стрічки в залежності від розмірів плавильних тиглів. Даний метод дозволяє виготовляти як і вузькі стрічки шириною 0,1-0,2 мм, так і широкі - до 10мм, причому точність при дотриманні ширини може бути $\pm 3\text{мкм}$. У всіх установках для загартування із рідкого стану, метал швидко затвердіває, розтікаючись тонким шаром по поверхності холодильника, який обертається. В установках для отримання аморфних лент, теплоприймаючі елементи(холодильники), в тій чи іншій конструкції, виготовляються з металів або сплавів на основі Fe, Cu, Al, які виділяються високим коефіцієнтом теплопровідності та високою температурою плавлення. Швидкість охолодження залежить від товщини розплаву. Товщина розплаву на холодильнику визначається швидкістю його обертання і швидкістю витоку розплаву, що в свою чергу, залежить від діаметра сопла и тиску на сплав. Для різноманітних сплавів швидкість охолодження залежить також від властивостей самого розплаву(теплопровідності, теплоємності, в'язкості, густини). Крім того, важливим фактором являється коефіцієнт теплопередачі між розплавом і системою.

1.2 Структура АМС

Хоча за щільністю металеве скло близьке до кристалічних сплавів, його структура характеризується випадковим хаотичним розташуванням атомів і подібна до структури рідкого стану. Відмінність структур АМС і рідких розплавів полягає в тому, що ближній порядок у МС має більшу впорядкованість, ніж у рідині. Для запобігання фазових змін у кристалічних матеріалах, швидкість охолодження повинна бути настільки високою, щоб матеріал не мав часу перейти в більш стабільний кристалічний стан. Якщо під час тривалого проміжку часу, розплав охолоджується до температури затвердіння T_c (термодинамічно рівноважна температура кристалізації) і кристалізується (Фазовий перехід I роду),

то при швидкому охолодженні (переохолодженні нижче температури T_c), у розплаві не відбувається процесу кристалізації, і рідина затвердіває, залишаючись в аморфному стані. Текучість речовини Φ (обернена величина до кінематичної в'язкості) стрімко зменшується при зниженні температури і затвердіння відбувається при $\Phi=10^{-12}$ ($\eta=10^{12}$ Па · с).

На сьогоднішній день жодна з представлених моделей не здатна повністю описати структуру аморфних сплавів так, як це можливо для кристалічних матеріалів. Структурні моделі використовуються для визначення просторового розташування атомів у твердих тілах. У статті [10] було запропоновано кілька емпіричних правил, які відносяться до формування аморфних металевих сплавів. Перш за все, вимагається, щоб сплави були багатоконпонентними системами. Крім того, необхідно, щоб різниця між атомними радіусами компонентів становила не менше 12%. Також важливим фактором є велика негативна теплота змішування. Це означає, що компоненти скляної системи мають мати значну негативну ентальпію змішування, що сприяє вітрифікації сплаву та зменшує його тенденцію до кристалізації. Слід зазначити, що ці емпіричні правила є лише необхідними умовами для формування аморфних металевих скель і самі по собі недостатні для розробки нових сплавів.

Для опису структури АМС можна використати модель випадкової щільної упаковки твердих сфер (ВЩУТС), яку запропонував Ф.Бернал [6]. Ф. Бернал припустив, що атоми можуть зміщуватися не більше ніж на 15% від свого положення. Структуру (ВЩУТС) можна побудувати за допомогою п'яти типів поліедрів, які відповідають певним кристалічним ґраткам, у яких вершини поліедрів займають атоми металів, утворюючи неперервну випадкову сітку (аморфну сітку), тоді як порожнини всередині поліедрів заповнені металоїдними атомами, що забезпечує вищу щільність упаковки і стабільність структури. Дана модель пояснює формування аморфного стану при 80% атомів металу і 20% атомів металоїду. В роботі [7] була запропонована модель, в якій критерій переходу аморфний стан описується властивостями електропровідності. Було виявлено, що найвища стійкість аморфної фази спостерігається при умові: $2k_f=q$,

де $2k_f$ - діаметр Фермі-поверхні, q - хвильовий вектор, який відповідає максимуму структурного фактору в аморфній фазі.

Моделі, складені з кульок, є популярним інструментом для візуалізації кристалічних структур та розташування атомів у них. Вони дозволяють уявити просторове повторення елементарного одиничного осередку, яке характеризує однозначне розташування атомів всередині нього. Такі моделі є простими та ілюстративними посібниками. У випадку аморфних твердих тіл, структурні моделі набувають більшої важливості, оскільки вони є основою для розуміння фізичних властивостей цих матеріалів та отримання матеріалів з бажаними характеристиками. Однак побудова моделей для аморфних твердих тіл є складним завданням, оскільки відсутня періодичність у розташуванні атомів, і немає точних математичних методів для опису таких хаотичних структур. Більшість структурних моделей аморфних твердих тіл базуються на фізичній інтуїції та обмеженій інформації про структурний стан матеріалу. Вони використовуються для вимірювання щільності, функції радіального розподілу та інших характеристик шляхом порівняння з експериментальними даними. Слід зазначити, що точний зв'язок між модельними уявленнями та реальною структурою аморфних твердих тіл залишається невизначеним.

1.3 Фізичні властивості та практичне застосування АМС.

Особливості структури АМС впливають на їхні фізичні властивості [12]. Хоча густина аморфних сплавів нижча, ніж у їхніх кристалічних аналогів, їхня міцність у 5-10 разів вища. Невпорядковане розташування атомів у вигляді ближнього порядку впливає на електропровідність АМС. Їх питомий опір у 3-5 разів вищий, порівняно з їхніми кристалічними аналогами. Збільшення питомого опору пов'язано з тим, що під час руху електронів через неупорядковану структуру АМС вони зазнають набагато більше зіткнень з іонами, ніж у кристалічній ґратці. Проте, в окремих випадках можуть існувати аморфні металеві сплави з вищою електропровідністю, ніж метали. Наприклад, в деяких аморфних металевих

сплавах можуть утворюватися великі кластери металевих атомів зі зниженою концентрацією дефектів, що сприяє підвищенню електропровідності. У табл. 1.2 наведені практичні застосування тих аморфних металів, властивості яких вивчені достатньо добре.

Властивості	Застосування	Склад сплаву
Висока міцність, висока в'язкість	Армуючі комбіновані матеріали, пружини, ріжучий інструмент	Fe ₇₅ Si ₁₅ B ₁₀
Висока корозійна стійкість	Електромагнітні фільтри, електродні матеріали	Fe ₄₅ Cr ₂₅ Mo ₁₀ P ₁₃ C ₇
Висока магнітна індукція насичення	Дроселі, сердечники трансформаторів, перетворювачі,	Fe ₈₁ B ₁₅ C ₂
Висока магнітна проникність	Магнітометри, магнітні головки і екрани, сигнальні пристрої	Fe ₅ Co ₇₀ Si ₁₀ B ₁₅
Сталість пружності і температурного коефіцієнта лінійного розширення	Інварні і елінварні матеріали	Fe ₈₃ B ₁₇

Таблиця 1.2 Властивості та застосування АМС

Аморфні металеві сплави мають численні властивості, що роблять їх привабливими для різноманітних інженерних застосувань. Основні фізичні характеристики та практичне значення аморфних металевих сплавів включають наступні:

1) Висока міцність і твердість: Аморфні металеві сплави відрізняються винятковою механічною міцністю та твердістю. Це пояснюється їхньою неупорядкованою атомною структурою, яка перешкоджає поширенню дислокацій, що зазвичай сприяють пластичній деформації кристалічних матеріалів.

2) Висока міцність аморфних сплавів робить їх стійкими до деформації та зношування, навіть в екстремальних умовах. Такі матеріали застосовуються в аерокосмічних компонентах, хірургічних інструментах та спортивному обладнанні.

3) Висока корозійна стійкість: Аморфні металеві сплави мають однорідну структуру, оскільки вони позбавлені дефектів та границь зерен, які присутні в кристалічних матеріалах. Це призводить до високої стійкості до корозії. Тому аморфні сплави широко використовуються в суворих умовах, таких як морська або хімічна промисловість.

4) Висока еластичність: Аморфні металеві сплави відрізняються високою еластичністю, що означає, що вони можуть зазнавати значних деформацій без руйнування. Ця властивість робить їх відмінними для застосувань, які вимагають гнучкості та стійкості, наприклад, для пружинних матеріалів або гнучкої електроніки[13].

5) Висока магнітна проникність: Деякі аморфні металеві сплави мають високу магнітну проникність, що робить їх придатними для застосування в магнітних датчиках і трансформаторах.

6) Хороша термічна стабільність: Аморфні металеві сплави мають стабільність в широкому діапазоні температур, зберігаючи свої механічні та фізичні властивості. Це робить їх придатними для використання в умовах високих температур, наприклад, у газових турбінах або ядерних реакторах.

7) Легка обробка: Аморфні металеві сплави легко піддаються обробці для отримання складних форм за допомогою різноманітних методів, таких як лиття, формування або швидке затвердіння. Це робить їх привабливими для застосування в галузях, де вимагається складна геометрія, наприклад, в біомедичних імплантах або мікроелектромеханічних системах (MEMS).

Таким чином, аморфні металеві сплави мають унікальні фізичні властивості, які роблять їх привабливими для різних практичних застосувань, таких як аерокосмічна, морська, біомедична та електронна промисловість. Їх висока міцність, стійкість до корозії, еластичність, магнітна проникність, термічна

стабільність і простота обробки роблять їх універсальними матеріалами для різноманітних застосувань.

Існує багато різних застосувань тонких плівок, і вони використовуються в багатьох галузях промисловості. Ось кілька конкретних прикладів:

Сонячні батареї: тонкі плівки аморфного кремнію, телуриду кадмію або селеніду міді-індію-галію використовуються у виробництві сонячних елементів. Ці матеріали дозволяють створювати легкі, гнучкі сонячні панелі, які можна встановлювати на різних поверхнях.

Комп'ютерні дисплеї: Тонкі плівки оксиду індію та олова використовуються у виробництві комп'ютерних дисплеїв, наприклад РК-екранів. Такі плівки є прозорими і провідними, що дозволяє створювати електроди, які можуть керувати дисплеєм.

Магнітне зберігання: тонкі плівки магнітних матеріалів, таких як кобальт або залізо, використовуються у виробництві жорстких дисків. Ці плівки використовуються для створення магнітних доменів, які зберігають дані на диску, щільність запису на яких становить до 10^8 біт/см², при цьому розмір області, що зберігає один біт, не перевищує 1 мкм^2 .

Покриття: Тонкі плівки таких матеріалів, як алмазоподібний вуглець (DLC), можна використовувати для створення стійких до подряпин і зносу покриттів для інструментів, лінз та інших поверхонь.

Датчики: тонкі плівки матеріалів, таких як оксид олова або оксид цинку, можна використовувати для створення газових датчиків, які виявляють наявність певних газів у середовищі. Загалом, тонкі плівки пропонують універсальне та адаптоване рішення для широкого діапазону промислових і технологічних застосувань.

Стаття [14] описує загальні властивості об'ємних аморфних металевих сплавів ОАМС та їхнє використання у медичній галузі та нанотехнологіях. Завдяки перевагам над кристалічними металами та сплавами, ОАМС використовуються в якості імплантів, через чудову міцність, високу еластичність і корозійну стійкість, що пояснюється відсутністю меж зерен і кристалічних дефектів, які зазвичай призводять до ослаблення міцності матеріалу, міжкристалічної корозії і

корозійного розтріскування під напругою в біологічному середовищі. Корозійні випробування ОАМС показали, що ці матеріали мають набагато кращі корозійні властивості у фізіологічному розчині порівняно з багатьма поширеними металевими біоматеріалами, [15]. Відносно гнучкий склад багатокomпонентних ОАМС, дозволяє розробляти і підбирати склоподібні сплави без токсичних елементів для забезпечення повної біосумісності з людським організмом. ОАМС на основі цирконію застосовуються для виготовлення медичних інструментів такі як хірургічні скальпелі та ножиці.

До недоліків АМС слід віднести їх крихкість та низькотемпературну стабільність. При нагріванні до температури T_x вони переходять у кристалічний стан. Також важко отримати АМС великих розмірів та масштабів, оскільки вони складні у виготовленні.

Розділ 2. Методика експериментальних досліджень

2.1. Метод X-променевої дифракції дослідження структури АМС

Метод X-променевої дифракції є широко використовуваним для дослідження структури аморфних металевих сплавів (АМС). Цей метод базується на розсіюванні променя рентгенівського випромінювання на атомах металів, що містяться у сплаві. Розсіяні промені формують дифракційні максимуми, які можна реєструвати за допомогою детектора. Аналіз кутового розподілу інтенсивності дифрагованого рентгенівського розсіяння АМС використовується для дослідження їхньої структури [16]. Атомний фактор, що визначає атомну амплітуду когерентного рентгенівського розсіяння, залежить від розподілу електронної густини у сплаві і виражається співвідношенням:

$$f_a^2(s) = \int_0^{\infty} 4\pi r^2 \cdot \frac{\sin(sr)}{sr} \cdot dr \quad (2.1)$$

$s = \frac{4\pi}{\lambda} \cdot \sin(\vartheta)$ - хвильовий вектор розсіяння;

ϑ - кут розсіяння;

λ - довжина хвилі x-гау випромінювання;

$f_a(s)$ - атомна амплітуда розсіяння;

$f_a^2(s)$ - атомний фактор розсіяння.

Функція атомного розсіяння, яка відображає ймовірність розсіяння світла на атомах матеріалу, монотонно спадає зі збільшенням хвильового вектора. Це пояснюється тим, що при збільшенні хвильового вектора збільшується довжина хвилі світла і зменшується його енергія. Це зменшення енергії знижує ймовірність взаємодії світла з атомами, тому функція атомного розсіяння спадає. Для структури неупорядкованих систем (рідини, АМС, розплави) в просторовому розташуванні атомів спостерігається певна кореляція, яка приводить до виникнення стійкої інтерференційної картини при розсіянні рентгенівських променів. Такі неупорядковані системи характеризуються відсутністю дальнього

порядку в розміщенні атомів. Упорядковане розміщення атомів спостерігається на відстанях ближнього порядку (1-2 нм), відносно вибраного атома. Взаємне розміщення атомів буде описуватись функцією, що визначає ймовірність знаходження атома на віддалі від центрального атома. Кутова залежність середньої інтенсивності розсіяння є пов'язаною із функцією атомного розподілу співвідношенням:

$$I(s) = N \cdot f^2(s) \cdot \left\{ 1 + \frac{N}{V} \int_0^{\infty} 4\pi r^2 \cdot (g(r) - 1) \cdot \frac{\sin(sr)}{sr} \cdot dr \right\} \quad (2.2)$$

де N - кількість атомів в об'ємі V . Розділяючи ліву та праву частини (2) на атомний фактор розсіяння $N \cdot f^2(s)$ отримуємо вираз для структурного фактора:

$$a(s) = 1 + \int_0^{\infty} 4\pi r^2 \cdot (\rho(r) - \rho_o) \cdot \frac{\sin(sr)}{sr} \cdot dr \quad (2.3)$$

$$\rho_o = \frac{N}{V} - \text{середня атомна густина;}$$

$\rho(r) = \rho_o \cdot g(r)$ - функція розподілу атомної густини.

Аналогічно отримуємо вираз для структурного фактора багатокомпонентної системи атомів:

$$a(s) = 1 + \int_0^{\infty} 4\pi r^2 \cdot \left[\sum_i^m \sum_j^m c_j K_i K_j \cdot \rho_{ij}(r) - \left(\sum_j^m c_j K_j \right)^2 \cdot \rho_o \right] \frac{\sin(sr)}{sr} \cdot dr \quad (2.4)$$

$$c_i = \frac{N_i}{N} - \text{атомна концентрація } i\text{-го компонента,}$$

$$K_i^2 = \frac{f_i^2}{\sum_i^m c_i f_i^2} - \text{відносна розсіювальна здатність атомів } i\text{-го сорту;}$$

$\rho_{ij}(r)$ - парціальні функції розподілу атомної густини атомів j -го сорту навколо атомів i -го сорту;

m - кількість сортів атомів.

Також для опису ближнього упорядкування в аморфних сплавах із функцією розподілу атомної густини, використовується радіальна функція розподілу:

$$G(r) = 4\pi r^2 \cdot g(r) \quad (2.5)$$

Для розрахунку функції радіального розподілу використовують Фур'є-перетворення структурного фактора:

$$G(r) = 4\pi r^2 \cdot \rho_o + \frac{2r}{\pi} \int_0^\infty s \cdot i(s) \cdot \sin(sr) \cdot dr \quad (2.6)$$

В багатокомпонентних сплавах виникають певні труднощі, при розрахунку функцій радіального розподілу. Це пов'язано з тим, що розсіювальні здатності атомів в формулі (2.4) змінюються залежно від s . Оскільки кутова залежність K_i є досить слабкою, то можна замінити їх середніми значеннями в певному кутовому інтервалі. Для радіальної функції розподілу багатокомпонентної системи атомів шляхом Фур'є-перетворення отримаємо наступний вираз:

$$4\pi r^2 \cdot \sum_i^m \sum_j^m c_i K_i K_j \cdot \rho_{ij}(r) = 4\pi r^2 \cdot \left(\sum_i^m c_i K_i \right)^2 \cdot \rho_o + \frac{2r}{\pi} \int_0^\infty s \cdot i(s) \cdot \sin(sr) \cdot dr \quad (2.7)$$

де $K_i^2 = \left\langle \frac{f_i^2}{\sum_i^m c_i f_i^2} \right\rangle$ - середнє значення розсіювальної здатності атомів в області

зміни хвильового вектора s .

За допомогою функції щільності розподілу частинок $4\pi r^2 \cdot \rho(r)$ можна визначити координаційні числа (кількість сусідніх атомів в радіально розподілених координаційних сферах). При віддальх 1-2 нм, функція, в більшості випадків, проявляє осциляції, які свідчать про наявність ближнього порядку в атомному розташуванні. На великих відстанях осциляції припиняються ($\rho(r) \rightarrow \rho_o$), що свідчить про відсутність кореляції в розміщенні атомів. Межа, при якій осциляції $4\pi r^2 \cdot \rho(r)$ навколо функції $4\pi r^2 \cdot \rho_o$ стають несуттєвими, характеризує розмір області з упорядкованим розміщенням атомів, який називається радіусом кореляції. Максимуми функції радіального розподілу визначають набір найімовірніших міжатомних відстаней, тобто відстаней, на яких атоми мають найбільшу ймовірність знаходитися. А площа під максимумами

функції радіального розподілу визначає координаційне число, тобто кількість найближчих сусідів атома, який умовно вибрано за центральний. Кількість атомів, що потрапляють в сферичний шар товщиною $R_2 - R_1$ визначається шляхом інтегрування функції $4\pi r^2 \cdot \rho(r)$ в межах від R_1 до R_2 :

$$A = \int_{R_1}^{R_2} 4\pi r^2 \cdot \rho(r) \cdot dr \quad (2.8)$$

У багатокомпонентних системах функція радіального розподілу є комбінацією парціальних функцій атомів різного сорту, що може ускладнити їх аналіз. В такому випадку найбільш імовірні віддалі та координаційні числа будуть відповідати їхнім середнім значенням. Інтерпретація функцій розподілу атомів дійсно базується на порівнянні розрахункових значень структурних параметрів з експериментальними даними. Для цього створюють апіорну модель короткого порядку на основі структурних та термодинамічних даних, яка містить інформацію про розміщення та взаємодію атомів у сплаві. Міжатомні відстані та координаційні числа обчислюються за такими формулами:

$$r_1 = \frac{\sum_i^{N_1} \sum_j^{N_2} c_i n_{ij} \cdot r_{ij}}{\sum_i^{N_1} \sum_j^{N_2} c_i n_{ij}} \quad (2.9)$$

$$A_1 = \sum_i^{N_1} \sum_j^{N_2} c_i K_i K_j \cdot n_{ij} \quad (2.10)$$

n_{ij} - кількість атомів і-го сорту навкруг атомів j-го сорту;

N_1, N_2 - загальна кількість атомів 1-го та 2-го сорту.

Під час взаємодії рентгенівських променів з речовиною відбувається поляризація променів, що призводить до зменшення їхньої інтенсивності. У зв'язку з цим, необхідно скоригувати експериментальні криві розсіювання, щоб врахувати цей ефект поляризації. У випадку, коли монохроматизація рентгенівських променів здійснюється шляхом відбиття від кристала монохроматора, коефіцієнт поляризації можна обчислити за наступною формулою:

$$P(\vartheta) = \frac{1 + \cos^2(2\vartheta) \cdot \cos^2(2\alpha)}{1 + \cos^2(2\alpha)} \quad (2.11)$$

2α - кут відбивання від відповідної площини монокристала-монохроматора для заданого випромінювання. Слід зазначити, що взаємодія рентгенівських променів з речовиною відбувається під час їхнього перетворення в різні види внутрішньої енергії. Ці процеси супроводжуються поглинанням рентгенівських променів зразком. У випадку відбиття рентгенівських променів від плоскої поверхні зразка, корекція поглинання вводиться за наступною формулою:

$$A(\vartheta) = \frac{1}{2\mu} \cdot \frac{\sin(2\vartheta - \alpha)}{\sin(\alpha) + \sin(2\vartheta - \alpha)} \quad (2.12)$$

α - кут між напрямком падаючого рентгенівського пучка та поверхнею зразка;

μ - лінійний коефіцієнт поглинання.

При використанні в дифрактометрах схеми фокусування по Бреггу-Брентано ($\vartheta - \vartheta, 2\vartheta - \vartheta$) множник поглинання не залежить від кута розсіяння і рівний

$$A = \frac{1}{4\mu}.$$

Рентгенівські промені породжують когерентне і некогерентне розсіювання у зразку. Некогерентне розсіювання призводить до зміни довжини хвилі і є основним джерелом поглинання рентгенівських променів матеріалом зразка. Некогерентне розсіювання залежить від атомного номера зразка і суттєво сприяє інтенсивності розсіювання легких елементів. Інтенсивність некогерентного розсіювання можна вирахувати за формулою:

$$I_n(s) = Z - f^2(s) \quad (2.13)$$

Z - порядковий номер елемента.

Експериментальна інтенсивність розсіювання відображається у відносних одиницях, а некогерентна інтенсивність розсіювання визначається в електронних одиницях. Для цього застосовують процедуру нормалізації кривих інтенсивності, що полягає у визначенні коефіцієнта перетворення, який дозволяє перевести

експериментальну інтенсивність у відповідні електронні одиниці. Існують такі методи нормування:

1) Метод суміщення при великих кутах розсіяння.

Відомо, що на великих кутах розсіяння ($s \rightarrow \infty$) множник $\frac{\sin(sr)}{sr} \rightarrow 0$

$I(s) \rightarrow Nf^2(s)$, свідчить про те, що крива інтенсивності когерентного розсіяння співпадає з кривою незалежного “газового” розсіяння. Якщо, розрахувати значення $Nf^2(s_{\max}) + I_n(s_{\max})$ в крайній точці кутового інтервалу та порівняти зі значенням $I_{\text{exp.}}(s_{\max})$, отримуємо значення нормуючого множника:

$$k = \frac{Nf^2(s_{\max}) + I_n(s_{\max})}{I_{\text{exp.}}(s_{\max})} \quad (2.14)$$

Недоліком даного методу є наявність осциляцій кривих інтенсивності при великих s , що зумовлене як особливостями експерименту, так і чутливістю та роздільною здатністю реєструючої апаратури. Беручи до уваги особливості експерименту, так і чутливість та роздільна здатність реєструючої апаратури, варто зазначити такий недолік, як наявність осциляцій кривих інтенсивності при великих значеннях S .

2) Метод Вайнштейна

Суть методу ґрунтується на тому, що при зміні характеру атомного розподілу інтегральна інтенсивність розсіяння залишається сталою. В широкому інтервалі значень s , площі під кривими $I(s) \cdot s^2$ та $f(s) \cdot s^2$ повинні співпадати. Враховуючи некогерентну складову інтенсивності розсіяння використовуємо співвідношення для розрахунку нормуючого множника:

$$k = \frac{\int_0^{s_{\max}} (I_n(s) + f^2(s)) \cdot s^2 \cdot ds}{\int_0^{s_{\max}} I_{\text{exp.}}(s) \cdot s^2 \cdot ds} \quad (2.15)$$

3) Метод Круг-Мое і Нормана

При віддальх менших розміру атома (1 Å) функція розподілу атомної густини $\rho(r) \rightarrow 0$. Тому при умові, що при $r \rightarrow 0$ $\frac{\sin(sr)}{sr} \rightarrow 1$. На таких відстанях електронні оболонки атомів практично не перекриваються між собою і тому взаємодія між атомами в цій області може бути проігнорована.

Вираз для нормуючого множника:

$$k = \frac{\int_0^{s_{\max}} \frac{I_n(s) + f^2(s)}{f^2(s)} \cdot s^2 \cdot ds - 2\pi\rho_0}{\int_0^{s_{\max}} \frac{I_{\text{exp.}}(s) \cdot s^2 \cdot ds}{f^2(s)}} \quad (2.16)$$

Із формул (2.6, 2.7), видно що розрахунок функцій радіального розподілу атомів шляхом перетворення Фур'є є надійним в тому випадку, коли він інтегрується в діапазоні $[0, \infty)$. Проте експериментальні криві інтенсивності отримують в кінцевому діапазоні значень хвильового вектора. В області малих кутів розсіювання на криву інтенсивності впливає первинний пучок. Максимальне значення s , яке можна отримати з експериментальної кривої інтенсивності, обмежується довжиною хвилі рентгенівського випромінювання та можливостями використаного обладнання. Кінцевість верхньої межі інтегрування при розрахунку функцій радіального розподілу атомів обмежує діапазон значень хвильового вектора, що може бути використаний для обчислень. Це може призвести до неправильного визначення позицій максимумів та мінімумів на кривій, що в свою чергу зменшує роздільну здатність та збільшує неточності в визначенні параметрів ближньої дальності. За допомогою наступного співвідношення можна визначити положення хибних максимумів і мінімумів:

$$\begin{aligned} r_{\max} &= r_1 \pm 7.73 / s_{\max} \\ r_{\min} &= r_1 \pm 4.5 / s_{\max} \end{aligned} \quad (2.17)$$

В основі отриманих виразів (2.17) для визначення положення осциляцій обриву лежить факт, що корені рівняння $\frac{\sin(sr)}{sr} = 0$ визначають положення максимумів функцій радіального розподілу. Для аморфних металічних сплавів зі щільною упаковкою атомів зазначена закономірність виявляє себе досить ефективно.

2.2 Метод модифікації аморфних сплавів лазерним опроміненням.

Метод модифікації аморфних сплавів лазерним опроміненням ґрунтується на здатності лазерного випромінювання створювати на малій ділянці поверхні високу щільність теплового потоку, достатню для зміни структури та властивостей. Цей процес викликає структурні зміни в сплаві, що призводить до покращення механічних і фізичних властивостей. Також можливо здійснити зміни в електричних, оптичних та магнітних властивостях матеріалу. Внаслідок короткочасного лазерного опромінення, що призводить до нагрівання поверхні та інтенсивного відводу тепла у внутрішній об'єм, можуть виникнути умови для додаткового гартування поверхні, атомного розупорядкування та руйнування кристалічних зародків, які утворюються на вільній поверхні стрічок під час їх виготовлення. Варто враховувати, що збільшення часу опромінення поверхні спричинить зменшення швидкості охолодження, що зумовить структурну релаксацію та кристалізацію [17]. При цьому відбуваються процеси структурної перебудови, які відрізняються від тих, що протікають під час ізотермічної витримки чи нагрівання аморфних матеріалів з постійною швидкістю. У статті [18] висвітлено, що після імпульсного лазерного опромінення, у сплавах на основі Fe і Co, формуються тетраедричні щільно упаковані фази, кристалічна структура яких складається з багатогранників Франка–Каспера. Деякі з них ідентифіковані як аперіодичні структури з кубічною симетрією на базі структури типу A12 (тип α -Mn).

У статті [19] спостерігався ефект вибухової кристалізації суть якого полягає в тому, що при певних умовах лазерне опромінення може спричинити нестабільність аморфної структури та ініціювати розпад матеріалу на кристалічні зерна. При опроміненні лазером високої інтенсивності на поверхні аморфного металевого сплаву відбувається швидке нагрівання і плавлення матеріалу. При зниженні температури із зародків кристалів, відбувається гомогенна кристалізація в умовах високих напруг та підвищеного тиску, що супроводжується різким збільшенням об'єму та відповідно генерацією ударних хвиль, які в свою чергу породжують дрібні кристалічні частинки.

Дослідники у монографії [20] описали вплив лазерного опромінення зразка аморфного сплаву $Fe_{73.5}Si_{15.5}B_7Nb_3Cu_1$ при параметрах, які змінювались у наведених діапазонах значень при 5 режимах опромінення (табл. 2.1.)

λ , мкм	τ , с	E $\times 10^{-3}$, Дж	f , Гц	l , мкм	def , мкм
1.06	1.30×10^{-7} - $(0.1-1) \times 10^{-3}$	0.134– 26.0	$50 \times$ 10^3 -300	23-100	10-35

Табл.2.1. Параметри опромінення зразку $Fe_{73.5}Si_{15.5}B_7Nb_3Cu_1$

довжина хвилі випромінювання (λ), тривалість імпульсу (τ), енергія імпульсу (E), частота імпульсів (f), крок сканування (l), ефективний діаметр фокусної плями (def).

Лазерне опромінення із тривалістю імпульсу $\sim 10^{-7}$, 10^{-6} , 10^{-5} , 10^{-4} с та при відповідній енергії випромінювання нагріває сплав до температур, які значно перевищують температуру початку кристалізації T_x . Кристалічні фази виявлені лише у випадку $\tau > 10^{-5}$ с. На думку авторів монографії, це явище зумовлене тим, що тривалість імпульсу $\tau \leq 10^{-6}$ с не є достатнім для дифузійного процесу формування кристалічних фаз, тоді як опромінення при $\tau \geq 10^{-5}$ с, із відповідними значеннями енергії, буде запускати процес кристалізації. В результаті лазерно-індукованої кристалізації формується фаза α -Fe та бориди Fe_3B та $Fe_{23}B_6$. Тому, процес кристалізації в АМС під дією лазерного випромінювання характеризується "пороговим" значенням тривалості опромінення ($\tau^{пор}$), нижче якого кристалізація не буде відбуватись навіть при високих значеннях потужності випромінювання. Найімовірнішою причиною цьому є низька дифузійна активність атомів при короткій тривалості опромінення. Встановлено, що для сплаву $Fe_{73.5}Si_{15.5}B_7Nb_3Cu_1$ $\tau^{пор} \approx 2 \cdot 10^{-5}$ с. Для формування нанокристалічних фаз в АМС необхідні дві умови: крок сканування l , який забезпечить накладання опромінених зон, що зумовить багаторазове нагрівання, та таке значення частоти імпульсів, коли часовий інтервал між ними є меншим, ніж час, потрібний для повного охолодження опроміненої зони.

Структурні зміни, що відбуваються в процесі нагрівання аморфних сплавів, досить різноманітні і не обмежуються лише структурною релаксацією та кристалізацією. Згідно дослідження [21] потрібно враховувати такі типи структурних перетворень:

- 1) значне зменшення вільних проміжків між атомами (зменшення вільного об'єму),
- 2) формування геометричного (топологічного) ближнього порядку,
- 3) формування хімічного порядку.

Зміни, що характеризуються зменшенням вільних проміжків між атомами, є одним із процесів структурної релаксації, а зміни, що супроводжуються формуванням хімічного та топологічного упорядкування, випереджують кристалізацію. У дослідженні [22] виявлено, що перед процесом кристалізації в деяких АМС, можуть існувати невеликі кристалоподібні кластери, які можуть впливати на формування топологічного ближнього порядку в аморфному матеріалі. Ймовірно, що при нагріванні АМС, процеси структурних перетворень накладаються, що ускладнює виявлення таких процесів та подальше їхнє вивчення. Крім структурної релаксації аморфні металеві сплави зазнають різних структурних перетворень, які виявляються на тонкій структурі другого дифракційного максимуму функції атомного розподілу.

На поверхні АМС під дією лазерного опромінення можуть виникати лазерно-індуковані періодичні поверхневі структури (англ. Laser-induced periodic surface structures LIPSS) - це паралельні періодичні лінії, які самоорганізовано формуються на поверхні опроміненого лазером матеріалу. Важливо відзначити, що кожна окрема лінія не генерується лазерним скануванням поверхні, а є глобальним явищем, яке одночасно генерує кілька паралельних ліній на опромінену площу плями. Тому періодичність ліній набагато менша, ніж пляма лазерного променя, в більшості випадків з періодами довжини хвилі лазера або навіть меншими, що дозволяє отримувати їх в умовах слабкого фокусування. Ці лінії характеризуються періодом від кількох до декількох сотень нанометрів, залежно від умов утворення. Такі лазерно-індуковані структури можуть

змінювати оптичні властивості, контактні(такі як коефіцієнт тертя, адгезія, гідрофобність). Крім того, LIPSS можуть впливати на електронні та магнітні властивості матеріалу, зокрема на його діелектричну проникність і магнітну провідність. Такі зміни можуть бути корисними для створення нових матеріалів для електроніки, оптоелектроніки, фотоніки та інших сфер.

Показано, також, що лазерна обробка дозволяє керувати формуванням нанокристалів та їх локалізацією в аморфній стрічці шляхом зміни енергетичних та просторово-часових параметрів лазерного випромінювання. На початковій стадії лазерно-індукованої кристалізації аморфного сплаву $Fe_{73.5}Si_{15.5}B_7Nb_3Cu_1$ відбувається формування нанокристалів α -Fe(Si) 14 ат.% Si впорядкованого твердого розчину. Вміст Si у твердому розчині α -Fe(Si) зростає зі збільшенням часу експозиції. В результаті лазерного опромінення аморфного сплаву $Fe_{73.5}Si_{15.5}B_7Nb_3Cu_1$ безперервним лазером потужністю 45 Вт і часом експозиції близько 0,55-0,70 с утворився двокомпонентний нанокристалічний сплав, що містить α -Fe(Si) і гексагональну H-фазу.

2.3. Використання фемтосекундного лазера для обробки поверхні АМС

З метою покращення функціональних характеристик аморфних металевих сплавів використовується фемтосекундний лазер для обробки поверхні. Завдяки високій енергетичній щільності фемтосекундного лазерного випромінювання, можна досягти точного контролю над фізичними і хімічними процесами на поверхні матеріалу. Переваги використання фемтосекундного лазера полягають у його здатності створювати ультракороткі імпульси, що призводять до високої швидкості нагріву і охолодження оброблюваної поверхні. Це унеможливорює появу теплового впливу і мінімізує ризик пошкодження матеріалу. Крім того, фемтосекундне випромінювання, залежно від режиму лазерного випромінювання, зокрема, від інтенсивності лазерного потоку, числа імпульсів і типу матеріалу дозволяє змінювати структуру поверхні АМС на нанометровому рівні, включаючи створення лазерно-індукованих поверхневих періодичних структур(LIPSS).

Дослідники розглядають два можливі механізми утворення періодичних структур на поверхні під впливом лазерного випромінювання. Згідно з однією гіпотезою, ці структури формуються через інтерференцію між падаючим лазерним променем та його розсіяним випромінюванням, спричиненою дефектами на поверхні. [23]. Ця інтерференція призводить до формування регулярної структури на поверхні, де високі та низькі піки відповідають областям зі збільшеною та зменшеною з інтенсивністю збудження.

Інша гіпотеза вказує, що утворення періодичних структур на поверхні є наслідком оптичної інтерференції між падаючим лазерним променем та поверхневими електромагнітними хвилями. Такі електромагнітні хвилі, які виникають на поверхні, відомі як поверхневі плазмони або поверхневі плазмонні поляритони. На поверхні матеріалу, Плазмонні поляритони взаємодіють з лазерним променем, що приводить до утворення періодичної модуляції інтенсивності світла. Ця модуляція в свою чергу створює періодичну структуру на поверхні матеріалу. Головною причиною утворення такої інтерференції є наявність дефектів на поверхні, які впливають на розсіяння лазерного променя. Ці дефекти можуть бути у вигляді мікронерівностей, які розташовані на поверхні матеріалу. Інтерференція між падаючим променем та розсіяним випромінюванням призводить до утворення просторової періодичності в розподілі інтенсивності світла на поверхні. [24].

Розділ 3. Дослідження впливу лазерного опромінення на структуру АМС

3.1. Механізм впливу лазерного опромінення на речовину

Аморфні металеві сплави з багатокомпонентним хімічним складом $Fe_{73.5}Si_{15.5}B_7Nb_3Cu_1$ і $Co_{73}Si_{13}B_9Mn_3Mo_1Fe_1$ були виготовлені у вигляді стрічки шляхом надшвидкого охолодження розплаву за допомогою методу гартування із розплаву. Товщина стрічки 25 мкм і ширина 2 см. Для аналізу структури стрічок був використаний метод рентгенівської дифракції зворотного розсіяння (XRD). Рентгенограми були отримані на рентгенівському дифрактометрі ДРОН-3 з використанням випромінювання $Cu\ K\alpha$ ($\lambda = 1,5418\text{ \AA}$). Для опромінення поверхні стрічки використовували фемтосекундну лазерну систему з тривалістю лазерного імпульсу 266 фс, та довжиною хвилі 1030 нм. При опроміненні зразки закріплювалися на сталевій підкладці в атмосфері повітря, а лазерний промінь фокусувався на поверхні стрічки в пляму діаметром $D = 10,4\text{ мкм}$ (на рівні $1/e^2$). Для опромінення використовували режим сканування з різним перекриттям між імпульсами в одному напрямку (напрямах) сканування. Опромінювали вільну поверхню стрічки. Якість формування поверхневої структури лазерно-індукованими періодичними структурами (LIPSS) вимірювалась за допомогою дескриптора регулярності періодичних структур DLOA (Dispersion of the LIPSS Orientation Angle - дисперсія кута орієнтації LIPSS).

3.2. Структурні зміни про опроміненні

В результаті фемтосекундного імпульсного лазерного опромінення на поверхні зразків утворюються періодичні наноструктури (LIPSS). Для отримання LIPSS застосовували частоту повторення імпульсів 1000 кГц, енергію імпульсів 0,4-0,5 Дж та різну кількість імпульсів на пляму від 28 до 7 (таблиці 2.1. і 2.2.).

Таблиця 2.1. Набори параметрів формування LIPSS на АМС на основі

$Fe_{73.5}Si_{15.5}B_7Nb_3Cu_1$

№	Потужність лазера P , Вт	Кількість повторень N , кГц	К-сть імпульсів	Довжина хвилі лазера, λ нм	Перекриття між лініями сканування, мкм	Напрямок поляризації відносно напрямку сканування, °	ДЛОА, °
1	0.50	1000	7	1030	7.4	0	11,0
2	0.50	1000	14	1030	7.4	0	13,0
3	0.50	1000	21	1030	7.4	0	14,0
4	0.50	1000	28	1030	7.4	0	17,0
5	0.50	1000	7	1030	7.4	90	7,5

Таблиця 2.2. Набори параметрів формування LIPSS на AMC на основі $Co_{73}Si_{13}B_9Mn_3Mo_1Fe_1$.

№	Потужність лазера P , Вт	Кількість повторень N , кГц	К-сть імпульсів	Довжина хвилі лазера, нм	Перекриття між лініями сканування, мкм	Напрямок поляризації відносно напрямку сканування, °	ДЛОА, °
6	0.40	1000	7	1030	7.4	90	10,0
7	0.40	1000	14	1030	7.4	90	10,5
8	0.40	1000	21	1030	7.4	90	13,0
9	0.40	1000	28	1030	7.4	90	15,5

Зображення наноструктур, сформованих на стрічках $Fe_{73.5}Si_{15.5}B_7NB_3Cu_1$ і $Co_{73}Si_{13}B_9Mn_3Mo_1Fe_1$, були отримані на СЕМ Hitachi-4000. На рис. 2.1 показано структуру, яка була сформована на поверхні стрічки $Fe_{73.5}Si_{15.5}B_7NB_3Cu_1$ в діапазоні від 7 до 28 імпульсів на пляму і напрямку сканування, паралельному поляризації лазера (набори № 1-4 в табл. 2.1.). На СЕМ-зображеннях видно двоперіодичну структуру (особливо чітко на рис. 2.1.а), де один період становить близько 8 мкм, а інший - близько 950 нм).

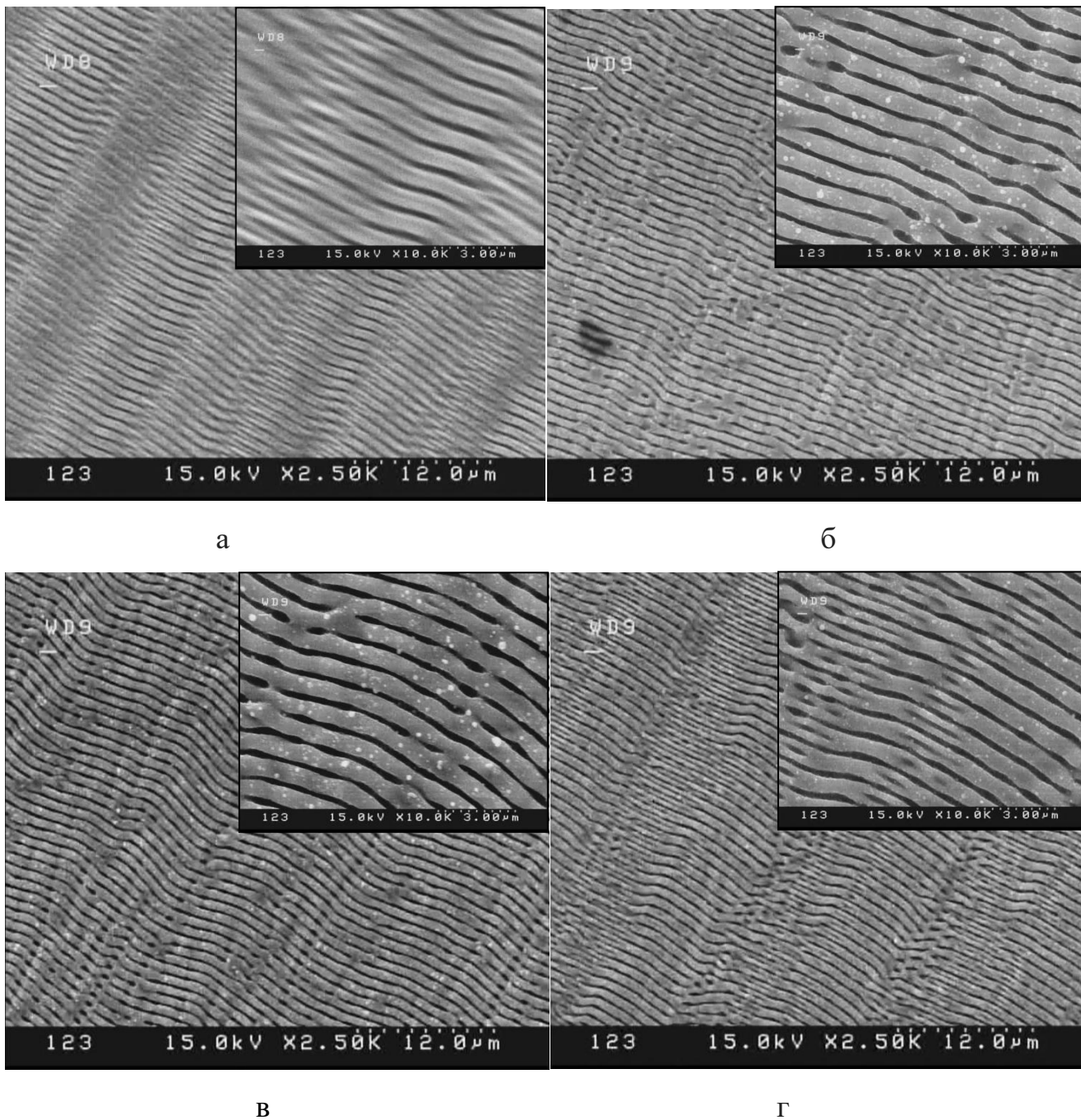


Рис.2.1 СЕМ зображення ЛППС, сформованих на стрічці

$Fe_{73.5}Si_{15.5}B_7Nb_3Cu_1$ відповідно до наборів у таблиці 1: а) - набір №1, б) - набір №2, в) - набір №3, г) - набір №4.

Високо-регулярну LIPSS (HR-LIPSS) досягнули, коли вектори поляризації і сканування були перпендикулярні один одному і з найменшою кількістю імпульсів на пляму ($N_{pulses} = 7$). (HR-LIPSS) показана на рис. 2.2. На зображенні рівень однорідності LIPSS був проаналізований за методом DLOA, який було описано в роботі [25]. Показник DLOA = 7.5° вказує вищу ступінь регулярності структури. Для стрічки $Co_{73}Si_{13}B_9Mn_3Mo_1Fe_1$ найменше значення DLOA було

виміряно на рівні 10° . Якщо DLOA менше 10° , LIPSS називається високорегулярною (HR-LIPSS).

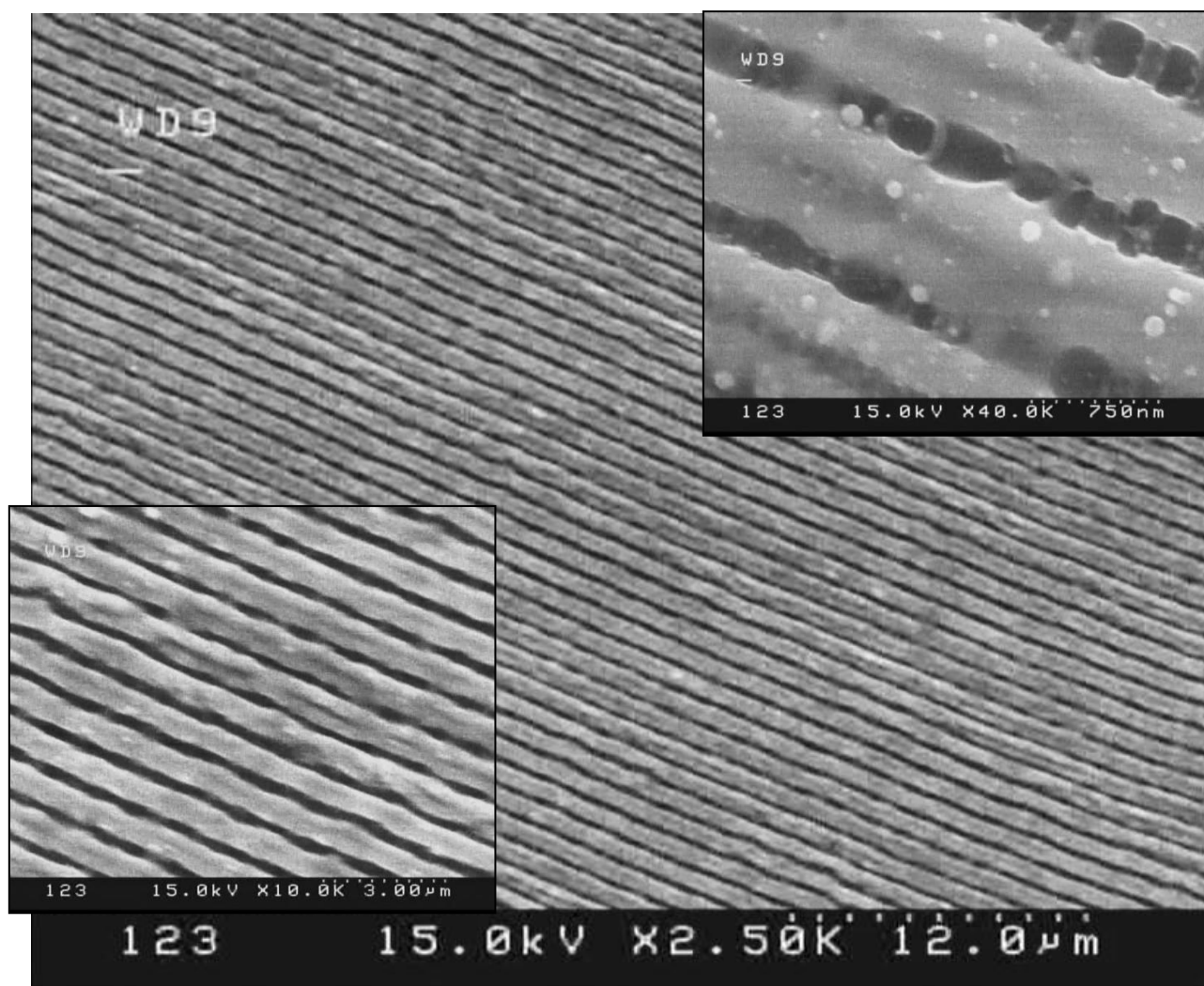


Рис. 2.2. Високорегулярні ЛППСС на стрічці $Fe_{73.5}Si_{15.5}B_7Nb_3Cu_1$ (№5, табл. 2.1).

У цьому випадку напрям поляризації відносно напрямку сканування становив 90° . На рис. 2.3. показано поверхні стрічки $Co_{73}Si_{13}B_9Mn_3Mo_1Fe_1$ після опромінення наборами параметрів № 6-9, наведеними в табл. 2.2. Як видно з рисунка 2.3.а. При використанні набору параметрів № 6 отримано HR LIPSS, тоді як збільшення кількості імпульсів приводить до погіршення регулярності. Враховуючи те, що під час лазерного опромінення поверхня матеріалу нагрівалася, а аморфна структура є метастабільною, важливо дослідити структуру аморфних стрічок після опромінення.

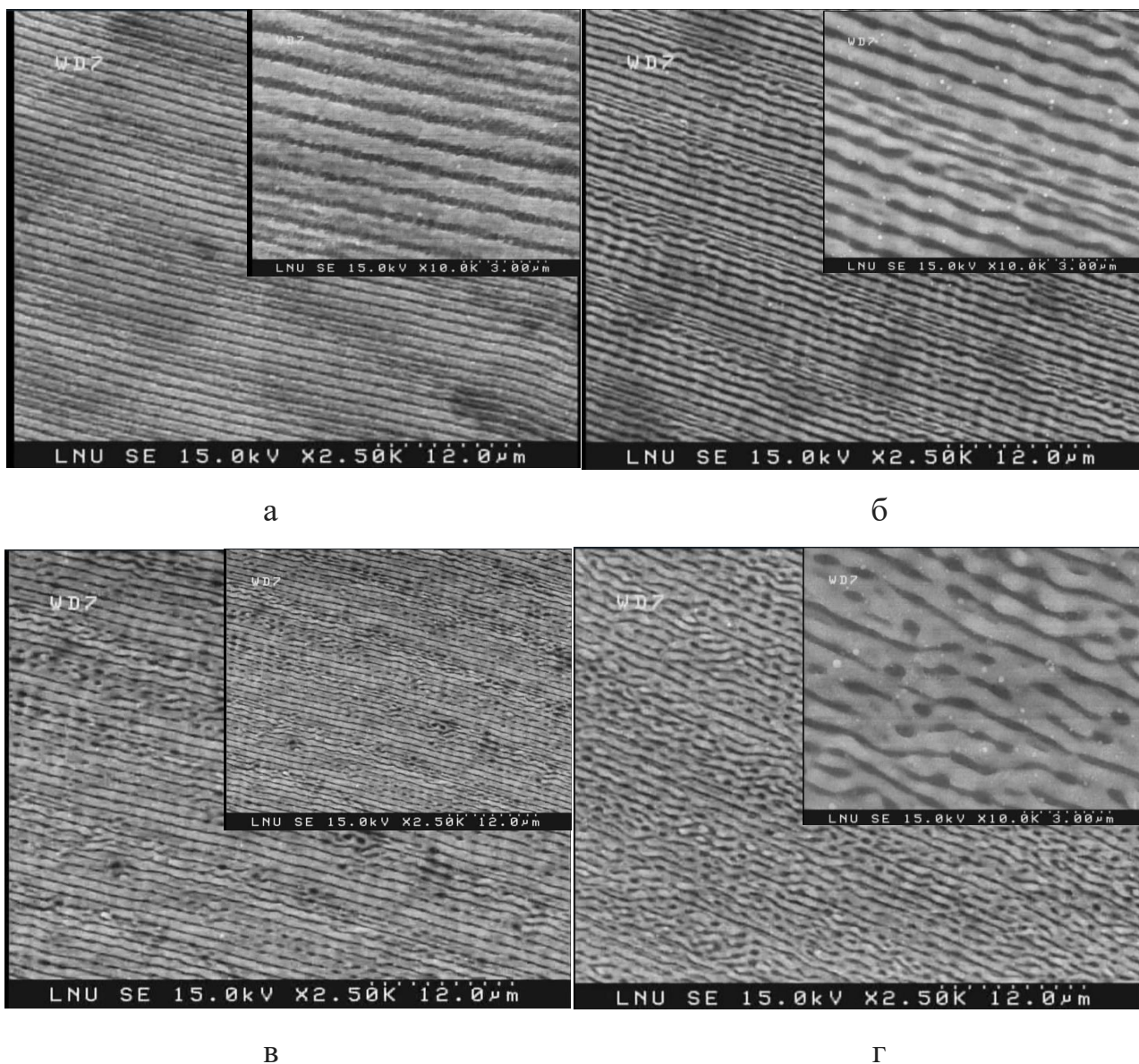


Рис. 2.3. LIPSS, сформовані на стрічці $Co_{73}Si_{13}B_9Mn_3Mo_1Fe_1$ відповідно до наборів у табл. 2: а) - набір №6, б) - набір №7, в) - набір №8 та г) - набір №9.

3.3. Лазерно-індуковані структури в аморфних сплавах $Fe_{73.5}Si_{15.5}B_7Nb_3Cu_1$ і $Co_{73}Si_{13}B_9Mn_3Mo_1Fe_1$

Для визначення того, чи були стрічки девітрифіковані, було використано метод рентгеноструктурного аналізу. На отриманих дифрактограмах (рис.2.4) відсутні піки інтенсивності, які б визначали кристалічні фази. Отже, лазерно-індуковані структури не повпливали на аморфний стан.

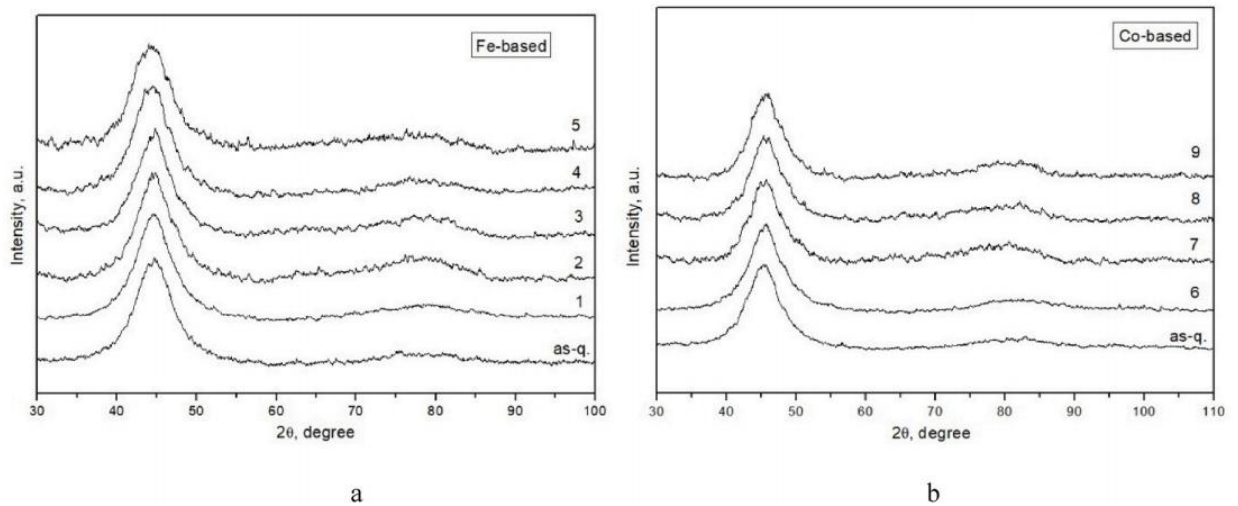


Рисунок 2.4 Рентгенівські дифрактограми на зразках $Fe_{73.5}Si_{15.5}B_7Nb_3Cu_1$ (a) і $Co_{73}Si_{13}B_9Mn_3Mo_1Fe_1$ (b)

Залежно від флюенсу, кількості імпульсів і типу матеріалу, ультракороткі імпульси можуть індукувати низькопросторові та високопросторові LIPSS, з орієнтацією періодичних структур перпендикулярно або паралельно до поляризації лазера. Для досліджуваних аморфних сплавів LIPSS період $ALSFL$ становив близько 850-950 нм і може бути віднесений до низькопросторової частотної LIPSS. Зміна періоду LIPSS залежить від кута падіння та поляризації. Кількість імпульсів впливає на лазерний потік і, відповідно, на температуру поверхневого шару. Теорія Сайпа розглядає просторові періоди $ALSFL$ з урахуванням залежності показника заломлення від температури ($ALSFL \sim 1/\eta(T)$). Таким чином, експериментальна залежність між просторовим періодом та кількістю імпульсів може бути пояснена в рамках даної теорії.

Середній розмір кластерів Lcl (табл. 2.3.) було оцінено за середньоквадратичним відхиленням повної ширини на рівні половини висоти (FWHM) підбраної функції Лоренца за формулою (3.1)

$$Lcl = 2\pi / \Delta s, s = (4\pi \sin\theta) / \lambda \quad (3.1.)$$

де Δs - повна ширина на половині максимуму (FWHM), 2θ - кут розсіювання. Як з'ясовано з дослідження, розмір кластерів не піддається значній зміні. Це свідчить про те, що вплив фемтосекундного лазерного опромінення обмежується тонким поверхневим шаром, залишаючи внутрішню структуру незмінною.

Таблиця 2.3. Період LIPSS *ALSFL* та середній розмір кластера *Lcl* досліджуваних стрічок

Сплав на основі Fe			Сплав на основі Co		
№	<i>ALSFL</i> , нм	<i>Lcl</i> , нм	№	<i>ALSFL</i> , нм	<i>Lcl</i> , нм
стрічка		1.71		стрічка	1,66
1	950,5	1.85	6	937,5	1,69
2	909,7	1,81	7	897,1	1,70
3	890,9	1,84	8	895,7	1,71
4	853,9	1,83	9	871,3	1,68
5	934,1	1,76			

Вібраційним магнітометром провели магнітний фазовий аналіз, вимірюючи температурну залежність питомої намагніченості насичення, визначаючи температуру Кюрі сплавів в аморфному стані. Термомагнітна крива для даних зразків представлена на рис. 2.5.a-2.5.b. Термомагнітні криві майже однакові, що свідчить про відсутність впливу LIPSS на термоіндукований феромагнітно-парамагнітний перехід. Для зразків з LIPSS спостерігається незначне зниження температури початку кристалізації порівняно з неопроміненим зразком.

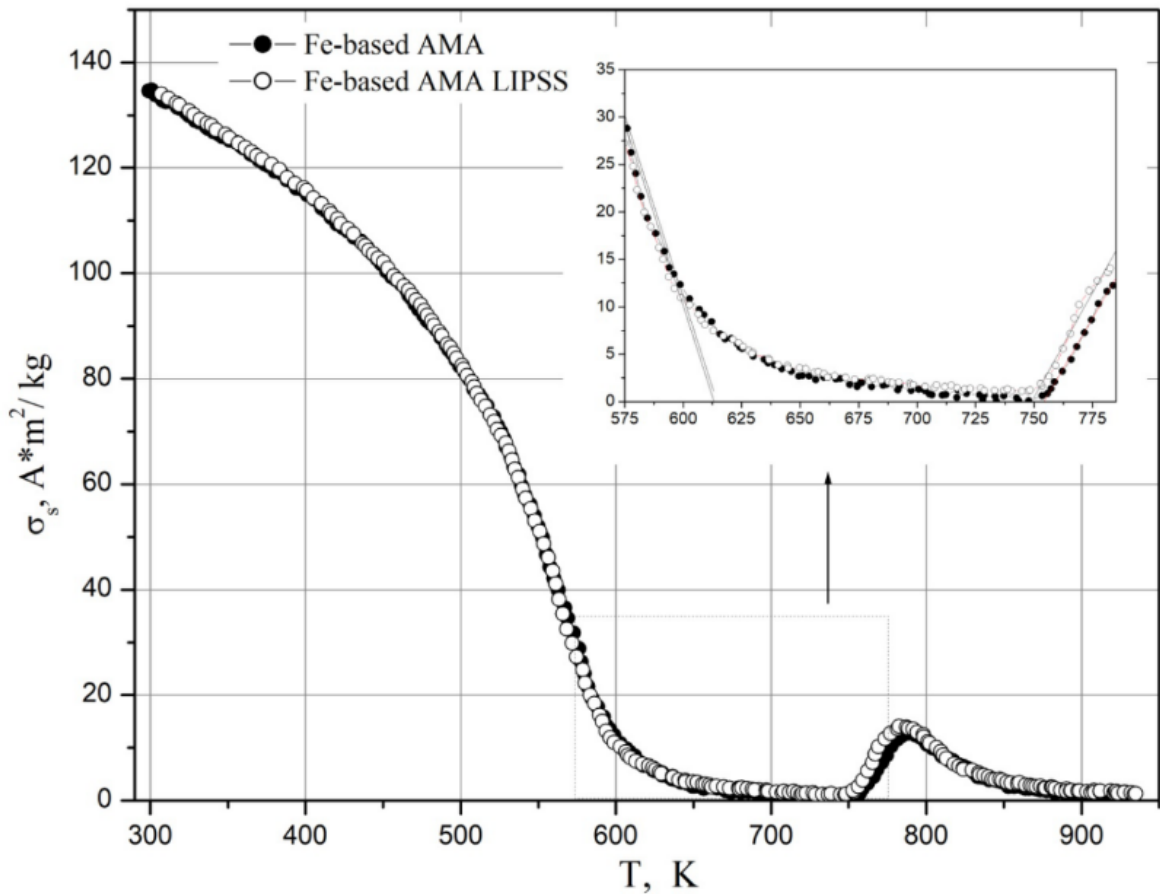


Рисунок 2.5.а. Термомагнітна крива для сплаву $Fe_{73.5}Si_{15.5}B_7NB_3Cu_1$.

Отримані результати цих кривих наведені у табл.2.4. які відповідають значенням для аморфних стрічок на основі Fe [26] та Co [27]. Питома намагніченість монотонно зменшується із підвищенням температури і досягає точки Кюрі. Зростання намагніченості при подальшому нагріванні зумовлене процесом кристалізації сплаву.

Таблиця 2.4. Магнітні параметри стрічок на основі Fe і Co до і після формування LIPSS.

Зразок	Питома намагніченість σ_s , (А·м ²)/кг	Коерцитив на сила H_c , А/м	Температура Кюрі, T_{cr} , °C	T_x початку кристалізації, °C
$Fe_{73.5}Si_{15.5}B_7NB_3Cu_1$	133	70	613,2	753,5

<i>Fe73.5Si15.5B7NB3C</i> <i>u1</i> – HR LIPSS (No.5)	133	230	615,1	748,7
<i>Co73Si13B9Mn3Mo1</i> <i>Fe1</i>	85	40	684,3	698,0
<i>Co73Si13B9Mn3Mo1</i> <i>Fe1</i> – HR LIPSS (No.6)	84	200	689,7	639,3

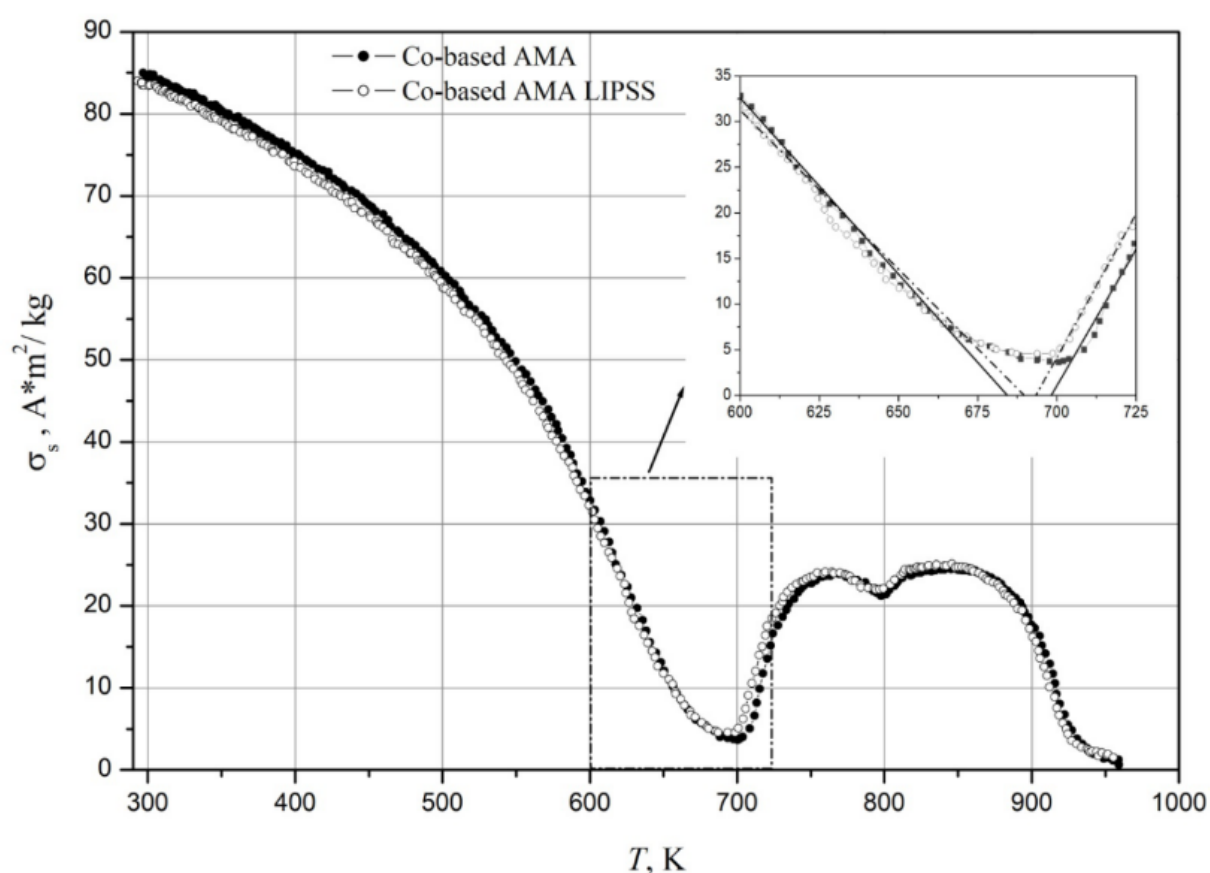


Рисунок 2.5.б. Термомагнітна крива для сплаву *Co73Si13B9Mn3Mo1Fe1*.

Була зареєстрована гістерезисна крива (рис. 2.6.а.-2.6.б.) магнітного моменту та виміряна коерцитивна сила досліджуваних АМС. Намагніченість насичення для обох зразків *Fe73.5Si15.5B7NB3Cu1* становить 133 А·м²/кг, та для зразку *Co73Si13B9Mn3Mo1Fe1* 85 А·м²/кг, а для опроміненого зразка з періодичною структурою намагніченість насичення дорівнює 84 А·м²/кг. Невелика різниця між значеннями питомої намагніченості насичення зразків може бути пояснена

відмінністю між намагніченостями аморфної та кристалізованої фаз, яка становить не більше 30%. Така відмінність внесе лише незначний вплив на загальну намагніченість тонких опромінених поверхневих шарів.

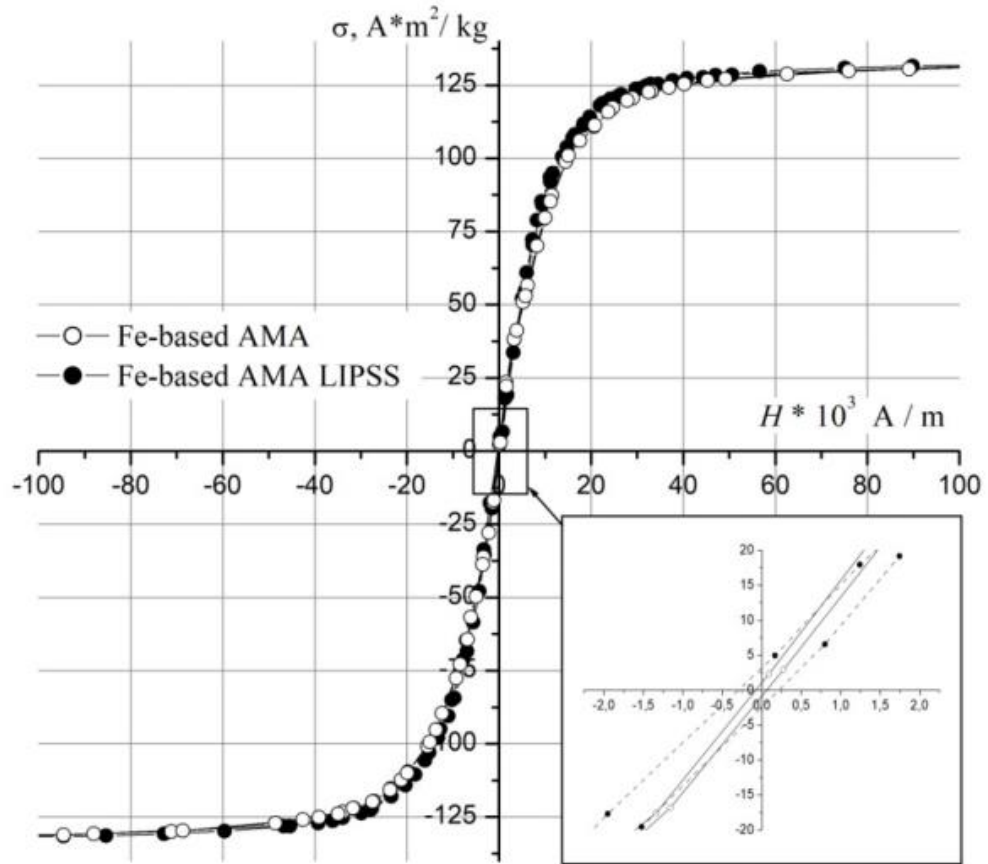


Рисунок 2.6.а. Крива гістерезису для сплаву $Fe_{73.5}Si_{15.5}B_7Nb_3Cu_1$.

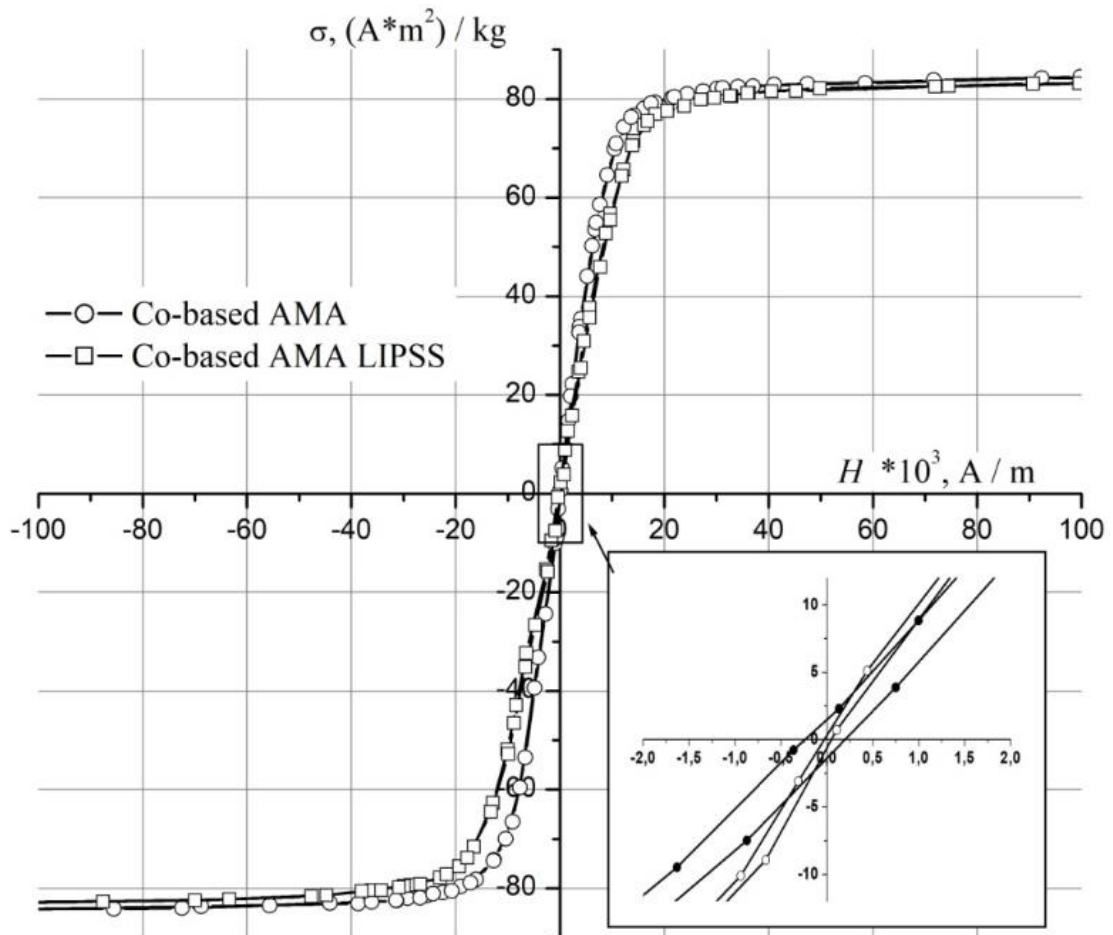


Рисунок 2.6.b. Крива гістерезису для сплаву $Co_{73}Si_{13}B_9Mn_3Mo_1Fe_1$.

Ефект LIPSS має найбільш помітний вплив на коерцитивну силу (H_c) обох стрічок. Зокрема, значення H_c для зразка на основі Fe з LIPSS перевищує значення H_c для неопроміненого зразка в три рази (230 А/м і 70 А/м відповідно). Для зразку на основі Co з LIPSS, значення H_c в п'ять разів більше, ніж для неопроміненого зразка (200 А/м і 40 А/м відповідно). Коерцитивна сила є структурно чутливою величиною і залежить від форми і розміру частинок феромагнітної фази, внутрішніх напружень і структури поверхні. Коерцитивну силу (3.2) феромагнітних аморфних стрічок можна розділити на дві складові: об'ємну коерцитивну силу, яка не залежить від товщини стрічки, та поверхневу коерцитивну силу, яка зворотно пропорційна товщині стрічки. Вплив двох поверхонь стрічки на коерцитивну силу є нерівним, і це пояснюється різними рівнями загартованих напружень та наявністю додаткових дефектів, таких як мікрокристаліти та включення у поверхневих шарах.

$$H_C = H_C^V + H_C^S = \frac{fv}{2M_S} + \frac{fs}{M_S d} \quad (3.2)$$

де f_v - об'ємна коерцитивна сила на одиницю площі доменної стінки, f_s - поверхнева коерцитивна сила на одиницю довжини доменної стінки, M_S - намагніченість насичення, d - товщина зразка. Враховуючи результати аналізу рентгенівських і магнітних параметрів, можна вважати, що зміна коерцитивної сили пов'язана з наявністю пружних напружень та формуванням періодичної поверхневої структури під впливом лазера. Отже, за допомогою LIPSS можна здійснити модифікацію магнітної структури поверхні аморфних металевих сплавів з метою запобігання їх кристалізації. Цей підхід має важливе практичне значення, оскільки наявність кристалічної фази може негативно вплинути на механічні властивості аморфних матеріалів. Також варто взяти до уваги те що в об'ємних аморфних феромагнетиках, вплив фемтосекундного лазерного випромінювання і формування LIPSS на коерцитивну силу буде зменшуватися обернено пропорційно до товщини матеріалу.

ВИСНОВКИ

Вивчено вплив фемтосекундного лазерного опромінення на аморфні металеві сплави $Fe_{73.5}Si_{15.5}B_7Nb_3Cu_1$ і $Co_{73}Si_{13}B_9Mn_3Mo_1Fe_1$, отримані у формі стрічки. Показано що під дією повторюваних фемтосекундних імпульсів на поверхні аморфних стрічок в процесі опромінення утворюються періодичні структури ЛППС з періодом спів мірним з періодом довжини хвилі лазерного випромінювання $\sim 900-1000$ нм. Встановлено, що рівномірність та період цих структур чутливий до параметрів опромінення. Стрічки, згідно з результатами рентгенівського дослідження, після опромінення залишилися аморфними, що свідчить про те, що утворення ЛППС структури не зумовлює кристалізацію аморфних сплавів. Це дає можливість структурувати поверхню аморфних матеріалів не спричиняючи розаморфізацію сплаву. Водночас в результаті утворення ЛППС в поверхневих шарах сплаву виникають термічні напруження, що в свою чергу впливає на магнітні властивості матеріалу. Зокрема, виявлено

збільшення коерцитивної сили у зразках аморфних стрічок, на поверхні яких утворено ЛППС.

Використана література

- [1] KLEMENT, W.; WILLENS, R. H.; DUWEZ, POL (1960). Non-crystalline Structure in Solidified Gold–Silicon Alloys. , 187(4740), P 869–870.
- [2] Pietrokowsky, Paul (1963). Novel Mechanical Device for Producing Rapidly Cooled Metals and Alloys of Uniform Thickness. Review of Scientific Instruments, 34(4), P 445–446
- [3] Shirzadi, A. A., Koziel, T., Cios, G., & Bała, P. (2019c). Development of Auto Ejection Melt Spinning (AEMS) and its application in fabrication of cobalt-based ribbons. Journal of Materials Processing Technology, 264, 377–381. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.09.028>
- [4] Chen, H. S., & Miller, C. A. (1976c). Centrifugal spinning of metallic glass filaments. Materials Research Bulletin, 11(1), P 49–54. [https://doi.org/10.1016/0025-5408\(76\)90213-0](https://doi.org/10.1016/0025-5408(76)90213-0)
- [5] Chen, H. S., & Miller, C. A. (1970b). A Rapid Quenching Technique for the Preparation of Thin Uniform Films of Amorphous Solids. Review of Scientific Instruments, 41(8), P 1237–1238. <https://doi.org/10.1063/1.1684774>
- [6] J.D. Bernal. A Geometrical Approach to the Structure of Liquids / F.R.S. Bernal // Nature – 1959. – Vol. 173, № 4655 – P. 141-147.

- [7] Nagel, S., & Tauc, J. (1975). Nearly-Free-Electron Approach to the Theory of Metallic Glass Alloys. *Physical Review Letters*, 35(6), 380–383. <https://doi.org/10.1103/physrevlett.35.380>
- [8] Sheng, H. Y., Ma, E., & Kramer, M. (2012). Relating Dynamic Properties to Atomic Structure in Metallic Glasses. *JOM*, 64(7), 856–881. <https://doi.org/10.1007/s11837-012-0360-y>
- [9] Zhang, C. C., Yuan, G., Zhang, Y., Liu, C., Fang, F., Wang, G., & Misra, R. (2021). Cu-based amorphous alloy plates fabricated via twin-roll strip casting. *Materials Science and Engineering A-structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 828, 142123. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.142123>
- [10] Inoue, A. (2000). Stabilization of metallic supercooled liquid and bulk amorphous alloys. *Acta Materialia*, 48(1), 279–306. [https://doi.org/10.1016/s1359-6454\(99\)00300-6](https://doi.org/10.1016/s1359-6454(99)00300-6)
- [11] Mondal, K., & Murty, B. (2005). On the parameters to assess the glass forming ability of liquids. *Journal of Non-crystalline Solids*, 351(16–17), 1366–1371. <https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2005.03.006>
- [12] Axinte, E. (2012). Metallic glasses from “alchemy” to pure science: Present and future of design, processing and applications of glassy metals. *Materials in Engineering*, 35, 518–556. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.09.028>
- [13] Johnson, W. N. (2002). Bulk amorphous metal—An emerging engineering material. *JOM*, 54(3), 40–43. <https://doi.org/10.1007/bf02822619>
- [14] Chen, M. (2011). A brief overview of bulk metallic glasses. *Npg Asia Materials*, 3(9), 82–90. <https://doi.org/10.1038/asiamat.2011.30>
- [15] Morrison, M., Buchanan, R. A., León, R. V., Liu, C., Green, B., Liaw, P. K., & Horton, J. (2005b). The electrochemical evaluation of a Zr-based bulk metallic glass in a phosphate-buffered saline electrolyte. *Journal of Biomedical Materials Research Part A*, 74A(3), 430–438. <https://doi.org/10.1002/jbm.a.30361>
- [16] Скрышевский А.Ф. Структурный анализ жидкостей и аморфных тел.-М: Высшая школа, 1980.- 328 с.
- [17] Lanotte, L., & Iannotti, V. (1995). Nanometric crystallization of Fe_{73.5}Cu₁Nb₃Si_{13.5}B₉ by laser annealing. *Journal of Applied Physics*, 78(5), 3531–3533. <https://doi.org/10.1063/1.359991>
- [18] Lyasotskyi, I. V., Dyakonova, N. B., D'yakonov, D. L., & Kraposhin, V. S. (2008b). Quasiperiodic and Frank-Kasper phases formation during primary crystallization of Fe-base amorphous alloys. *Journal of Physics*. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/98/1/012026>
- [19] Shklovskii, V. B., & Kuz'menko, V. (1989). Explosive crystallization of amorphous substances. *Soviet Physics, Успехи*, 32(2), 163–180. <https://doi.org/10.1070/pu1989v032n02abeh002681>
- [20] Mudry, S., & Nykyruy, Y. (2017). Вплив лазерного опромінення на структуру аморфних металевих сплавів: монографія. ResearchGate. https://www.researchgate.net/publication/339389412_Vpliv_lazernogo_oprominenna_na_strukturu_amorfnih_metalevih_splaviv_monografia

- [21] Egami, T. (1978). Structural relaxation in amorphous alloys - compositional short range ordering. *Materials Research Bulletin*, 13(6), 557–562. [https://doi.org/10.1016/0025-5408\(78\)90178-2](https://doi.org/10.1016/0025-5408(78)90178-2)
- [22] Masumoto, T., & Maddin, R. (1975). Structural stability and mechanical properties of amorphous metals. *Materials Science and Engineering*, 19(1), 1–24. [https://doi.org/10.1016/0025-5416\(75\)90002-6](https://doi.org/10.1016/0025-5416(75)90002-6)
- [23] Emmony, D. C., Howson, R. P., & Willis, L. J. (1973). Laser mirror damage in germanium at 10.6 μm . *Applied Physics Letters*, 23(11), 598–600. <https://doi.org/10.1063/1.1654761>
- [24] Sipe, J. E., Young, J. F., Preston, J. S., & Van Driel, H. M. (1983). Laser-induced periodic surface structure. I. Theory. *Physical Review*, 27(2), 1141–1154. <https://doi.org/10.1103/physrevb.27.1141>
- [25] Nykyruy, Y. S., Mudry, S., Shtablavyi, I., & Gnilitskyi, I. (2021). Nanostructuring of Fe_{73.5}Nb₃Cu₁Si_{15.5}B₇ amorphous alloy surface by laser-induced periodic structure formation. *Applied Nanoscience*. <https://doi.org/10.1007/s13204-021-01866-9>
- [26] Nykyruy, Y. S., & Mudry, S. (2012). Effect of laser irradiation on the magnetic properties of an amorphous Fe_{73.7}Nb_{2.4}Cu_{1.0}Si_{15.5}B_{7.4} alloy. *Inorganic Materials*, 48(10), 1001–1005. <https://doi.org/10.1134/s0020168512100056>
- [27] Fernández, A. Á., Pérez, M. A., Tejedor, M., & Madurga, V. (2000). Thermomagnetic analysis of amorphous (Co_xFe_{1-x})_{73.5}Nb₃Cu₁Si_{13.5}B₉ metallic glasses. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 221(3), 338–344. [https://doi.org/10.1016/s0304-8853\(00\)00493-5](https://doi.org/10.1016/s0304-8853(00)00493-5)

ДОДАТОК

ОХОРОНА ПРАЦІ ТА БЕЗПЕКА В НАДЗВИЧАЙНИХ СИТУАЦІЯХ

Розвиток науково-технічного прогресу на сучасному етапі невід'ємно пов'язаний із покращенням умов і охороною праці працівників. Особливу увагу потрібно приділити питанню охорони праці в науково-дослідних установах та їхніх лабораторіях, де проводиться робота зі складними технологіями, шкідливими речовинами та високовольтним обладнанням. Науково-дослідні установи є осередками інноваційних досліджень, де відбувається впровадження нових технологій та виробничих процесів. Проте, ця діяльність несе певні ризики для здоров'я та безпеки працівників. Робота зі шкідливими речовинами, зрідженими газами, високою напругою та складною апаратурою може створювати небезпеку, пов'язану з виникненням пожеж, аварій та інших небезпечних ситуацій.

Незважаючи на високий рівень автоматизації та впровадження новітніх технологій, робота в науково-дослідних установах та лабораторіях часто пов'язана з фізичними та психофізіологічними навантаженнями, що може призводити до нервово-психічних і серцево-судинних захворювань. Також, швидкий темп змін і впровадження нових технологій можуть супроводжуватися появою нових небезпечних факторів, які потребують належної уваги та контролю. Для забезпечення безпечних умов праці та життєдіяльності в науково-дослідних установах, надзвичайно важливе значення мають правила з техніки безпеки та норми виробничої санітарії. Охорона праці включає в себе комплекс нормативних актів, які охоплюють технічні, санітарно-гігієнічні та правові заходи. Робота в лабораторіях вимагає дотримання певних вимог, що забезпечують охорону праці, здоров'я працівників та нормальні умови виробничої діяльності. До основних завдань охорони праці в цих установах належить ідентифікація та оцінка потенційних ризиків, пов'язаних з виробничими процесами та умовами праці, розробка та впровадження заходів з попередження та зниження цих ризиків. Організація безпечного працевлаштування, забезпечення працівників необхідними засобами індивідуального захисту, навчання щодо правил безпеки та екстреної дії в небезпечних ситуаціях є невід'ємною частиною системи охорони праці. Крім того, важливим елементом є постійний контроль за дотриманням правил безпеки, виявлення порушень та вжиття відповідних заходів для їх усунення. Охорона праці в науково-дослідних установах та лабораторіях спрямована на створення безпечного та здорового робочого середовища, де працівники можуть вільно реалізовувати свій потенціал, виконувати наукові дослідження та інноваційну роботу, не піддаючи своє здоров'я небезпеці. Ефективна система охорони праці у наукових установах є запорукою якісних результатів наукових досліджень та забезпечує стійкий розвиток і успіх у сфері науки.

1. Аналіз стану виробничих умов

1.1. Характеристика лабораторії

Магістерська робота була проведена в лабораторії фізики металів та рентгенографії рідин на кафедрі фізики металів Львівського національного університету імені Івана Франка. Приміщення цих лабораторій відповідають санітарним нормам і правилам проектування промислових підприємств, а також вимогам техніки безпеки та гігієни праці.

На кожного працівника припадає площа приміщення в розмірі 25,8 м², а об'єм на кожного працівника становить 14 м³. Температура повітря в приміщенні коливалася від 15 до 23°C в теплу пору року і від 10 до 15°C в холодну пору року. Освітленість на робочих місцях відповідала нормальним робочим умовам, забезпечуючи значення не менше 300 Лк від лампи денного світла. Коефіцієнт природної освітленості становив 1,65. Відносна вологість повітря знаходилась у межах 30-60%.

Приміщення лабораторії фарбовано згідно вимог до проектування виробничих приміщень. Всі установки в лабораторії мають заземлення. Також в лабораторії присутня аптечка з комплектом медикаментів для надання першої медичної допомоги.

Під час виконання практичної частини дипломної роботи доводилось працювати з різними електричними пристроями, нагрівними приладами та скляними компонентами, які можуть становити потенційну небезпеку, якщо з ними необережно поводитись.

У процесі досліджень було необхідно користуватися електричними пристроями, які працюють під напругою 220 В та живляться змінним струмом. Це включало джерела живлення, освітлювальні прилади, фотоелементи, фотоелектричні помножувачі.

Об'єктом нашого дослідження є аморфні металеві сплави $Fe_{73.5}Si_{15.5}B_7Nb_3Cu_1$ та $Co_{73}Si_{13}B_9Mn_3Mo_1Fe_1$. Самі ці об'єкти безпечні у використанні та вивченні їх властивостей, проте є кілька потенційно небезпечних факторів, які виникають під час їх отримання. Виконання цих робіт пов'язане з використанням та постійним контактом зі скляними деталями, які можуть мати гострі ріжучі краї та нагріватися до високих температур. Об'єкт під час процесу отримання знаходився

у печі, яка була внутрішньою оброблена теплоізолюючим матеріалом азбестом, який має шкідливий вплив на органи дихання людини. Крім того, виникає необхідність працювати з хімічними речовинами, які, потрапивши в організм людини, можуть взаємодіяти з його органами та порушувати нормальне функціонування організму. Особливо небезпечним для здоров'я є вплив імпульсних та неперервних джерел опромінення. Допустимі норми впливу опромінення цими джерелами на сітківку ока та шкіру людини згідно до вимог:

- Максимально припустимими густинами потужності для сітківки ока є $0,35 \text{ Вт/см}^2$ при неперервному випромінюванні та $0,27 \text{ Вт/см}^2$ при імпульсному випромінюванні.
- Щодо опромінення шкіри, максимально припустимими рівнями густини потужності є 100 мВт/см^2 при неперервному випромінюванні протягом 5 секунд і $0,1 \text{ Вт/см}^2$ при імпульсному випромінюванні. Під час проведення роботи з електроприладами існує ризик отримання удару електричним струмом, що може призвести до електричних опіків, електрометалізації шкіри та механічних травм.

1.2. Аналіз умов праці та потенційні небезпеки

Дослідження проводилися на спеціальних установках, які призначені для аналізу спектральних та часових параметрів імпульсних газорозрядних джерел світла. Для вивчення аморфного металевого сплаву $Fe_{73.5}Si_{15.5}B_7Nb_3Cu_1$ та $Co_{73}Si_{13}B_9Mn_3Mo_1Fe_1$ використовувалися рентгенівська трубка, так і іскрова розрядна лампа як імпульсні джерела

1.2.1. Охорона праці при роботі з електричним струмом

Електричний струм становить значну небезпеку для людини. Найбільші ризики виникають під час роботи з установками, що працюють при напрузі 110-220 В, тоді як безпечною для людини вважається напруга до 36 В.

Ефект струму на організм людини може мати термічну, електрохімічну і біологічну природу [1]. Термічний ефект проявляється у вигляді опіків, електрохімічний - у вигляді електролізу крові, а електричний удар - у біологічних реакціях. Характер і наслідки опіків залежать від електричного опору тіла людини, величини та типу струму, тривалості його дії, частоти та напруги. Ступінь ураження електричним струмом залежить від опору організму людини (40-100 кОм - опір шкіри, 10 кОм - опір внутрішніх органів) і частоти струму (50-60 Гц - найнебезпечніша частота). Зазвичай середній опір тіла людини приймається на рівні 1000 Ом. Струм, що перевищує 0,01 А, вважається небезпечним для здоров'я та життя людини. Змінний струм може завдати більшої шкоди здоров'ю та життю людини, ніж постійний струм. Продовжувана дія струму на організм людини має вирішальне значення, оскільки внаслідок прогрівання шкіри в місцях контакту опір зменшується і струм збільшується. Ураження організму людини електричним струмом залежить від того, які органи піддаються його впливу. Найбільш ризиковими шляхами проходження електричного струму є ті, які включають проходження струму через серце та легені, такі як шлях від руки до ноги або від руки до руки.

Електричний удар характеризується паралізом окремих органів людини, оскільки струм проходить через центральну нервову систему. Серед характерних ознак електричного удару можна відзначити запаморочення, корчі та інші симптоми.

Для забезпечення охорони праці та технічної безпеки при роботі з електричними установками використовуються комплекс заходів щодо захисту від ураження електричним струмом. Ці заходи включають:

- організаційно-запобіжні;
- інженерно-технічні;
- захисні заходи.

До організаційно-запобіжних заходів відноситься навчання осіб, які обслуговують електроустановки і електроустаткування, контроль виконання правил безпеки, планово-запобіжний ремонт, правильний монтаж установок з

робочою напругою 1000 В. Інженерно-технічні заходи спрямовані на захист людини від контакту з електричними струмонесучими частинами. Для запобігання такому контакту необхідно надійно ізолювати струмонесучі частини устаткування та захистити їх за допомогою захисних кожухів. Також можливим є огороження тих частин установки, які не можуть бути повністю ізольовані, і в цьому випадку важливо використовувати блокування, що автоматично відключатиме напругу при знятті огорожі. Для захисту від переходу напруги на наступні деталі, які можуть бути досяжні для дотику, використовується обладнання захисного заземлення. Це допомагає створити безпечну шляху відведення струму, запобігаючи небезпечному переходу напруги на металеві частини, з якими може контактувати людина.

1.2.2. Безпека при роботі з високовольтними джерелами напруги

Техніка безпеки має основну вимогу - заземлення всіх джерел напруги і блоків живлення. Заземлення здійснюється за допомогою мідних або алюмінієвих провідників, які можуть бути голими або ізольованими. Опір ізоляції повинен бути рівним 1 кОм при включеній напрузі. Для забезпечення надійності, заземлення установки необхідно перевіряти не рідше двох разів на рік. Заміну запобіжників слід проводити лише при вимкнених джерелах напруги. Щоб захистити електроустановки від перевантажень, рекомендується встановлювати плавкі запобіжники або автоматичні вимикачі. Застосування цих заходів допоможе забезпечити безпеку та надійну роботу в лабораторії.

1.2.3. Безпека при роботі з джерелами випромінювання

Для забезпечення безпеки під час роботи з різними джерелами світла є кілька важливих правил. Перш за все, необхідно використовувати захисні окуляри або захисне скло, щоб уникнути потрапляння в очі іскрових, дугових розрядів, спалахів імпульсних ламп та лазерних променів. Перед включенням приладів, що живлять джерела світла, обов'язково заземлювати їх. Зокрема, лампи надвисокого тиску можуть вибухнути, тому вони мають бути знаходитися в захисному футлярі або освітлювачі. Також слід включати лампи з системою охолодження та утримувати їх подалі від легкозаймистих матеріалів. Особливо важливо уникати

дотику до дугових та іскрових джерел світла впродовж перших мить їх включення. При проведенні досліджень з використанням рентгенівського випромінювання існує певний ризик опромінення для працівників. З метою безпеки, існують санітарні правила щодо обладнання та експлуатації рентгенівських апаратів та кабінетів, які встановлюють максимально допустимі дози опромінення на різних періодах. Згідно цих правил, працівники, що працюють з джерелами рентгенівського випромінювання, повинні дотримуватися таких доз: 0,8 мкР/с, 2,8 мкР/год, 0,1 Р на тиждень та 5 Р на рік [2]. За системою дозових меж людей поділяють на три категорії: □

А-персонал (люди, які постійно працюють в умовах опромінення) □

Б-обмежена частина населення, яка безпосередньо не працює з опроміненням, але за умовами роботи чи проживання може потрапити під дію опромінення □

В-населення області, краю, країни.

Для кожної категорії, що опромінюється, встановлені дозові межі і припустимі рівні, що відповідають основним дозовим межам (див. таблицю 1.1).

Таблиця 1.1. Дозові межі опромінення

Дозові межі сумарного внутрішнього і зовнішнього опромінення, бер за календарний рік	Група критичних органів		
	I	II	III
Категорія А (ГДД)	5	15	30
Категорія Б (МД)	0,5	1,5	3

ГДД-гранична допустима доза, МД-межа дози.

До кожної з трьох груп критичних органів відносяться такі органи: □

I – все тіло, червоний кістковий мозок □

II – м'язи, щитовидна залоза, жирова тканина, печінка, селезінка, шлунково-кишковий тракт, легені, кришталіки ока та інші органи, крім тих, що належать до першої та третьої груп □

III – шкіряний покрив, кісткова тканина, кістки, передпліччя, гомілки, стопи.

Обмеження опромінення населення (категорія В) зумовлене регламентацією та контролем радіоактивності довкілля. Цей порядок регламентується основними санітарними правилами (ОСП-72/87). Опромінення категорії В не повинно бути вищим, ніж опромінення категорії Б.

Для захисту від випромінювання повинні прийматися такі міри:

- невикористані вікна рентгенівських трубок повинні бути закриті свинцевими шторками;
- для зменшення випромінювання, яке виникає в результаті розсіяння пучка променів на зовнішніх частинках рентгенівських камер, свинцеві діафрагми у вікнах повинні мати мінімальні отвори;
- проміжок між вікном і коліматором камери повинен бути надійно ізолюваний від зовнішнього середовища свинцем;

під час роботи оператора забороняється знімати захисні шторки.

1.2.4. Безпека при роботі на ПЕОМ

При організації робочого простору для роботи з ПЕОМ (персональні електронно-обчислювальні машини), де проводяться роботи на комп'ютері, є кілька важливих аспектів, які слід враховувати. Перш за все, рекомендується розташовувати вікна на північному або північно-східному боці приміщення, щоб уникнути прямого попадання сонячних променів на екрани комп'ютерів. Для забезпечення додаткового захисту від світла можна встановити жалюзі або штори на вікнах. Стіни приміщення рекомендується фарбувати у ненасичені кольори, що сприяє зменшенню візуального напруження. Стеля повинна бути білого кольору, оскільки це сприяє кращому розподілу світла в приміщенні. Робочі місця з ПЕОМ

слід розташовувати на відстані не менше 1,5 метра від вікон та не менше 1 метра від стін. Важливо також забезпечити достатню відстань між сусідніми робочими місцями, яка повинна бути не меншою за 1,5 метра. Розміри столу для роботи з ПЕОМ рекомендується зберігати в оптимальних параметрах - 1600 на 900 міліметрів, а висота столу повинна становити 720 міліметрів. На дисплеях комп'ютерів варто встановити екранні фільтри для зменшення відблисків і надмірної втоми очей. Під час роботи за комп'ютером рекомендується сидіти на відстані близько 80 сантиметрів від екрана, а сам екран повинен бути орієнтований в протилежну сторону від джерел світла.

Відповідно до вимог безпеки та трудової дисципліни, необхідно дотримуватися наступних правил під час виконання роботи:

- Не дозволяється курити на робочому місці.
- Перед початком нової роботи обов'язково отримати інструктаж на робочому місці.
- У випадку захворювання або незначної травми необхідно припинити роботу, повідомити керівництво і звернутися в медпункт.
- Якщо помічено порушення інструкції іншими працівниками, необхідно попередити їх про необхідність дотримання правил. У разі неврахування зауваження, слід повідомити про це керівництво.
- Невиконання правил техніки безпеки вважається порушенням трудової дисципліни.

Перед початком роботи необхідно виконати такі спеціальні вимоги:

- Переконатися в надійності кабелів та відсутності короткого замикання шин живлення.
- Перевірити вихідне положення органів управління та вимкнути всі автоматичні вимикачі на панелях управління.
- Оглянути зовнішній вигляд обчислювальної техніки та переконатися в правильному заземленні.

- Прибрати непотрібні інструменти, прилади, пристосування та зайві предмети, а також забрати непотрібні предмети з корпусів дисплеїв та системних модулів.

- Під час роботи необхідно дотримуватися таких правил: Увімкнення та вимкнення ЕОМ проводити згідно інструкції по експлуатації. Заборонено переносити прилади, які знаходяться під напругою.

- Ремонтні роботи на працюючих ЕОМ дозволяється проводити тільки в тих випадках, коли робота на працюючих ЕОМ неможлива з дотриманням правил електробезпеки.

- Усі роботи повинні проводитися в присутності щонайменше однієї іншої особи.

- Заборонено проводити ремонтні роботи з використанням паяльника, який має напругу більше 42 В.

- Необхідно уникати вмикання засобів обчислювальної техніки без заземлення.

- Заборонено працювати з несправними приладами.

Після завершення роботи необхідно виконати наступні кроки:

- Згідно інструкції по експлуатації, вимкнути засоби обчислювальної техніки.

- Відключити прилади від електричної мережі.

- Прибрати робоче місце, зняти робочий одяг та зберігати його у відведених для цього місцях. Дотримання цих вимог забезпечує безпеку під час роботи з обчислювальною технікою та підтримує належний рівень трудової дисципліни.

1.3. Організаційно-технічні заходи

1.3.1. Організація робочого місця і роботи

Перед початком роботи кожна особа повинна пройти інструктаж з безпеки праці. Заборонено залишати без нагляду працююче обладнання, увімкнені електровимірювальні прилади та газові пальники. Перед виходом з лабораторії слід переконатися, що електроприлади на робочому столі та у витяжних шафах

відключені, а також перекрита вода та газові лінії. Заборонено зливати хімічні розчинники в раковини, необхідно використовувати спеціальні контейнери для відходів. Роботи з використанням вакууму повинні проводитися з використанням захисних окулярів чи масок. Якщо вакуумна установка або її складові можуть призвести до вибуху, необхідно екранувати їх дротяною сіткою або органічним склом. Не допускається нагрівання скляних деталей вакуумної установки відкритим полум'ям. При необхідності охолодження рідким азотом можна використовувати перевірені посудини з кварцу чи спеціального скла. Дотримання цих правил допоможе забезпечити безпеку працівників та запобігти можливим негативним наслідкам.

1.3.2. Санітарно-гігієнічні вимоги

Наявність оптимальних умов праці в лабораторії має велике значення для забезпечення безпеки та продуктивності працівників. Одним із важливих аспектів є створення сприятливого мікроклімату. У приміщенні лабораторії рекомендована температура повітря у діапазоні 20–22°C. Оптимальна відносна вологість повітря повинна знаходитися в межах 40–60%. Крім того, швидкість руху повітря не повинна перевищувати 0,5 м/с. Ще одним важливим аспектом є належна освітленість приміщення. Освітлення повинно бути рівномірним та достатнім, щоб забезпечити комфортні умови для проведення роботи. Правильна вентиляція є необхідною для підтримки здорового повітряного середовища в лабораторії відповідно до вимог гігієни праці [3]. Додатково, слід звернути увагу на шумове забруднення. Виникнення шуму може негативно впливати на працездатність та здоров'я працівників. Гранично допустимий рівень шуму в залежності від частоти становить близько 80–90 дБ. Рівень шуму в лабораторії в межах 60 дБ, за рахунок розташування форвакуумних насосів, що є джерелом шуму, в іншому приміщенні лабораторії [4].

1.3.3. Протипожежні заходи при роботі

Виникнення пожежі може мати багато причин, серед яких необережне поводження з вогнем, несправне електроустаткування та порушення правил його

експлуатації, самозаймання горючих речовин, вибухи газів, несправність у системі опалення та порушення правил її експлуатації.

Організація та проведення заходів протипожежної безпеки покладаються на інженерно-технічний персонал та відомчі загони пожежної безпеки. Ліквідація пожежі має бути розпочата на початковій стадії за допомогою вогнегасників. У лабораторії встановлено два вогнегасники типу ОП-1 "Момент".

Додатково передбачається наявність спеціалізованих первинних засобів пожежогасіння. Всі заходи, що спрямовані на запобігання виникненню пожежі та забезпечення можливості евакуації людей та врятування матеріальних цінностей, повинні бути виконані згідно з встановленими організаційними та технічними вимогами протипожежної безпеки.

1.4. Аналіз впливу виробничих умов на довкілля

При вивченні впливу фемтосекундного лазерного опромінення на аморфні металеві сплави, а також при використанні наявного обладнання в межах тематики дослідження, дотримання методики не несе негативного впливу на навколишнє середовище. Окрім того, самі об'єкти дослідження не мають негативного впливу на довкілля.

Використана література

- [1] Піскун І.П. Безпека життєдіяльності./ І.П Піскун., В.Ф Піщеник., А.П. Березовецький - Львів: Світ, 1994.- 224с.
- [2] Піскун І.П. Курс лекцій з безпеки життєдіяльності (для бакалаврського рівня) /. І.П. Піскун, Р. Й. Мешанич, А. П. Березовецький - Львів в-во "СПОЛОМ", 1997, -224с.
- [3] Трахтенберг І.М. Гігієна праці та виробнича санітарія. / І.М Трахтенберг , М.М Коршун , О.С Чебанова . - К.: Основа, 1997.- 464 с.
- [4] Жидецький В.Ц. Безпека життєдіяльності. / В.Ц Жидецький., В.С Джигерей.

Львів: Афіша, 2000,–246с.