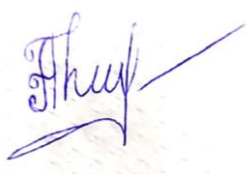


МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
СУМСЬКИЙ ДЕРЖАВНИЙ УНІВЕРСИТЕТ
Факультет електроніки та інформаційних технологій

Кафедра електроніки,
загальної та прикладної фізики

Кваліфікаційна робота магістра
**МАГНІТОРЕЗИСТИВНІ ВЛАСТИВОСТІ ГЕРМАНІДІВ
ФЕРОМАГНІТНИХ МЕТАЛІВ ЯК ЕЛЕМЕНТІВ СЕНСОРНОЇ
ЕЛЕКТРОНІКИ**

магістрант гр.ЕП м. – 81н



О.О. Подопригора

Науковий керівник,
д.ф.-м.н., професор



Л.В. Однодворець

Завідувач кафедри ЕЗПФ,
д.ф.-м.н., професор



І.Ю.Проценко

Суми 2020

РЕФЕРАТ

Мета кваліфікаційної роботи магістра полягала у дослідженні магніторезистивних властивостей магнітних плівкових матеріалів на основі Fe і Ge з точки зору практичного застосування як елементів сенсорної електроніки.

Показано, що в елементах сенсорних приладів у вигляді плівок на основі Fe і Ge відбувається формування германідів заліза FeGe_x ($1 \leq x < 2$) по усьому об'єму зразка, що призводить до зростання величини МО; встановлено, що максимальні значення магнітоопору 0,35 – 0,44% спостерігаються при загальній концентрації атомів Ge від 60 до 68 ат.%. Отримано, що амплітуда магніторезистивного ефекта для плівкових систем на основі Ge (5-15нм)/Fe (5-15нм)/П у вихідному стані складає величину 0,07-0,20% (поздовжня геометрія) та 0,05-0,20% (поперечна геометрія орієнтації магнітного поля).

Дослідження впливу температури на властивості плівок на основі Fe і Ge вказує на те, що вони високу термостабільність (ТКО $\sim 10^{-4}$ – 10^{-5} К⁻¹) та лінійну вольт-амперну характеристику, що відповідає вимогам до матеріалів терморезисторів. Отримано, що при зростанні індукції магнітного поля від 0 до 80 мТл величина сталої Холла зменшується: від $35 \cdot 10^{-7}$ до $2,5 \cdot 10^{-7}$ м³/Кл., а величина сумарної концентрації електронів і дірок в плівковому матеріалі дорівнює 10^{26} м⁻³.

Робота викладена на 27 сторінках, в тому числі включає 14 рисунків, використано 23 літературних джерел.

КЛЮЧОВІ СЛОВА: ГЕРМАНІДИ ЗАЛІЗА, МАГНІТООПІР, ТЕРМІЧНИЙ КОЕФІЦІЄНТ ОПОРУ, СТАЛА ХОЛЛА, ЕЛЕМЕНТИ СЕНСОРНОЇ ЕЛЕКТРОНІКИ

ЗМІСТ

ВСТУП	5
РОЗДІЛ 1	6
ВПЛИВ МАГНІТНОГО ПОЛЯ НА ВЛАСТИВОСТІ ДВОКОМПОНЕНТНИХ ПЛІВКОВИХ МАТЕРІАЛІВ	6
1.1. Магніторезистивний ефект.....	6
1.2. Електричні і магнітні властивості плівкових сплавів на основі Fe і Ge.....	7
1.3. Фазовий склад плівкових матеріалів на основі Fe і Ge з різною концентрацією атомів немагнітної компоненти	11
РОЗДІЛ 2	13
МЕТОДИКА І ТЕХНІКА ЕКСПЕРИМЕНТУ	13
2.1. Магніторезистивні властивості.....	13
2.2. Вимірювання сталої Холла.....	15
РОЗДІЛ 3	18
ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ РЕЗУЛЬТАТИ	18
3.1. Дослідження магніторезистивних властивостей	18
3.2. Термічний коефіцієнт опору та стала Холла плівкових елементів на основі Fe і Ge	19
3.3. Фазовий склад плівкових матеріалів.....	22
ВИСНОВКИ	24
СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ	25

ВСТУП

Стрімкий розвиток сенсорної електроніки стимулює пошук і розробку методик формування нових багатошарових функціональних матеріалів типу феромагнітний метал/напівпровідник, в яких, на відміну від магнітних напівпровідникових структур, сформованих шляхом введення магнітних домішок у напівпровідник, можна реалізувати механізми спін-залежного розсіювання електронів, утворення гранульованих твердих розчинів та бінарних фаз. Поглиблене вивчення властивостей систем на основі металів і напівпровідників пов'язане з вирішенням питання їх практичного застосування як середовищ для магнітного запису інформації з підвищеною щільністю, високочутливих елементів багатофункціональних сенсорів, нових типів діодних і транзисторних структур та стимулюється необхідністю розв'язання окремих проблем фізики твердого тіла.

Актуальність роботи полягає в наступному. Оскільки елементи функціональної електроніки працюють у умовах дії магнітних полів, то виникає потреба у більш ефективних і високоточних датчиках магнітного поля з високою термічною стабільністю параметрів, що можуть забезпечити температурно-стабільні магнітні плівкові фази FeGe і FeGe_2 , в яких напівпровідникова компонента може використовуватись як детектор, що реагує на зміни магнітного стану феромагнетика. Плівки типу феромагнітний метал(ФМ)/напівпровідник (НП) широко застосовуються для створення діодних і транзисторних структур, накопичувачів інформації великої ємності, сенсорів магнітного поля та елементів спінтроніки.

Мета кваліфікаційної роботи магістра полягала у дослідженні магніторезистивних властивостей магнітних плівкових матеріалів на основі на основі Fe і Ge з точки зору практичного застосування як елементів сенсорної електроніки.

Результати роботи були представлені і обговорені на Міжнародній науково-технічній конференції студентів та молодих вчених «Фізика, електроніка, електротехніка ФЕЕ-2020» (м.Суми).

РОЗДІЛ 1.

ВПЛИВ МАГНІТНОГО ПОЛЯ НА ВЛАСТИВОСТІ ДВОКОМПОНЕНТНИХ ПЛІВКОВИХ МАТЕРІАЛІВ

1.1. Магніторезистивний ефект

Явище магнітоопору спостерігається у матеріалах яким властиво змінювати свій електричний опір при дії магнітного поля. Позначивши опір матеріалу без магнітного поля(ρ), а його опір у магнітному полі(ρ_H) з магнітною індукцією(B), то магнітоопір матеріалу можна буде розрахувати за співвідношенням (1.1):

$$\frac{\Delta\rho}{\rho} = \frac{\rho_H - \rho}{\rho} \quad (1.1)$$

що описує відносну зміну опору, що не залежить від напрямку прикладеного магнітного поля, а значить, є парною функцією магнітної індукції(B). При малому магнітному полі відносна зміна опору залежить від магнітної індукції квадратично, а в сильних магнітних полях зазвичай виходить на насичення. Магнітоопір для всіх матеріалів має різну величину і залежить від типу розсіювання носіїв заряду, яке відбувається на нейтральних домішках, заряджених, або на фононах.

Для більшості матеріалів, в тому числі немагнітних металів або напівпровідників, коли зовнішній магнітний потік B прикладене перпендикулярно до електричного поля, то вимірний опір зразка може бути змінений. Це пов'язано з силою Лоренца, що діє на носіїв заряду, співвідношення (1.2).

$$F = -ev \cdot B. \quad (1.2)$$

Сила впливає на шлях електронів провідності в матеріалах.

Знак МО, як правило, позитивний, тобто існує підвищений опір із зростанням величини B . Однак такий ефект МО дуже малий при помірних

магнітних полях. Як правило, звичайний МО в нормальних металів потребує магнітного поля до 1 Тл, щоб отримати зміна опору 1%.

Результати вимірювання МО можна пояснити зміною траєкторії руху електронів під дією магнітного поля.

1.2 Електричні і магнітні властивості плівкових сплавів на основі Fe і Ge

Плівкові структури, сформовані на основі шарів 3d феромагнітного металу і напівпровідника, викликають особливий інтерес дослідників та розробників нових технологій і пристроїв, оскільки в таких матеріалах проявляються нові унікальні властивості (див., наприклад, [1-5]).

Авторами робіт [4, 5] проведені дослідження кристалічної структури та фазового складу плівкових сплавів FeGe (Рис.1.1 і 1.2). Вони указують на виникнення в цій магнітній фазі скірміонів - особливого типу квазічастинок, які представляють собою вихрові структури із зворотною намагніченістю, які експериментально спостерігались авторами [4, 5] і які мали виражену двовимірну структуру. Скірміонним механізмом пояснюються процеси магнітного упорядкування в плівках FeGe.

На суттєву відмінність характеру магнітної анізотропії в плівках Fe/Si та Fe/Ge указують автори роботи [6]. Одними з найбільш досліджуваних з точки зору магніторезивних і магнітних властивостей є структури Mn/Ge, Fe/Ge і Co/Ge [7]. Для практичного застосування феромагнітні напівпровідники на основі Ge, приваблюють для дослідження своїм внутрішнім феромагнетизмом, високою температурою Кюрі і спін-поляризованими носіями [8].

Fe_xGe_{1-x} плівки були синтезовані авторами [9] на скляних підкладках з мішеней Fe (99.99%) і Ge (99.99%). Темпи зростання Fe були зафіксовані на рівні 0.2°Å/с, в той час, як темпи зростання Ge варіювалася від 0.38 до 0.89 Å/с. Таким чином, концентрація Fe в Fe_xGe_{1-x} плівках може бути налаштованою від 30 до 50 ат.%. Під час розпилювання, підкладка оберталася з метою

забезпечення ідентичності плівок. Температура скляної підкладки була зафіксована на рівні 20 °С охолодженням, що веде до зростання $\text{Fe}_x\text{Ge}_{1-x}$ плівок в стані термічної нерівноважності. Низька температура росту на аморфній скляній підкладці важлива, щоб сформувати аморфні $\text{Fe}_x\text{Ge}_{1-x}$ фази, які значно підвищують розчинність Fe в Ge без домішкових фаз. Незважаючи на високу концентрацію Fe, провідність σ_{xx} плавно зменшується з температурою, яка є характерною рисою напівпровідникової провідності. Провідність мало змінюється у всьому діапазоні температур вимірюваного для всіх плівок, вказуючи, що носії слабо локалізовані. У легованих аморфних напівпровідниках на металевій стороні переходу метал-ізолятор [10,11], співвідношення (1.3) σ_{xx} - T можна записати:

$$\sigma_{xx} = \sigma_0 + c_1 T^{1/2} + c_2 T \quad (1.3)$$

де σ_0 є провідність при $T = 0$ К, $c_1 T^{1/2}$ виникає з Кулонівської взаємодії носіїв у неупорядкованих матеріалах, а $c_2 T$ походить від не пружного електрон-фононного розсіювання слабо локалізованих носіїв. На рис.1.3 показана залежність магнітоопору та намагніченості від магнітного поля для плівки $\text{Fe}(2,5\text{нм})/\text{Ge}(1,2\text{нм})$.

Ефект Холла плівок на основі Fe і Ge вимірювали при різних температурах і аномальний ефект Холла був домінуючим нижче температури Кюрі. Опір Холла зазвичай записується за емпіричною формулою (1.4),

$$\rho_{xy}(H, T) = R_0(T)\mu_0 H + R_S(H, T)M(H, T). \quad (1.4)$$

де H - напруженість магнітного поля, μ_0 - проникність вакууму, а $R_0(T)$ і $R_S(H, T)$ - звичайний і аномальний коефіцієнти Холла при температурі T у магнітному полі H відповідно.

Таким чином, експериментальний опір Холла може бути розділений на дві частини: звичайний ефект Холла $\rho_{xy}^0(H, T) = R_0(T)\mu_0 H$, який пропорційний H та аномальна опір Холла $\rho_{xy}^a(H, T) = R_S(H, T)M(H, T)$, що пропорційний $M(H, T)$.

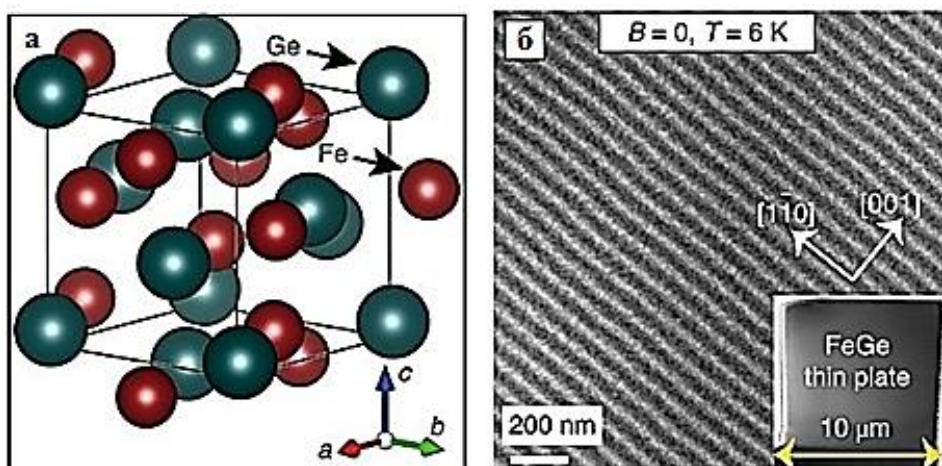


Рис. 1.1. Кристалічна решітка плівкового сплава FeGe (а) та мікрознімок (б), який вказує на спіральну спінову структуру з хвильовим вектором по осі $[001]$ в плівці товщиною 150 нм. Адаптовано із роботи [4]

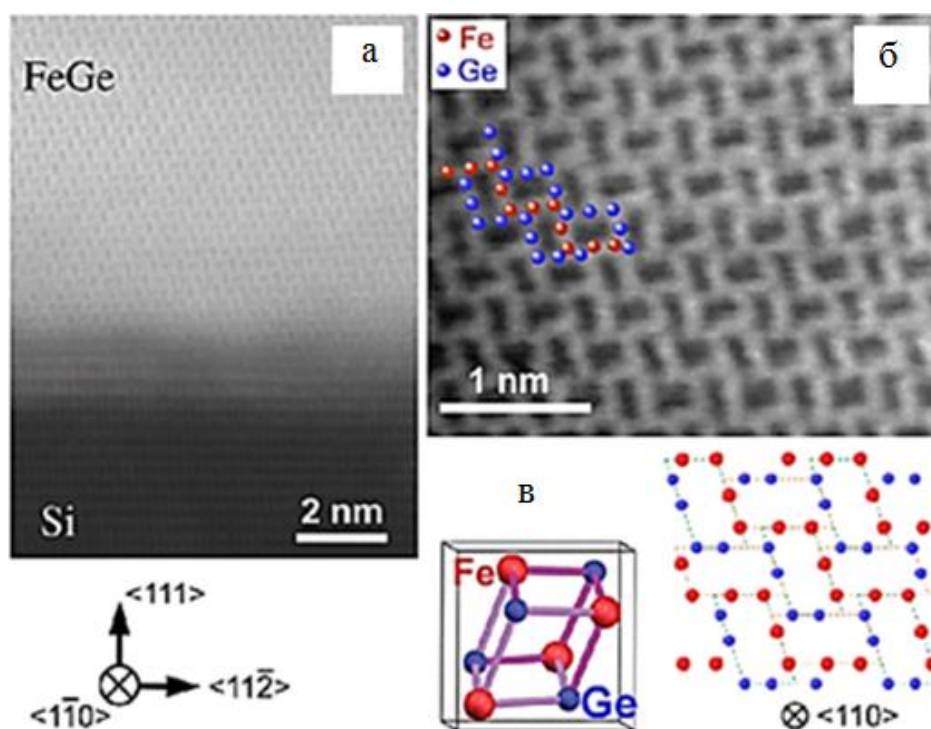


Рис. 1.2. Мікроскопічне зображення 100 нм тонкої плівки FeGe товщиною 100 нм. Вісь $\langle 110 \rangle$ біля інтерфейсу з Si (111). Між алмазною структурою Si та упорядкованою структурою FeGe спостерігається міжфазова перехідна область 1,2–1,5 нм (б). Упорядкування атомів в кристалічній решітці (в). Адаптовано із роботи [5]

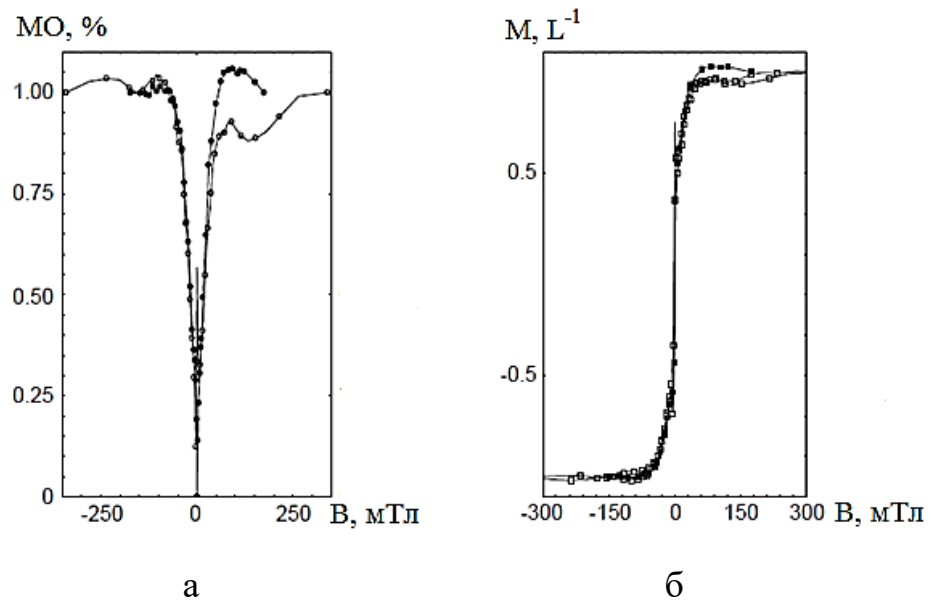


Рис. 1.3. Залежність магнітоопору (а) та намагніченості (б) від магнітного поля для плівки Fe(2,5нм)/Ge(1,2нм). Адаптовано із роботи [10]

Коли зовнішнє поле більше, ніж магнітне поле насичення, аномальний опір Холла буде насичений і залишиться тільки звичайний ефект Холла. У цьому випадку концентрація носіїв (дірки в р-типу Fe_xGe_{1-x} напівпровідника) може бути отримана з нахилу опору Холла $\rho_{xy}(H)$ в області високого магнітного поля від 30 000 до 60 000 Е, де $\rho_{xy}(H)$ пропорційна магнітному полю. Автори отримали концентрацію дірок: $7.3 \times 10^{21}/\text{cm}^3$ для $Fe_{0.5}Ge_{0.5}$, $5.6 \times 10^{21}/\text{cm}^3$ для $Fe_{0.4}Ge_{0.6}$ і $3.4 \times 10^{21}/\text{cm}^3$ для $Fe_{0.3}Ge_{0.7}$ плівок при 30 К. Очевидно, концентрація дірок зростає із збільшенням концентрації Fe. Така висока концентрація дірок відповідна при спостереженні високої температури Кюрі Fe_xGe_{1-x} магнітних напівпровідникових плівок.

Однорідні аморфні Fe_xGe_{1-x} феромагнітні напівпровідникові (ФМН) плівки були синтезовані з високою концентрацією Fe. Температура Кюрі > 350 К. Кількісний аналіз електричного транспорту показує, що Fe_xGe_{1-x} ФМН плівки показують провідність слабо локалізованих носіїв (дірок) на металевій стороні. Крім того, аномальний опір Холла пропорційний намагніченості для всіх плівок, що вказує на те, що носії спин поляризовані і притаманний феромагнетизм. Феромагнітний резонанс показує, що Fe_xGe_{1-x}

тонкі плівки мають єдиний колективний феромагнетизм. $\text{Fe}_x\text{Ge}_{1-x}$ ФМН з високою температурою Кюрі і намагніченістю може мати застосування в пристроях спінтроники як високоефективне джерело спин інжекції [9].

На сьогодні перспективними матеріалами мікроелектроніки залишаються магнітні напівпровідники у зв'язку із теоретичним передбаченням високої температури Кюрі. Ge має важливу перевагу перед іншими напівпровідниками, оскільки він має кристалічну решітку сумісну з решіткою AlGaAs/GaAs [11]. Крім того, внутрішня рухливість носіїв заряду в Ge має більш високе значення у порівнянні з рухливістю електронів та дірок в GaAs і Si.

У роботі [12] розглянуті тонкі плівки $\text{Ge}_{100-x}\text{Fe}_x$ товщиною 100-200 нм, сконденсовані методом термічного випаровання, на підкладку Si при кімнатній температурі. Товщина плівок була визначена за допомогою профілометра, особливості мікроструктури вивчені методами дифракції рентгенівських променів і просвічуючої електронної мікроскопії (ПЕМ). Магнітні властивості зразків вивчені при гелієвих температурах.

1.3. Фазовий склад плівкових матеріалів на основі Fe і Ge з різною концентрацією атомів немагнітної компоненти

Розвиток сучасної функціональної електроніки і сенсорної техніки стимулює пошук нових матеріалів типу метал/напівпровідник, в яких, на відміну від магнітних напівпровідникових структур, сформованих шляхом введення магнітних домішок у напівпровідник, можлива реалізація механізму СЗРЕ [13], утворення гранульованих твердих розчинів і бінарних фаз [14]. Дослідження властивостей таких плівок пов'язане з вирішенням прикладного аспекту проблеми, а саме застосування як середовищ для магнітного запису інформації з підвищеною щільністю, високочутливих елементів сенсорів [15], елементів мікросхем, діодних, транзисторних і контактних структур [16].

Вивченню властивостей плівкових матеріалів метал/напівпровідник присвячена значна кількість робіт. Так, наприклад, авторами роботи [17] на

основі результатів досліджень структури, магнітних і транспортних властивостей та ефекту Холла в мультишарах на основі Fe і Ge, отриманих методом магнетронного розпилення, показано, що структура таких зразків являє собою періодичне чергування шарів полікристалічного Fe і аморфного Ge. Авторами роботи [18] показано, що величина термічного коефіцієнта опору таких систем більше нуля при кімнатній температурі та менше нуля при низьких температурах, а значення сталої Холла при товщині фрагмента мультишару 5,2 нм на три порядки більше, ніж в масивному Fe.

Оскільки кристалічні решітки Ge і GaAs мають кубічну гранецентровану структуру типу алмазу і близькі параметри (0,5658 і 0,5653 нм, відповідно), то це дає можливість сформувати багатокомпонентні структури для польових транзисторів, фотодетекторів і датчиків температури [19] на основі систем метал/GaAs/Ge або метал/Ge/GaAs. У роботі [20] наведені результати досліджень процесів фазоутворення в плівкових системах Ge/Fe/SiO₂ методом рентгенівської дифракції в інтервалі температур 100 – 600 К із товщиною окремих шарів від 28 до 215 нм. Встановлено, що в залежності від температури термообробки і концентрації атомів Fe в плівкових матеріалах можуть утворюватись рівноважні фази германідів заліза: Fe₃Ge, Fe₅Ge₃, Fe₄Ge₃, Fe₆Ge₅, FeGe і FeGe₂.

У роботі [21] показано, що германіди заліза FeGe і FeGe₂, плівки яких широко застосовуються в інтегрованих мікроелектронних пристроях, утворюються в широкому інтервалі температур, характеризуються близькою до ідеальної стехіометрією і практично відсутністю області гомогенності.

Вивченню кристалічної структури і фазового складу, температурних і польових залежностей питомого опору плівок Fe_xGe_{1-x}, отриманих методом магнетронного розпилення, в інтервалі температур 2 – 300 К присвячена робота [22], авторами якої встановлено, що властивості плівкових систем суттєво залежать від концентрації Fe, що пов'язано із зміною механізмів розсіювання електронів при варіюванні концентрації магнітної компоненти.

РОЗДІЛ 2. МЕТОДИКА І ТЕХНІКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

2.1. Магніторезистивні властивості

Плівкові системи на основі Fe і Ge отримувалися електронно-променевим методом осадження у високому вакуумі $\sim 10^{-4} - 10^{-5}$ Па. Товщини окремих шарів контролювалися методом кварцового резонатора і товщини (d) плівок Fe складали ~ 10 нм, а Ge в діапазоні 5 – 30 нм в залежності від зразку. Для забезпечення необхідної термостабілізації використовували кварц із спеціальною кристалографічною орієнтацією, якій відповідає низький температурний коефіцієнт лінійного розширення при кімнатних температурах. Це забезпечувало точність вимірювання товщини $\Delta d = \pm 10\%$.

Магнітоопір (МО) вимірювався при повздовжній (\parallel), поперечній (\perp) та перпендикулярній (\perp) геометрії (рис. 2.1). Для розрахунку величини МО використовувалося співвідношення (2.1) :

$$MO = \frac{\Delta R}{R(0)} = \frac{R(B) - R(0)}{R(0)}, \quad (2.1)$$

де $R(B)$ і $R(0)$ – опір плівки при заданому полі ($B \neq 0$) та без дії поля ($B = 0$).

Вимірювання магніторезистивних властивостей у зразках проводилося при $T \cong 300$ К з використанням чотириточкової схеми в постійному магнітному

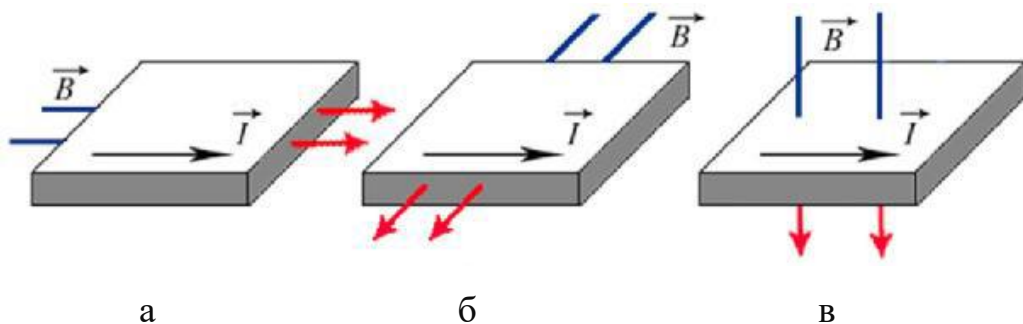


Рис. 2.1. Схеми повздовжньої (а), поперечної (б) та перпендикулярної (в) геометрії вимірювання магнітоопору

полі. За допомогою двох контактів до зразка підводиться електричний струм, а за допомогою двох інших вимірюється спад напруги на ньому.

Вимірювання магніторезистивних властивостей проводилося при кімнатній температурі в трьох геометріях: поздовжній – магнітне поле паралельне струму і зразку ($B // I, \Pi$), поперечній – поле перпендикулярно струму та паралельно зразку ($I \perp B // \Pi$) та перпендикулярній – лінії магнітної індукції перпендикулярні до струму та зразку ($B \perp I, \Pi$), де B – індукція магнітного поля, I – електричний струм і Π – підкладка.

Залежності опору від індукції магнітного поля будувались в автоматизованому режимі за чотириточковою схемою. На зовнішні контакти був підведений постійний електричний струм 1 мА, напруга контролювалась вольтметром HP-34401A, величина індукції магнітного поля між котушками індуктивності вимірювалась магнітометром НТМ-11S і змінювалась в інтервалі -500 до 500 мТл. Об'єкт на столику із немагнітного матеріалу розміщувався між електромагнітами у вакуумній камері, в якій попередній вакуум створювався форнасосом Alcatel SD. Результати вимірювання передавалися по інтерфейсу GPIB-RS-232 з приладів на комп'ютер і оброблялися з використанням програмного забезпечення, що було створене в середовищі LabView.

Принципова схема автоматизованого комплексу, розробленого на кафедрі електроніки, загальної та прикладної фізики СумДУ, для вимірювання МО наведена на рис. 2.2. Вимірювальний комплекс складається з електромагніту (1), датчика Холла (2), тримача зразка та контактів з можливістю автоматичної зміни геометрії поля (3), мультиметра Keithley 2000 (4), 12-бітного АЦП NI-USB 6008 (5), програмного блоку живлення електромагніту Philips PM2811 (6), двох електромеханічних реле (7) для реалізації автоматичної зміни полярності магнітного поля.

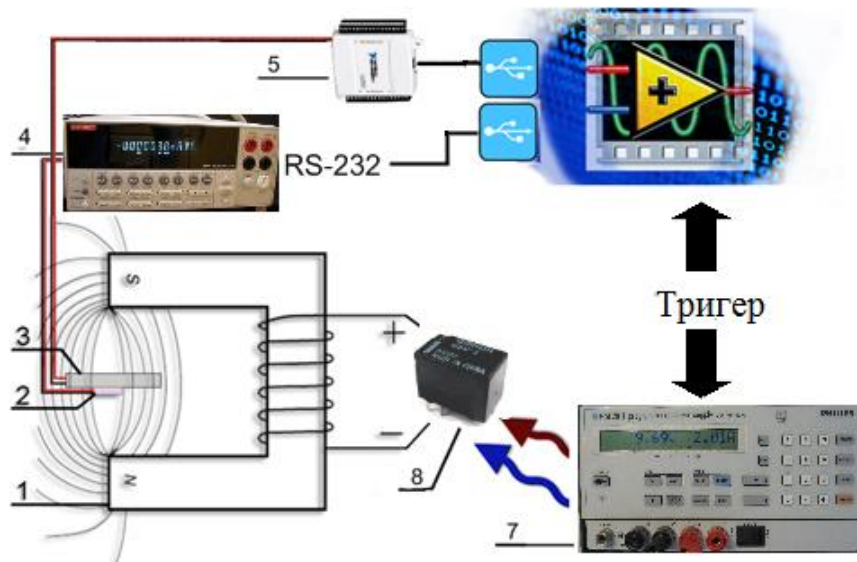


Рис. 2.2. Принципова схема автоматизованого комплексу для дослідження магніторезистивного ефекту

2.2 Вимірювання сталої Холла

Дослідження ефекту Холла (ЕХ), який полягає у виникненні різниці потенціалів на бічних гранях зразка при дії на нього зовнішнього магнітного поля, проводилося при кімнатній температурі за чотириточковою схемою (рис. 2.3 і 2.4). Схема дозволяла вимірювати величини питомого опору та сталої Холла R_H для зразків довільної геометричної форми. При пропусканні через контакти 1 (рис. 2.3) постійного електричного струму величиною в 1 мА, між контактами виникала різниця потенціалів U_H , яка використовувалася для визначення сталої Холла співвідношення (2.2), де d – товщина плівки :

$$U_H = R_H B \frac{I}{d}, \quad (2.2)$$

Із співвідношення видно, що вимірявши напругу Холла та знаючи струм, який протікає скрізь пластину можна знайти магнітну індукцію зовнішнього поля, що підтверджує той факт, що металеві або напівпровідникові пластини і плівки можуть бути використані для детектування магнітного поля.

Досліджуваний зразок – це плівка на підкладці, яка підключена до джерела постійної напруги 4 і поміщена в зазор сердечника електромагніту 6. Обмотка

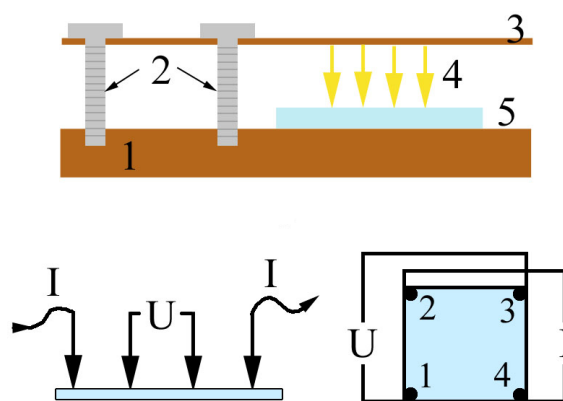


Рис. 2.3. Схема для пояснення методики вимірювання ефекту Холла: 1 – мідна пластина для тепловідведення; 2 – притисні гвинти; 3 – гнучка текстолітова пластина; 4 – контакти; 5 – зразок

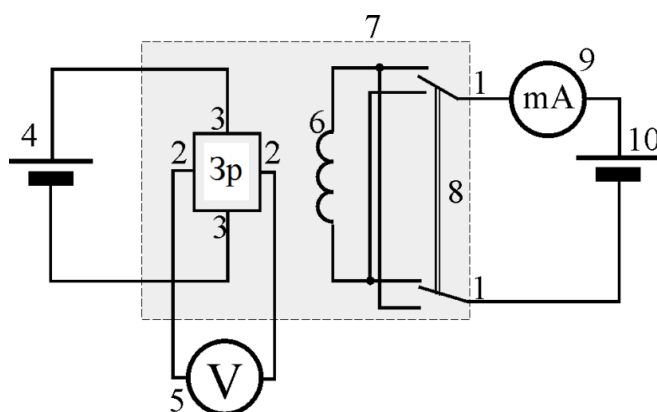


Рис. 2.4. Схема установки для дослідження ефекту Холла: (1-1) – електричне коло живлення електромагніта: 6 – електромагніт; 10 – регульоване джерело постійної напруги; 8 – перемикач; 9 – мультиметр; (2-2) – ланцюг вимірювання напруги Холла: 5 – мультиметр; (3-3) – електричне коло живлення зразка: 4 – джерело постійної напруги; 7 – електронний лабораторний блок «Ефект Холла»

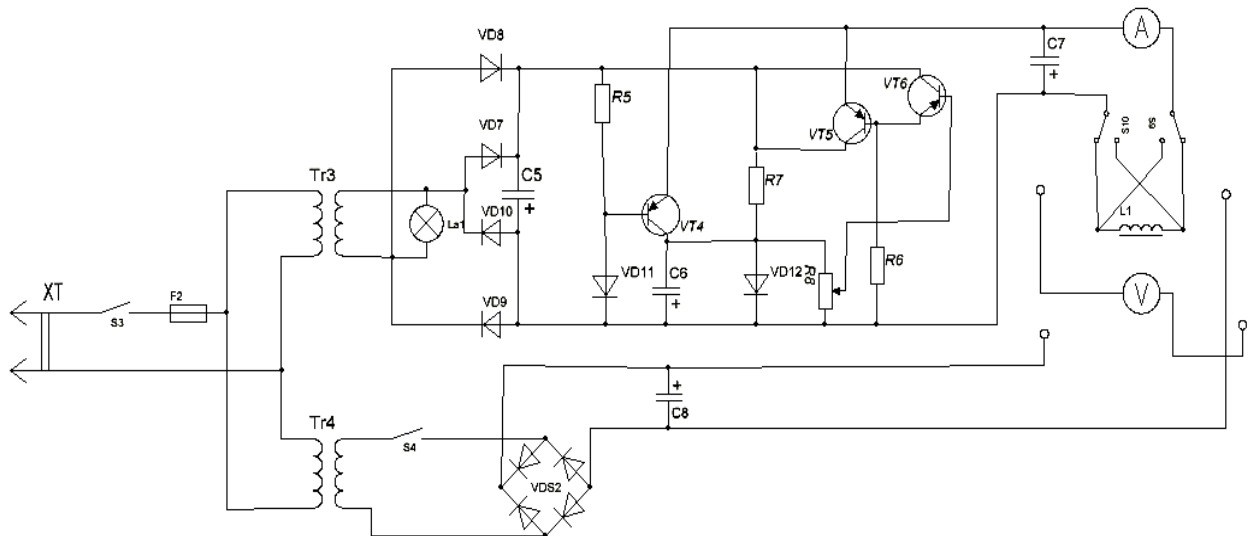


Рис. 2.5. Електрична схема лабораторного стенду

електромагніту через перемикач 8 з'єднана з регульованим джерелом постійної напруги 10. За допомогою перемикача можна змінювати напрямок струму в обмотці електромагніту, а значить і напрям вектора індукції магнітного поля в зазорі сердечника. Напруга Холла вимірюють цифровим мультиметром 5.

Вхід В підключається до землі. Вхід С - до джерела напруги «+15 В». На вхід А підводиться регульоване напругі «0 ... +15 В». З виходів DE знімається напруга з датчика Холла. Електромагнітом є котушка з мідного дроту намотана на металеве осердя. Кількість витків становить $N=7000$ витків. Діаметр дроту $\varnothing 0,125$ мм, діаметр осердя складає $\varnothing 7$ мм.

РОЗДІЛ 3. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ РЕЗУЛЬТАТИ

3.1. Дослідження магніторезистивних властивостей

При дослідженні магніторезистивних властивостей плівкових зразків, отримані польові залежності для одношарових плівок Fe та двокомпонентних плівок на основі Fe і Ge (рис.3.1 і 3.2). Зразки були відпалені протягом трьох циклів «нагрів-охолодження» до 470, 700 і 870 К. Після кожного відпалювання проведені вимірювання магнітоопору. Із [20] відомо, що анізотропія МО є характерною для однорідних феромагнітних матеріалів із-за взаємодії електронів провідності з внутрішніми електронами, спінові моменти яких обумовлюють спонтанну намагніченість. Даний висновок підтверджується отриманими експериментальними результатами. Отримано, що амплітуда магніторезистивного ефекта для плівкових систем на основі плівки Ge (10)/Fe (10)/П у вихідному стані складає величину 0,07-0,18% (в поздовжній геометрії) та 0,06-0,20% (в поперечній геометрії вимірювання). Згідно результатів [12] плівки Fe_xGe_{1-x} ФМН з високою температурою Кюрі і намагніченістю може мати застосування в пристроях спінтроники як високоефективне джерело спин інжекції.

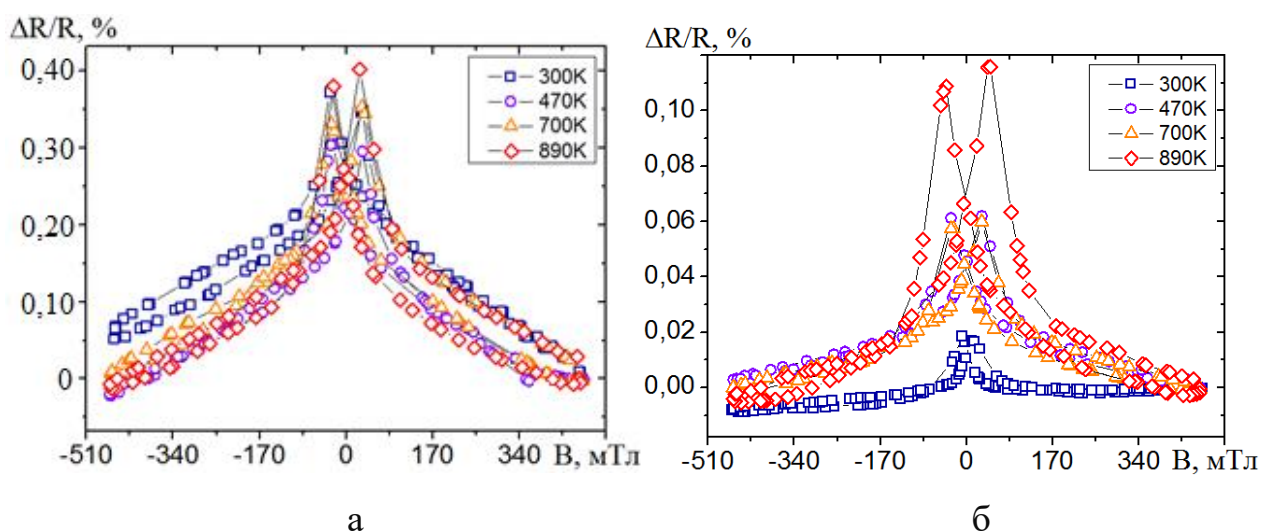


Рис.3.1. Польові залежності МО при поздовжній (а) та поперечній (б) геометрії вимірювання для плівкового сплаву FeGe/П товщиною 30 нм при різних температурах відпалювання. Концентрація атомів Ge 50 ат.%

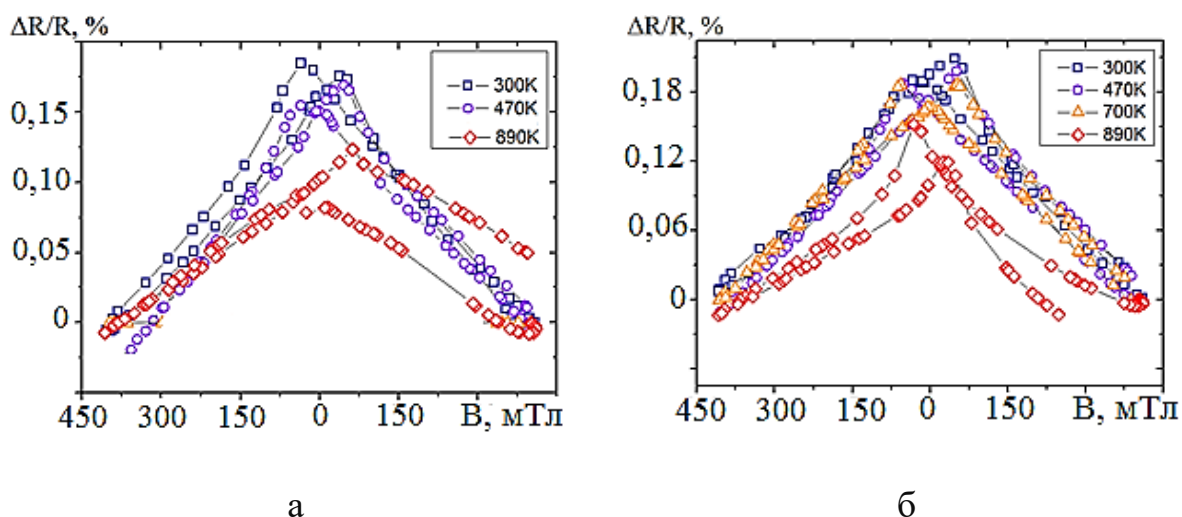


Рис.3.2. Польові залежності МО при повздовжній (а) та поперечній (б) геометрії вимірювання для плівкового сплаву FeGe/П товщиною 30 нм при різних температурах відпалювання. Концентрація атомів Ge 54 ат.%

3.2 Термічний коефіцієнт опору та стала Холла плівкових елементів на основі Fe і Ge

Для виготовлення мікросхем як матеріали активних резистивних елементів широко застосовуються плівкові матеріали на основі металів і напівпровідників. Матеріали для виробництва резистивних елементів повинні давати можливість регулювання провідності в широких межах, мати низький коефіцієнт $\beta \sim 10^{-4} - 10^{-5} \text{ K}^{-1}$ і стабільні характеристики у робочому діапазоні температур. Плівкові терморезистори – це різновид резисторів, у яких значення опору є лінійною функцією температури. До основних параметрів плівкових терморезисторів відносяться номінальний опір (для напівпровідникових – від декількох Ом до декількох кОм, для металевих – від 0,5 до 10^8 Ом) та термічний коефіцієнт опору (для напівпровідникових $\beta \sim 10^{-4} - 10^{-5} \text{ K}^{-1}$, для металевих $\beta \sim 10^{-3} \text{ K}^{-1}$).

Авторами [23] показано, що в контактах Me–НП, коли в процесі термообробки відбувається розчинення НП в Me і рекристалізація, може проявлятися механізм протікання струму по металевим шунтам, які являють собою атоми металу, що осаджуються на лінії дефектів, наприклад, дислокацій,

і закорочують шар об'ємного заряду. При цьому на краях таких ліній концентрується електричне поле і струм протікає за рахунок польової емісії.

Для плівкових сплавів на основі Fe і Ge характерні лінійні вольт-амперні характеристики (ВАХ), приклад якої наведений на рис.3.3 для відпаленої до $T_B = 870$ К плівки Fe(30)/Ge(25)/П у вихідному стані.

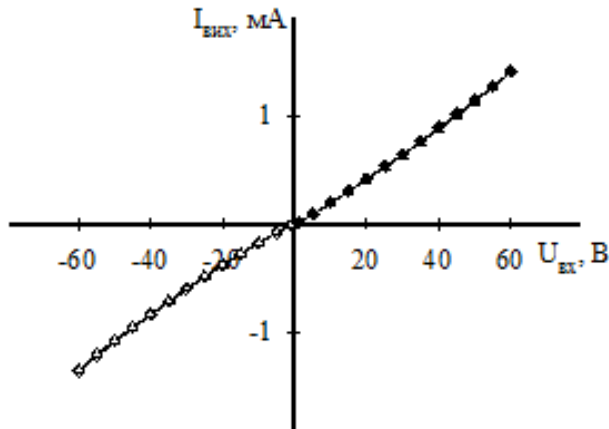


Рис.3.3 ВАХ відпаленої до 870 К плівки Fe(30)/Ge(25)/П у вихідному стані. Площа переходу Me/НП:

$$S = a \cdot (b+d): 2,5 \cdot 10^{-6} \text{ м}^2 \text{ (б)}$$

Для визначення термічної стабільності плівок паралельно проведені вимірювання величини термічного коефіцієнту опору (ТКО). Установлено, що в плівках на основі Fe і Ge величина ТКО складає $(5,8 - 6,2) \cdot 10^{-4} \text{ К}^{-1}$, в інтервалі товщин $\Delta d_{\text{Fe}} = 10 - 30$ нм і $\Delta d_{\text{Ge}} = 10 - 20$ нм, що відповідає високій термічній стабільності.

Характер польових залежностей сталої Холла (рис.3.4) вказує на те, що при зростанні індукції магнітного поля від 0 до 80 мТл величина СХ для двошарових плівок зменшується: від $35 \cdot 10^{-7}$ до $2,5 \cdot 10^{-7} \text{ м}^3/\text{Кл}$.

Сумарна концентрація носіїв заряду (електронів і дірок) в двошарових плівкових сплавах FeGe/П була визначена за співвідношенням

$$N = n + p = \frac{I}{R_H e},$$

де N – сумарна концентрація електронів та дірок в напівпровіднику; I – сила струму; R_H – стала Холла; e – заряд електрона та складала величину порядку 10^{26} м^{-3} , що говорить про металевий характер провідності плівкового сплаву.

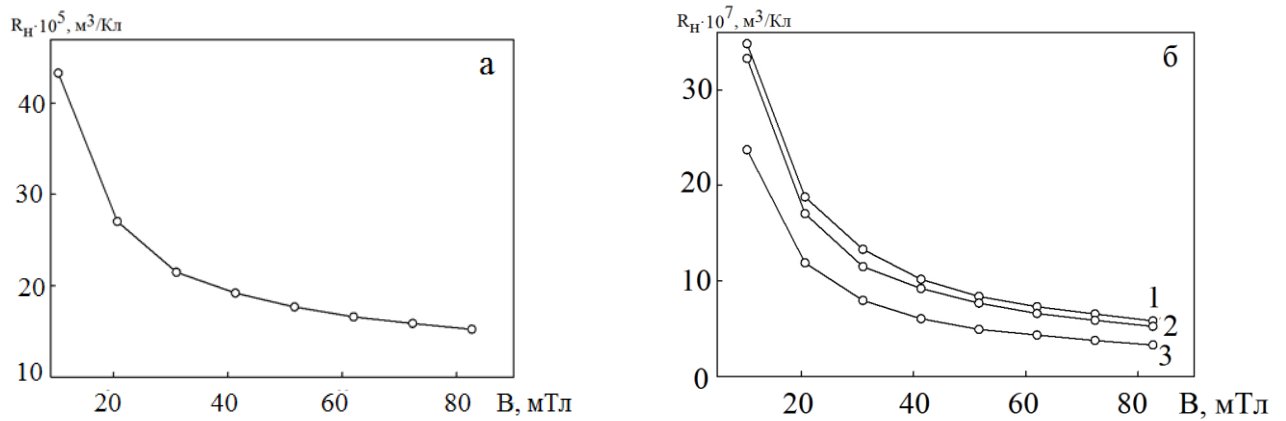


Рис. 3.4. Залежність величини SX від індукції магнітного поля для плівки $\text{Ge}(20)/\text{Pi}$ (а), отриманій при $T_{\text{п}} = 430$ К та двошарових систем, сформованих на основі плівок $\text{Fe}(20)/\text{Ge}(20)/\text{Pi}$ (б): при $T_{\text{п}} = 430$ К (1); 530 (2) і 570 (3) К

Датчик Холла (рис.3.5) складається з тонкої слюдяною підкладки прямокутної форми, на яку наноситься шар напівпровідника, та має відповідні електричні параметри. На цей шар наносяться чотири металевих електрода, з яких два - струмові. Інша пара електродів призначена для зняття холівської різниці потенціалів. До електродів підводяться тонкі провідники. Плівка з напівпровідниковим шаром може мати товщину від 10 нм до 100 мкм. Дроти від холлівських електродів датчика йдуть до переносного потенціометру. Чутливість датчика коливається в межах 20-100 мкВ / мТл. Безінерційність ефекту Холла дає можливість за допомогою датчика вимірювати змінні магнітні поля до частот в 10^{12} Гц. Подібними датчиками можна вимірювати як дуже малі (10^{-9} Тл), так і великі (10Тл) поля. Регулюванням сили струму, поточного крізь напівпровідниковий шар, досягається різна чутливість датчика.

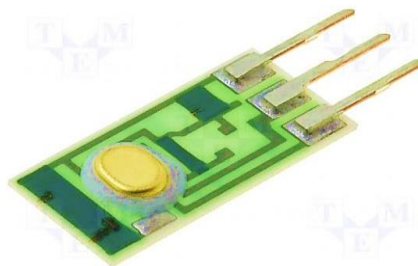


Рис. 3.5. Зовнішній вигляд плівкового датчика Холла

3.3 Фазовий склад плівкових матеріалів

Оскільки властивості плівкових матеріалів корелюють з фазовим складом плівок, зупинимось на особливостях фазового складу систем на основі Fe і Ge.

Діаграма стану для масивної бінарної системи Fe–Ge (рис.3.7) вказує на те, що в ній в залежності від концентрації атомів Ge можливе формування твердого розчину атомів Ge у Fe та шести фаз германідів заліза: магнітних FeGe і FeGe₂ та немагнітних Fe₃Ge, Fe_{3,2}Ge₂, Fe₁₃Ge₈ і Fe₆Ge₅.

Детально це питання вивчене у роботі [22], авторами якої показано, що кристалізація плівок Ge відбувається в дві стадії. Наприклад, у відносно тонких плівках (до 10 нм) при відпалюванні до 570 К формується дві підсистеми кристалітів: перша із середнім розміром кристалітів $L_1 \cong 5$ нм і концентрацією $n_1 \cong 10^{15} \text{ м}^{-2}$ та друга підсистема: $L_2 \cong 60 - 70$ нм та $n_2 \cong 3 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$. У плівках товщиною більше 20 нм і відпалених в інтервалі 570 – 800 К також мають місце дві підсистеми кристалітів: $L_1 \cong 60 - 80$ нм і $L_2 \cong 115 - 160$ нм та загальною концентрацією $N \cong 2,5 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$. При температурі 800К відбувається утворення оксиду GeO₂ у відносно малій кількості, але електронографічно він фіксується. Не виключено, що поряд з твердим розчином атомів на основі α -Fe відбувається формування і т.р. на основі α -фази Ge, тобто мова йде про евтектичний стан плівкової системи. На електронограмах від систем на основі Fe і Ge ($c_{\text{Fe}} < c_{\text{Ge}}$), відпалених до температури $T_{\text{в}} = 870$ К фіксуються лінії т. р. атомів Fe в Ge (т.р.(Ge, Fe)) із слідами GeO₂, такі плівки мають мілкодисперсну структуру.

Авторами роботи [12] встановлено, що атоми Ge розташовані у вершинах ромбів у верхній та нижній площинах комірки, а також в центрах тяжіння двох правильних трикутників, які складають ромб, що знаходиться на половині висоти комірки. Атоми Fe розташовуються тільки на верхній та нижній площинах комірки на середині сторін та в центрах ромбів. Структура комірки нагадує шарувату структуру, в якій шари з перевагою атомів Fe чергуються із

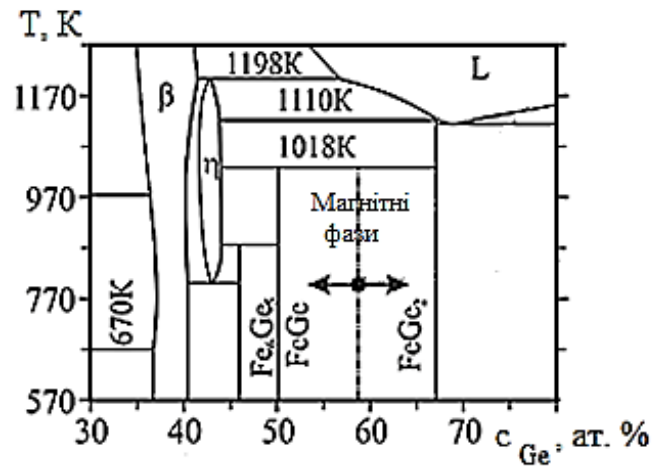


Рис.3.6. Діаграма стану бінарної системи Fe-Ge. Адаптовано із роботи [24]

шарами з атомів Ge. У «змішаних» шарах відстань від атомами Fe і Ge точно така ж як і між атомами Fe та дорівнює $d = 0,250$ нм.

Результати кваліфікаційної роботи були представлені і обговорені на Міжнародній науково-методичній конференції «Фізика, електроніка, електротехніка ФЕЕ-2020» [23].

ВИСНОВКИ

1. Аналіз літературних даних вказує на те, що при формуванні плівкових елементів методом пошарової конденсації з подальшою термообробкою в інтервалі температур 300 – 1070К утворюються стабільні магнітні фази германідів металів. В елементах сенсорних приладів у вигляді двошарових плівок на основі Fe і Ge відбувається формування германідів заліза $FeGe_x$ ($1 \leq x < 2$) по усьому об'єму зразка, що призводить до зростання величини МО; встановлено, що максимальні значення магнітоопору 0,35 – 0,44% спостерігаються при загальній концентрації атомів Ge від 60 до 68 ат.% (фаза FeGe).

2. У ході виконання експериментальної частини кваліфікаційної роботи проведені дослідження магніторезистивних властивостей одношарових плівок Fe та двокомпонентних плівок на основі Fe і Ge при різних температурах відпалювання. Отримано, що амплітуда магніторезистивного ефекта для плівкових сплавів FeGe (10-40нм)/П складає величину 0,07-0,40% (поздовжня геометрія) та 0,05-0,20% (поперечна геометрія орієнтації магнітного поля).

3. Вольт-амперні характеристики плівкових систем на основі Fe Ge мають лінійний характер. Установлено, що при збільшенні струму електромагніту від 0 до 80 мА вихідна напруга збільшується від 55 до 64 мВ (одношарові плівки Fe) та від 60 до 120 мВ (плівкові сплави FeGe товщиною 30-40 нм).

4. Проведені вимірювання сталої Холла в двокомпонентних плівкових системах на основі Fe і Ge товщиною 40-50 нм з концентрацією атомів магнітної компоненти 50-60 ат.%. Отримано, що при зростанні індукції магнітного поля від 0 до 80 мТл величина сталої Холла зменшується: від $35 \cdot 10^{-7}$ до $2,5 \cdot 10^{-7}$ м³/Кл., а величина сумарної концентрації електронів і дірок в плівковому матеріалі дорівнює 10^{26} м⁻³, що вказує на металевий характер провідності.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Яцишин Б. П. Матеріали та технології формування аморфних та наноструктурних плівок на основі германідів РЗМ : монографія. – Львів : Вид-во ЛКА, 2008. – 336 с.
2. Merkel D.G., Lengyel A., Hegedus G., Bogdan Cs, Horvath Z.E., Szilagy E. Iron self-diffusion in Fe₅Ge₃ thin film // *Materials Research Express*. – 2019. – V.6, №8. – P. 086413.
3. Zhang S. L., Stasinopoulos I., Lancaster T., Xiao F., Bauer A., Rucker F., Baker A. A., Figueroa A. I., Salman Z., Pratt F. L., Blundell S. J., Prokscha T., Suter A., Waizner J., Garst M. Room-temperature helimagnetism in FeGe thin films // *Scientific Reports*. – 2017. – V.7. – P. 123.
4. Aggregation and collapse dynamics of skyrmions in a non-equilibrium state / Xiuzhen Yu, Daisuke Morikawa, Tomoyuki Yokouchi, Kiyou Shibata, Naoya Kanazawa, Fumitaka Kagawa, Taka-hisa Arima, Yoshinori Tokura // *Nature Physics*. – 2018. – V. 14. – P. 832–836.
5. Robust zero-field skyrmion formation in FeGe epitaxial thin films / J. C. Gallagher, K. Y. Meng, J. T. Brangham, H. L. Wang, B. D. Esser, D. W. McComb, F. Y. Yang // *Phys. Rev. Lett.* – 2017. – V.118. – P. 027201.
6. Orientation and layer thickness dependence on the longitudinal magnetization and transverse magnetization hysteresis loops of sputtered multilayer Fe/Si and Fe/Ge thin films / N. A. Morley, M. R. J. Gibbs, K. Fronk // *J. Phys.: Condens. Matter*. – 2004. – V. 16. – P. 4121.
7. High-quality Schottky contacts for limiting leakage currents in Ge-based Schottky barrier MOSFETs / M. K. Husain, X. V. Li, C. H. De Groot // *IEEE Trans. Electron. Devices*. – 2009. – V. 56. – P. 499–504.
8. High-Curie-temperature ferromagnetism in self-organized Ge_{1-x}Mn_x nanocolumns / M. Jamet, A. Barski, T. Devillers // *Nature materials*. – 2005. – V. 5, № 8. – P. 653-659.

9. Homogeneous amorphous $\text{Fe}_x\text{Ge}_{1-x}$ magnetic semiconductor films with high Curie temperature and high magnetization / F. Hellman, M. Q. Tran, A. E. Gebala // *Phys. Rev. B.* – 2015. – V. 83 – P. 235214(7).

10. Turgut E., Park A., Nguyen K., Moehle A., David A. Muller, Gregory D. Fuchs. Metal-insulator transition and giant negative magnetoresistance in amorphous magnetic rare earth silicon alloys // *Phys. Rev. B.* – 2017. – V. 95 – P. 134416.

11. Magnetic field induced insulator-metal transition in $a\text{-Gd}_x\text{Si}_{1-x}$. / W. Teizer, F. Hellman, R. C. Dynes // *Solid State Communications.* – 2000. – V. 114 – P. 81.

12. Structure, magnetic and electrical transport properties of cosputtered $\text{Fe}_{0.5}\text{Ge}_{0.5}$ nanocomposite films / W. B. Mi, P. Li, E. Y. Jiang // *Appl. Surface Science.* – 2010. – V. 256. – P. 2831-2836.

13. Magnetization profile in antiferromagnetically coupled recording media / M.F. Toney, J.A. Borchers, K.V. O'Donovan, C.F. Majkrzak, D.T. Margulies, E.E. Fullerton // *Appl. Phys. Lett.* – 2005. – V. 86 (16). – P.162506 – 162509.

14. Structure and Anelasticity of Fe-Ge alloys / I.S. Golovin, T. Ivleva, S. Jäger, P. Jencus, H. Neuhäuser, S.A.T. Redfern, C. Siemers // *Solid State Phenomena.* – 2008. – V. 137. – P. 59 – 68.

15. Sellmyer D.J. Intrinsic and Extrinsic Properties of Magnetic Nanostructures / D. J. Sellmyer , R. Skomski // *Handbook of Advanced Magnetic Materials.*- Berlin: Springer. – 2006 . – V.1. – 490 p.

16. Magnetoresistance measurements on Fe/Si and Fe/Ge multilayer thin films / N.A. Morley, M.R.J. Gibbs, K. Fronc, R. Zuberek// *J. Magn. Magn.* – 2005. – V. 286. – P.91 – 94.

17. Structure, magnetic and transport properties of sputtered Fe/Ge multilayers / Y.W.Liu, W.B.Mi, E.Y. Jiang, H.L. Bai // *J. Appl. Phys.* – 2017. – V.102. – P. 063712-1 – 063712-7.

18. Structural study of Ge/GaAs thin films // V.K.Lazarov, L.Lari, P.M. Lytvyn, V.V. Kholevchuk, V.F. Mitin // *J. Phys.: Conf. Series.* – 2012. – V.371. – P. 012040 – 012042.

19. Thin film compound phase formation at Fe-Ge and Cr-Ge interfaces / O.M.Ndwandwe, C.C. Theron, T.K. Marais, R. Pretorius // J. Mater. Res. – 2003. – V.18, №8. – P.1800 – 1807.

20. Электронная структура кристаллических FeSi и FeGe / Журнал структурной химии // И.Н. Шабанова, В.И. Кормилец, Л.Д. Загребин, Н.С. Терехова. – 1998. – Т.39, №6. – С.1098 – 1102.

21. Enhanced Hall effect in $\text{Fe}_x\text{Ge}_{1-x}$ nanocomposite films / W.B. Mi., Y.W.Liu, E.Y. Jiang, H.L. Bai // J. Appl. Phys. – 2008. – V. 103. – P. 093713-1 – 093713-8.

22. Власенко О.В., Однорець Л.В., Проценко І.Ю. Фазовий склад і магнеторезистивні властивості тришарових плівок Fe/Ge/Fe // Металлофиз. новейшие технол. – 2013. – Т. 35, № 12. – С. 1637-1644.

23. Власенко О.В., Подопрігора О.О., Однорець Л.В. Властивості плівок германідів заліза як елементів сенсорної електроніки / Матеріали Міжнародної науково-технічної конференції студентів та молодих вчених «Фізика, електроніка, електротехніка ФЕЕ-2020». – Суми: СумДУ, 2020. – С.106.