

НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ
ІНСТИТУТ МЕТАЛОФІЗИКИ ім. Г.В.КУРДЮМОВА

Кваліфікаційна наукова
праця на правах рукопису

Бурлаков Віктор Олександрович

УДК 538.915; 538.935; 53.097

ДИСЕРТАЦІЯ

**Електрофізичні властивості тонкоплівкових структур феромагнетик –
діелектрик – феромагнетик за міграції електропровідних домішок**

Спеціальність 105 – Прикладна фізика та наноматеріали

Подається на здобуття наукового ступеня доктор філософії. Дисертація містить результати власних досліджень. Використання ідей, результатів і текстів інших авторів мають посилання на відповідне джерело

_____В.О. Бурлаков

Науковий керівник: Філатов Олександр Валентинович, доктор фізико-математичних наук, завідувач відділу фізики та радіометрії нерівноважних транспортних явищ

КИЇВ – 2021

АНОТАЦІЯ

Бурлаков В.О. Електрофізичні властивості тонкоплівкових структур феромагнетик-діелектрик-феромагнетик за міграції електропровідних домішок. – Рукопис.

Дисертація на здобуття наукового ступеня доктора філософії за спеціальністю 105 – прикладна фізика та наноматеріали.. – Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ, 2020.

Дисертаційну роботу присвячено вивченню зміни типу провідності в тонкоплівкових гетеросистемах феромагнетик – діелектрик – феромагнетик та феромагнетик – напівпровідник з використанням експериментальних та розрахункових методів.

В рамках роботи вперше отримано негативний диференційний опір при дослідженні електричних властивостей систем Fe/MgO/(Fe+C), Fe/MgO/Ni та Fe/MgO/Co. Такого результату вдається досягти завдяки забезпеченню неоднорідності товщини діелектрика при виготовленні зразків та вибору різнотипних металів в якості верхнього та нижнього шару досліджуваної гетероструктури. Це забезпечує відмінність в зонній будові металу інжектора та металу детектора при протіканні струму через відповідний контакт.

Експериментально встановлено, що струм який протікає через отриманий контакт системи Fe/MgO/(Fe+C) стимулює процеси електроміграції вуглецю в залізі. Це в результаті призводить до зникнення області з негативним диференційним опором і зміни провідності на омичну.

Встановлена закономірність, що чим суттєвіший характер зростання струму тим нижча напруга за якої виникає область негативного диференційного опору. За допомогою апроксимації отриманих кривих обраною функцією показано, що на такий характер провідності впливають параметри, що відповідають за тунелювання електрона через потенціальний бар'єр який створює діелектрик. Дослідження електричних властивостей

системи за зниження температури показують поліпшення провідності та збільшення показника PVR досліджуваного контакту.

Тривале знаходження зразка системи Fe/MgO/Fe за атмосфери при кімнатній температурі призводить до виникнення випрямляючих властивостей характерних для діода Шотткі, коли струм в одному напрямку відрізняється за величиною від струму в зворотному напрямку. Це спричинено утворенням дефектів в верхньому шарі напорошеного металу пов'язаними з дифузійними процесами окислювання.

Встановлено, що легування вуглецем контактів заліза на напівпровідниковій підкладці *n*-типу провідності призводить до зміни провідності з омічної отриманої для чистого заліза в експоненціальну випрямляючу. Це пов'язано зі збільшенням роботи виходу електронів і відповідно зменшенню енергії Фермі заліза при легуванні вуглецем. З отриманих вольт-амперних характеристик контакту розраховано зміну в роботі виходу електронів в залізі за відповідних умов легування вуглецем.

Розраховано ефективний коефіцієнт дифузії вуглецю в залізі при протіканні електричного струму. Він на три порядки вищий за термоактивований коефіцієнт дифузії, це означає, що в транспортні характеристики вуглецю в залізі для отриманих зразків основний внесок пов'язаний з електроміграцією.

Ключові слова: МТІ, вольт-амперна характеристика, негативний диференційний опір, електродифузія, діод Шотткі, енергія Фермі, робота виходу електронів, феромагнетик, напівпровідник.

ANNOTATION

Burlakov V. O. Electrophysical properties of thin-film structures ferromagnet–dielectric–ferromagnet for migration of electrically conductive impurities. – Manuscript.

Dissertation for a scientific the degree doctor of philosophy, specialty 105 – applied physics and nanomaterials. – G. V. Kurdyumov Institute of Metal Physics of the National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, 2020.

As part of the work, a negative differential resistance was obtained for the first time in the study of the electrical properties of the Fe/MgO/(Fe + C), Fe/MgO/Ni and Fe/MgO/Co systems. This result can be achieved by ensuring the inhomogeneity of the dielectric thickness in the manufacturing of samples and the choice of different types of metals as the upper and lower layers of the studied heterostructure. It provides a difference in the band structure of the metal of the injector and the metal of the detector when current flows through the corresponding contact.

It has been experimentally established that the current flowing through the obtained contact of the Fe/MgO/(Fe + C) system stimulates the processes of carbon electromigration in iron. Consequently, the area with negative differential resistance disappears and the conductivity changes to ohmic.

It is established that the faster the current increases, the lower the voltage at which there is a region of negative differential resistance. By approximating the obtained curves by the selected function, it is shown that this nature of conductivity is influenced by the parameters responsible for the tunneling of the electron through the potential barrier created by the dielectric. Studies of the electrical properties of the system with decreasing temperature show an improvement in conductivity and an increase in the PVR of the investigated contact.

Prolonged exposure of the sample of the Fe/MgO/Fe system to the atmosphere at room temperature leads to the rectifying properties characteristic of the Schottky diode, when the current in one direction differs in magnitude from the current in the

opposite direction. This is due to the formation of defects in the upper layer of the powdered metal associated with diffusion oxidation processes.

It is established that carbon doping of iron contacts on a semiconductor substrate of n-type conductivity leads to a change in the conductivity from the ohmic obtained for pure iron to an exponential rectifier. This is due to the increase in the work function of the electrons and, consequently, the decrease in the energy of the ferrous iron during carbon doping. From the obtained volt-ampere characteristics of the contact, the change in the work function of the electrons in the iron during carbon doping was calculated.

The effective diffusion coefficient of carbon in iron during electric current flow is calculated. It is three orders of magnitude higher than the thermally activated diffusion coefficient, which means that the main contribution to the transport characteristics of carbon in the iron of the obtained samples is made by electromigration.

Keywords: MTJ, I-V characteristic, negative differential resistance, electrodiffusion, Schottky diode, Fermi energy, electron output, ferromagnetic, semiconductor.

ЗМІСТ

| | |
|---|----|
| ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ..... | 8 |
| ВСТУП | 9 |
| РОЗДІЛ 1 ОСОБЛИВОСТІ ПРОВІДНОСТІ НАНОГЕТЕРОСТРУКТУР МЕТАЛ – ДІЕЛЕКТРИК – МЕТАЛ | 13 |
| 1.1 Магнітний тунельний перехід..... | 13 |
| 1.2 Сучасні технології збереження інформації | 17 |
| 1.3 Елементи з негативним диференційним опором в комірках пам'яті | 22 |
| 1.4 Негативний диференційний опір в тонких плівках | 25 |
| 1.5 Типи провідності в тонких плівках | 32 |
| 1.6 Підсумки огляду літератури та постановка задач дослідження..... | 36 |
| РОЗДІЛ 2 МЕТОДИКИ ТА МАТЕРІАЛИ ДОСЛІДЖЕНЬ | 37 |
| 2.1 Характеристика матеріалів, використаних у роботі..... | 37 |
| 2.2 Підготовка і процес напорошення зразків..... | 41 |
| 2.3 Методики, використані для отримання та дослідження зразків | 49 |
| 2.4 Отримання та підготовка зразків на напівпровідниковій підкладці..... | 55 |
| 2.5 Ідеальний контакт метал – напівпровідник..... | 57 |
| 2.6 Методика дослідження електричних властивостей контакту метал – напівпровідник | 59 |
| 2.7 Підсумок до другого розділу | 62 |
| РОЗДІЛ 3 ЗМІНА ТИПУ ПРОВІДНОСТІ В СИСТЕМІ МЕТАЛ – ДІЕЛЕКТРИК – МЕТАЛ | 64 |
| 3.1 Постановка задачі та експеримент | 64 |
| 3.2 Електрофізичні властивості тришарової структури Fe/MgO/Fe, легованої вуглецем | 68 |
| 3.3 Електродифузійні процеси в плівці Fe/MgO/(Fe+C) | 71 |
| 3.4 Розрахунок тунельного струму..... | 75 |
| 3.5 Зміна типу провідності в тонкоплівковій МДМ системі | 79 |
| 3.6 Електрофізичні властивості тришарової структури Fe/MgO/Ni | 81 |
| 3.7 Електрофізичні властивості тришарової структури Fe/MgO/Co..... | 88 |
| 3.8 Вплив магнітного поля на вольт-амперні характеристики..... | 90 |
| 3.9 Вплив температури на вольт-амперні характеристики | 92 |
| 3.10 Можливі області практичного використання МДМ структур з негативним диференційним опором | 93 |

| | |
|---|-----|
| 3.11 Висновки до третього розділу..... | 94 |
| РОЗДІЛ 4 ЗМІНА ТИПУ ПРОВІДНОСТІ В СИСТЕМІ МЕТАЛ – НАПІВПРОВІДНИК ПРИ ЛЕГУВАННІ ЗАЛІЗА ВУГЛЕЦЕМ..... | 96 |
| 4.1 Результати вимірювання опору контактів метал – напівпровідник | 96 |
| 4.2 Вольт-амперні характеристики отриманих контактів..... | 99 |
| 4.3 Розрахунок параметрів випрямляючого контакту | 102 |
| 4.4 Зонна структура отриманої системи (Fe + C)/КЕФ | 105 |
| 4.5 Дифузійні процеси при протіканні електричного струму | 106 |
| 4.6 Фотовольтаїчні властивості отриманих контактів | 109 |
| 4.7 Рентгеноструктурний аналіз | 110 |
| 4.8 Визначення хімічного складу | 112 |
| 4.9 Перспективи практичного використання | 114 |
| 4.10 Висновки до четвертого розділу..... | 115 |
| ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ | 116 |
| СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ | 118 |

ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ

MTJ – Magnetic Tunnel Junction (магнітний тунельний перехід)

TMR – Tunnel Magnetoresistance (тунельний магнітоопір)

FM – феромагнітний метал

BAX – вольт-амперна характеристика

НДО – негативний диференційний опір

МДМ – метал-діелектрик-метал

MRAM – Magnetoresistive Random-Access Memory

DRAM – Dynamic Random Access Memory

ReRAM – Resistive random access memory

PCRAM – Phase-change random access memory

FeRAM – Ferroelectric random access memory

SRAM – static random access memory

TSRAM – Tunneling-Based Static random access memory

MFW – Magnetic Field Write (магнітне поле запису)

PVR – peak to valley ratio, відношення величини струму на початку спадної ділянки BAX до локального мінімуму після якого струм зростає

ГКТ – графенові квантові точки

ЕРС – електрорушійна сила

$g(E)$ – густина електронних станів

e – елементарний електричний заряд

E_C – енергія дна зони провідності

E_V – енергія валентної зони

E_F – енергія Фермі

E_G – ширина забороненої зони діелектрика

ВСТУП

Актуальність теми. Вдосконалення та створення нових систем для зчитування, запису та збереження інформації на основі магнітного тунельного переходу (МТJ) потребує постійного поліпшення їх характеристик, основною з яких є величина тунельного магнітного опору (TMR). Забезпечення його оптимального значення досягають шляхом створення і застосування магнітних матеріалів з високими коефіцієнтами спінової поляризації. Кількість таких матеріалів досить обмежена, але, як виявилось, TMR МТJ-пристроїв можна поліпшити коригуванням їх вольт-амперної характеристики (ВАХ). Це вдавалось досягнути підключенням до МТJ-системи додаткового елемента типу тунельного діода, який має ВАХ з негативним диференціальним опором (НДО). Проте наявність додаткових елементів призводить до зменшення надійності електронних систем і зайвих операцій у їх виготовленні. Виключити використання додаткових елементів можна формуванням ділянки НДО на ВАХ самої МТJ-системи. Такий підхід дозволить не тільки поліпшити властивості елементів для обробки інформації, але й знайти нові області застосування, як альтернатива використанню напівпровідникових матеріалів.

Зв'язок роботи з науковими програмами, планами та темами Дисертаційна робота виконана у відділі фізики та радіометрії нерівноважних транспортних явищ Інституту металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України в рамках основної науково-дослідної роботи інституту «Динамічні явища на поверхнях розмежування металічних матеріалів під імпульсними навантаженнями» № 050/17 за бюджетною програмою #0112U002229.

Мета та завдання дослідження. Встановити закономірності зміни характеру і типу провідності в тонкоплівкових шаруватих гетероструктурах феромагнетик–діелектрик–феромагнетик. Створити фізичні засади щодо отримання немонотонного характеру провідності в тонкоплівкових структурах на основі заліза.

Для досягнення мети поставлено наступні задачі:

- встановити фізичні умови формування немонотонних ВАХ, зокрема з наявністю області з НДО в досліджуваних структурах феромагнетик–діелектрик–феромагнетик;
- характеризувати отриману область з НДО на ВАХ та встановити фізичні фактори, що впливають на її параметри;
- встановити вплив вуглецю та його можливої міграції на електрофізичні властивості тунельного переходу на основі плівки заліза;
- дослідити вплив температури на характер електропровідності отриманих гетероструктур;

Об’єкт дослідження. Тонкоплівкові гетероструктури Fe/MgO/Fe, Fe/MgO/(Fe+C), Fe/MgO/Ni та Fe/MgO/Co на ситаловій підкладці; тонкі плівки заліза та заліза, легованого вуглецем, на напівпровідникових підкладках монокристалічного кремнію *n*- та *p*-типу провідності.

Предмет дослідження. Фізичні закономірності електротранспорту в тришарових наногетероструктурах феромагнетик–діелектрик–феромагнетик за умов неоднорідності товщини діелектрика. Вплив легування вуглецем заліза на транспортні властивості, а саме електро- та масопереносу системи метал–діелектрик–метал та системи метал–напівпровідник.

Методи дослідження. Рентгеноструктурний та металографічний аналіз, скануюча електронна мікроскопія з приставкою для хімічного аналізу, чотирьох- та двохзондовий (у випадку вимірювання ВАХ в системах метал–напівпровідник) метод вольтметра-амперметра.

Наукова новизна отриманих результатів:

1. Вперше отримано негативний диференційний опір в тонкоплівкових гетероструктурах феромагнетик–діелектрик–феромагнетик за умови використання металів з відмінними зонними властивостями.

2. Виявлено закономірність: чим вища диференційна провідність на початковій ділянці ВАХ, тим нижча напруга, за якої спостерігається область з

НДО. Такий характер провідності пов'язаний з параметрами, що відповідають за тунельні властивості системи, зокрема, з ефективною масою електрона.

3. Виникнення області з НДО на ВАХ в системі феромагнетик–діелектрик–феромагнетик пояснено наявністю локальних областей провідності малої площі, за якої систему можна вважати 1D чи 0D структурою та вибором матеріалів з різною електронною густиною станів в якості верхнього та нижнього металів.

4. На системах залізо–напівпровідник *p*- та *n*- типу провідності експериментально встановлено, що додавання вуглецю в залізо збільшує роботу виходу електронів. Це в результаті призводить до зміни провідності з омічної на випрямляючу при контакті заліза легованого вуглецем з напівпровідником *n*-типу.

Наукова і практична цінність отриманих результатів. Результати досліджень розширюють фундаментальні знання про тунельні властивості гетероструктур метал–діелектрик–метал і можуть мати практичне значення для поліпшення властивостей комірок пам'яті на основі МТІ-структур. Отриманий тип провідності вважається характерним для напівпровідникових матеріалів, тому його реалізація в системі метал–діелектрик–метал може надати суттєвий поштовх розвитку сучасної мікро- та наноелектроніки.

Особистий внесок здобувача. Автором виконано пошук, систематизацію та критичний аналіз літературних даних щодо електронного транспорту в гетероструктурах феромагнетик–діелектрик–феромагнетик та можливих моделей отримання НДО на ВАХ тонкоплівкових систем, на основі яких зроблено вибір матеріалів досліджуваних гетероструктур. Особистий внесок автора полягає також у виготовленні досліджуваних зразків, підготовці і проведенні експериментів та вивченні транспортних властивостей виготовлених гетероструктур, аналізі експериментальних даних та узагальненні наукових результатів. Ідея встановлення впливу легування вуглецем на електрофізичні властивості наноплівки заліза при контакті з напівпровідниками різного типу провідності та її експериментальне втілення

належить здобувачу. Постановка задач дослідження, обговорення результатів та формулювання основних висновків проведено спільно з науковим керівником - доктором фіз.-мат. наук О. В. Філатовим, доктором фіз.-мат. наук О. Є. Погореловим.

Апробація роботи. Результати роботи представлені на таких науково-технічних всеукраїнських та міжнародних конференціях: 17 Международный молодежный форум «Радиоэлектроника и молодежь в XXI веке», ХНУ радиоэлектроники (Харьков 2013 г.), V Міжнародна науково-практична конференція «Структурна релаксація в твердих тілах» (Вінниця, 2015 р.), Науково практична конференція «Сучасні проблеми фізики металів і металічних систем», (Київ, 2016 р.), 8-ма Міжнародна науково-технічна конференція «Сенсорна електроніка та мікросистемні технології – СЕМСТ 8» (Одеса, 2018 р.), International Conference «Функціональні матеріали для інноваційної енергетики ФМІЕ-2019» (Київ, 2019 р.), VI міжнародна конференція HighMatTech, (Київ, 2019 р.), VI Наукова конференція НАНСИС2019: Нанорозмірні системи: будова, властивості, технології (Київ, 2019 р.), 12-th International conference “Electronic processes in organic and inorganic materials” (Кам'янець-Подільський, 2020р.).

Результати роботи неодноразово доповідались автором і обговорювались на наукових семінарах відділу та Інституту металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України.

Публікації. За матеріалами дисертаційної роботи опубліковано чотири статті, три з яких у фахових наукових журналах, що відносяться до другого та третього квартилю. Крім того, дисертаційні результати опубліковані у збірниках тез та матеріалів вищезазначених конференцій.

Структура та об'єм роботи. Дисертаційна робота складається з анотації, вступу, чотирьох розділів, загальних висновків, переліку використаних джерел, що містить 140 найменувань. Робота представлена на 134 сторінках, містить 57 рисунків, 11 таблиць.

РОЗДІЛ 1

ОСОБЛИВОСТІ ПРОВІДНОСТІ НАНОГЕТЕРОСТРУКТУР

МЕТАЛ – ДІЕЛЕКТРИК – МЕТАЛ

В даному розділі представлено огляд сучасних літературних даних, пов'язаних з розвитком спінтроніки, створенням магнітного тунельного контакту та властивостями, що в ньому проявляються. Приведено аналіз новітніх систем для зчитування, запису та збереження інформації. Технології отримання базових елементів сучасних комірок пам'яті на основі магнітного тунельного переходу, та перспективні механізми поліпшення їх властивостей за рахунок використання додаткового елемента з областю НДО на ВАХ.

Приведено експериментальні результати отримання НДО на ВАХ в різноманітних наносистемах та проаналізовано можливі механізми, що є причиною такого типу провідності. Розглянуто теоретичні передумови та результати першопринципних розрахунків, що вказують на можливість виникнення НДО в тонкоплівкових системах феромагнетик – діелектрик – феромагнетик за умови особливого розташування енергетичних рівнів в феромагнетику.

1.1 Магнітний тунельний перехід

Відомо, що електрони, які є носіями струму в електричному ланцюзі, володіють власним магнітним моментом. Однак використання даного ефекту в практичних цілях розпочалось лише на початку нового тисячоліття з розвитком нової галузі науки - спінтроніки. Згідно з принципом квантування проекції спіна на обрану вісь електрони поділяють на два типи носіїв струму: електрони зі спіном вгору і електрони зі спіном вниз. У даній галузі науки і техніки вивчаються ефекти взаємодії власних магнітних моментів електронів (спінів) з електромагнітними полями і на їх основі розробляються так звані спінелектронні пристрої чи елементи сучасної електроніки [1].

Для створення спітронного пристрою необхідна наявність двох основних компонентів - джерела спін-поляризованих електронів, що генерує електрони переважно одного напрямку спіна, та приймаючої системи, чутливої до спін-поляризованих електронів (спіновий детектор). Маніпуляція спінами електронів в процесі транспорту між джерелом і детектором реалізується за допомогою зовнішнього магнітного поля або за допомогою ефективних полів, викликаних спін-орбітальними взаємодіями.

Найпростіший спосіб генерації спін-поляризованого струму - пропускання струму через феромагнітний матеріал (FM). Прикладом структур на основі феромагнітних матеріалів є магнітний тунельний перехід (MTJ – magnetic tunnel junction). Він складається з двох шарів феромагнетика (Fe, Ni або Co), розділеного тонким шаром діелектрика (MgO, Al₂O, HfO₂). При виготовленні таких структур забезпечується товщина ізолятора, щоб електрони могли тунелювати при низькій прикладеній напрузі, переважно 1-2 Вольта. В MTJ тунельний струм залежить від взаємної орієнтації магнітних моментів кожного шару феромагнетика, яку можливо змінити за рахунок зовнішнього магнітного поля. У тому випадку, якщо вектори намагніченості феромагнітних шарів напрямлені взаємопаралельно, електричний опір буде мінімальним (відповідно, буде спостерігатися найбільше значення сили струму, що протікає); у разі протилежної спрямованості векторів намагніченості в верхньому феромагнетикі по відношенню до нижнього опір в системі буде максимальним. Описаний ефект називається тунельним магнітоопором (TMR – Tunnel magnetoresistance), який розраховується за формулою:

$$TMR\ Ratio = \frac{R_P - R_{AP}}{R_{AP}} \quad (1.1)$$

де R_{AP} и R_P - опір при антипаралельному і паралельному напрямку намагніченості доменів феромагнетиків, відповідно.

Для забезпечення TMR в MTJ системах намагніченість одного з FM шарів фіксують, розміщуючи під ним додатковий антиферромагнітний шар. Намагніченість іншого FM шару може змінюється за рахунок зовнішнього магнітного поля. В результаті опір такої системи при паралельному і антипаралельному намагніченні FM шарів відрізняється на декілька порядків, що відповідає показнику TMR. На сьогодні дану особливість використовують для запису інформації через логічний 0 та 1. Для поліпшення якості зберігання інформації необхідно забезпечити високі значення TMR, що в першу чергу залежить від властивостей обраних матеріалів. Електричний струм у ферромагнітному матеріалі складається з двох часткових потоків, кожний з яких містить електрони зі спіном вгору та спіном вниз. Високий показник TMR є результатом відмінності в електронній щільності станів на рівні Фермі E_F метала між електронами з проекцією спіна вгору $N(E_F\uparrow)$ і вниз $N(E_F\downarrow)$ [2] та виборі діелектрика, що забезпечить спін поляризацію струму. В табл. 1.1. наведено порівняння деяких MTJ структур, знайдених у літературі [3-23].

З даних приведених в табл. 1.1. видно, що для переважної більшості MTJ систем в якості діелектрика використовувався оксид алюмінію, проте варто врахувати переваги оксиду магнію, який демонструє високу адгезію з шаром заліза, що не є характерним для багатьох MTJ систем. У зв'язку з тим, що тонкі плівки MgO мають переважно кристалічну структуру, вони показують вищі показники спряженості ґратки з металами в порівнянні з аморфним Al_2O_3 . Зокрема, спін поляризація (електрони переважно одного напрямку спіна) струму складає близько 85% для MgO [24] у порівнянні з 40-60% для оксиду алюмінію. MgO термічно стабільний до 700 K, коли стабільність Al_2O_3 порушується при 600 K. Тому при дослідженні магнітних властивостей систем, для яких забезпечувалось нарощування епітаксiального шару кристалічного MgO в якості діелектрика, спостерігались більш високі показники TMR в порівнянні з системами для яких в якості діелектрика напорошували аморфний Al_2O_3 .

Таблиця 1.1. Основні властивості деяких МТІ структур

| MTJ | MR (%) | T (K) | HS (kA/m) | метод |
|--|----------|--------|-----------|---------|
| Fe/Ge/Co | 14 | 4.2 | n/a | n/a |
| Fe/Al ₂ O ₃ /Fe | 18 | RT | 4,16 | Sputt. |
| Co _{0.84} Fe _{0.16} /Al-O/Co _{0.84} Fe _{0.16} | 40 | RT | 2 | Sputt. |
| Co _{0.75} Fe _{0.25} /Al-O/Co _{0.75} Fe _{0.25} | 50 | RT | 2 | Sputt. |
| Co _{0.7} Fe _{0.3} /Al-O/Co _{0.7} Fe _{0.3} | 60 | RT | n/a | Sputt. |
| Co ₂ Cr _{0.6} Fe _{0.4} Al/Al-O/CoFe | 19/27 | RT/5 | | poly |
| Co ₂ MnSi/Al-O/CoFe | 33/86 | RT/10 | | poly |
| Co ₂ MnSi/Al-O/CoFe | 70/159 | RT/2 | | Epitaxy |
| Co ₂ MnSi/Al-O/ Co ₂ MnSi | 67/570 | RT/2 | | Epitaxy |
| Co ₂ MnAl/Al-O/CoFe | 40/60 | RT/5 | | poly |
| Co ₂ MnAl/Al-O/CoFe | 65/83 | RT/5 | | Epitaxy |
| Co ₂ FeSi/Al-O/CoFe | 41/60 | RT/5 | | Epitaxy |
| Co ₂ FeAl/Al-O/CoFe | 47 | RT | | Epitaxy |
| Co ₂ FeAl _{0.5} Si _{0.5} /Al-O/CoFe | 76/106 | RT/5 | | Epitaxy |
| Fe/MgO/Fe | 180 | RT | 2 | Epitaxy |
| Co _{0.84} Fe _{0.16} / MgO / Co _{0.7} Fe _{0.3} | 220 | RT | 2 | Sputt. |
| CoFeB/MgO/CoFeB | 230 | RT | 2 | Sputt. |
| Co ₂ MnSi/MgO/CoFe | 90/192 | RT/4.2 | | |
| Co ₂ MnSi/MgO/ Co ₂ MnSi | 179/683 | RT/4.2 | | |
| Co-Mn-Si/MgO/ Co-Mn-Si | 354/1995 | RT/4.2 | | |
| Co ₂ MnGe/MgO/CoFe | 160/376 | RT/4.2 | | |
| Co-Mn-Ge/MgO/ Co-Mn-Ge | 22/650 | RT/4.2 | | |
| Co ₂ FeAl/MgO/CoFe | 330/700 | RT/10 | | |
| Co ₂ FeAl _{0.5} Si _{0.5} /MgO/ Co ₂ FeAl _{0.5} Si _{0.5} | 386/832 | RT/9 | | |
| Co ₂ Cr _{0.6} Fe _{0.4} Al/MgO/Co-Fe | 109/317 | RT/4.2 | | |

1.2 Сучасні технології збереження інформації

Постійне зростання щільності пам'яті, мініатюризація сучасних інформаційних пристроїв, зменшення енергозатрат стимулює пошуки нових типів пам'яті без статичного джерела живлення. Це пов'язано з тим, що перезапис інформації в DRAM (Dynamic Random Access Memory) проводиться на конденсаторі з певною частотою. Струм перезапису стрімко збільшується із зростанням щільності пам'яті. Енергоспоживання в режимі очікування більше не може ігноруватись, оскільки це вже стало перешкодою для подальшої мініатюризації обладнання для обслуговування мобільних телефонів, планшетів та інших портативних пристроїв. Розглянемо основні альтернативні технології збереження інформації на сьогодні.

ReRAM (Resistive random access memory) Зазвичай такий тип оперативної пам'яті називається резистивною пам'яттю RRAM, оскільки зберігання даних відбувається у вигляді зміни опору матеріалу між двома електродами. Принципи зберігання інформації в ReRAM поділяються на два типи, один - оксидна, а другий - провідна мостова (CBRAM). Як основний принцип дії обидва типи використовують окисно-відновну реакцію. Утворення волокна, чи то через вакансію кисню чи рух атомів металу після прикладання високої напруги, змінює опір діелектрика і, отже, забезпечує два різних стани для зберігання даних. ReRAM є перспективним кандидатом для пам'яті наступного покоління завдяки наступним перевагам. Вона має дуже низьку робочу напругу та потужність, надзвичайно високі швидкості запису / стирання, енергонезалежність та велику ємкість зберігання, відмінну сумісність із процесами інтегральної мікросхеми та можливістю масштабування. Однак ReRAM все ще страждає від певних проблем масового виробництва та комерціалізації, таких як коливання запису / стирання під час роботи та проблеми надійності [25, 26].

PCRAM (Phase-change random access memory) Оперативна пам'ять для зміни фази використовує халькогенідні матеріали, які застосовуються в

компакт-дисках. Принцип роботи базується на зворотному фазовому перетворенні між аморфним та кристалічним станом халькогенідного шару. Перетворення здійснюється нагріванням, що виникає під час проходження струму між двома електродами. PCRAM демонструє високий потенціал використання у режимі зберігання. Однак має великі труднощі в надійності роботи, через жорсткий контроль похибки нагрівання між сусідніми комірками пам'яті після масштабування. Якщо властивості матеріалу халькогенідів буде поліпшено для досягнення більшої витривалості, PCRAM зможе стати заміною DRAM. Проте на сьогодні він інтегрований і комерціалізований як різновид SCM [25,27].

FeRAM (Ferroelectric random access memory) Найстарша енергонезалежна пам'ять, FeRAM використовує сегнетоелектричний конденсатор в якості комірки пам'яті, який легко поєднується з ланцюгом CMOS. Проблема FeRAM очевидна. Обробка сегнетоелектричних матеріалів та електрода без реакції між ними дуже складна і це обмежує застосування FeRAM з точки зору масштабування. Як результат, FeRAM використовується лише для додатків з невеликою ємністю зберігання даних.

SRAM (static random access memory) Напівпровідникова оперативна пам'ять, в якій кожен двійковий розряд зберігається в схемі з додатнім зворотним зв'язком, що не потребує регенерації, необхідної в динамічній пам'яті (DRAM). Але зберігати дані без перезапису SRAM можливо тільки при забезпеченні постійного живлення, тобто SRAM являється енергозалежним типом пам'яті. Недоліки пов'язані з низькою густиною запису інформації(шість-вісім елементів на біт пам'яті, замість двох у DRAM). Проте вона має своє місце застосування в мікроконтролерах, де об'єм пам'яті не великий і необхідно низьке енергоспоживання.

TSRAM (Tunneling-Based Static random access memory) Нове покоління стаціонарної пам'яті на базі Si, яка основана на тунельному ефект. Розглядається як життєздатне рішення для застосування в якості вбудованої пам'яті з низькою робочою потужністю та високою швидкістю збереження

інформації. Складається з двох тунельних діодів, з'єднаних послідовно, один виступає як електропривод, а другий як навантаження. Така конфігурація забезпечує роботу в бістабільному режимі при певному діапазоні напруги живлення. Інформація зберігається у вузлу зчитування, який можна змінити модуляцією струму через польовий транзистор. Вводячи струм у вузол зчитування, комірка примусово фіксує високий стан. Під час операції запису низького стану польовий транзистор використовується для розрядки комірки, витягуючи потенціал зчитувального вузла до низького стану [27]. Незважаючи на демонстрацію багатообіцяючих характеристик, як по швидкості так і по розсіюючій потужності остаються проблеми масштабування для зниження густини струму [28,29].

MRAM (magnetoresistive random-access memory) На сьогодні масив тунельних з'єднань феромагнетик – діелектрик – феромагнетик може бути інтегрований із звичайною електронікою для отримання функціональних елементів оперативної пам'яті. Така пам'ять на базі MTJ-з'єднання має великий потенціал застосування за рахунок змінності намагніченості феромагнітних шарів. До того ж, тунельний струм не змінює відносного намагнічення верхнього феромагнітного шару до нижнього - це означає, що при зчитуванні така пам'ять не руйнується. MTJ системи демонструють дуже хороші показники збереження даних. В табл. 1.2 приведено порівняння описаних вище типів пам'яті з врахуванням таких параметрів, як швидкість зчитування, запису, енергонезалежності, довговічності, повторюваності запису, розмір комірки та енергоефективність.

З приведених даних видно, що MRAM на сьогодні має самий оптимальний набір характеристик порівняно із іншими існуючими типами пам'яті. Тому вона являється одним із найактуальніших об'єктів вивчення в сучасній наноелектроніці.

Таблиця 1.2. Порівняння різних технологій твердотільної пам'яті

| Категорія | SRAM | DRAM | FLASH | FRAM | TSRAM | MRAM | RRAM | PCRAM |
|--------------------------|-------|-------|--------|-------|-------|-------|------|-------|
| Час зчитування(нс) | 2 | 30 | 10^3 | 5 | >20 | 6-20 | 1-20 | 4-19 |
| час запису(нс) | 2 | 50 | 10^6 | 10 | >20 | 1-20 | 50 | 2 |
| енергонезалежність | ні | ні | да | да | ні | ні | да | да |
| довговічність | безм. | безм. | обм. | обм. | безм. | безм. | обм. | обм. |
| оновлюваність | ні | да | ні | ні | ні | ні | ні | ні |
| розміру комірки(F^2) | >120 | 6-10 | 5 | 15-34 | Сер. | 6-20 | 6-10 | 4-19 |
| низька напруга | да | обм. | ні | обм. | да | да | ні | да |

MRAM працює по наступному принципу. Якщо відносна намагніченість двох шарів FM є паралельною, тоді в MTJ системі опір низький, що записується за біт 0, а коли відносна намагніченість двох шарів феромагнетику є антипаралельною, то спостерігається високий опір і відповідно записується біт 1 (рис.1.1). Хоча MTJ і може зберігати бінарні данні, вона повинна бути інтегрована з датчиком для зчитування збережених двійкових даних. Що породжує MRAM, яка складається з польового транзистора N-МОП (метал-оксид-напівпровідник) та TMR елементу над ним [30]. В якому орієнтація намагніченості нижнього FM-шару постійно зафіксована у всіх типах комірок. А намагніченості верхнього FM-шару відрізняється в залежності від досліджуваної комірки MRAM. Відповідно при використанні MFW (Magnetic Field Write - магнітне поле запису) для комірок пам'яті, намагніченість верхнього FM-шару повертається під дією магнітного поля, що утворюється коли струм проходить через комірку пам'яті. В результаті відбувається орієнтація магнітних моментів під прямим кутом, тим самим зберігаючи дані. Тоді як в спін інжекторній комірни MRAM, струм пропускається через MTJ, безпосередньо викликаючи спін-поляризаційний транспорт, оснований на зміні намагніченості в верхньому FM-шарі.

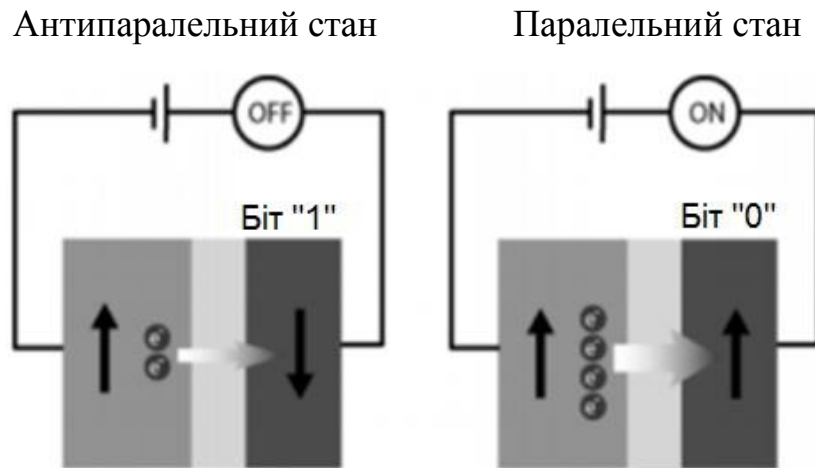


Рис. 1.1. Принцип збереження інформації в MTJ-системі

Порівнюючи MFW комірки MRAM, отримано що спін інжекторні MRAM комірки мають менші затрати енергії при записі інформації, вони набагато компактніші, чим інші технології ОЗП, мають меншу площу комірки пам'яті та більш просту структуру. Немає обмеження на кількість циклів запису інформації і демонструють надзвичайно малі проміжки часу для запису, зчитування та стирання [31]. MRAM має хороший потенціал для дуже широкого спектру застосування в сучасних інформаційних пристроях.

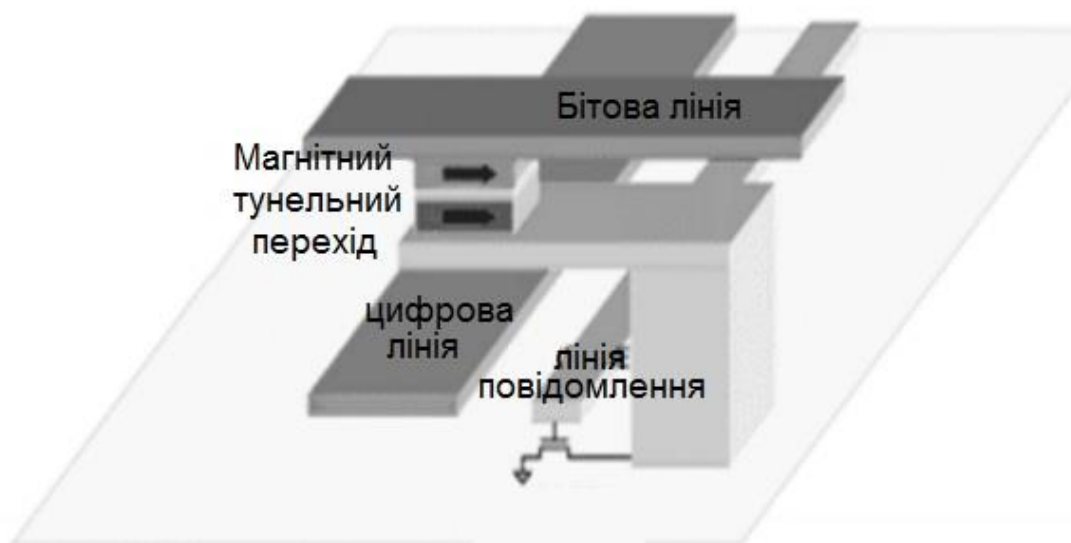


Рис. 1.2. Схема MRAM-комірки на основі MTJ [32]

Матриця пам'яті складається не із однієї комірки, а з масиву комірок, підключених до бітових та цифрових ліній. Комірка MRAM (рис.1.2) може бути реалізована в виді матриці пам'яті (рис.1.3). Така матриця називається точкою перетину, коли бітова лінія і цифрова пересікають один одну під прямим кутом і отримана точка перетину в сукупності з TMR структурою утворює одну комірку пам'яті MRAM

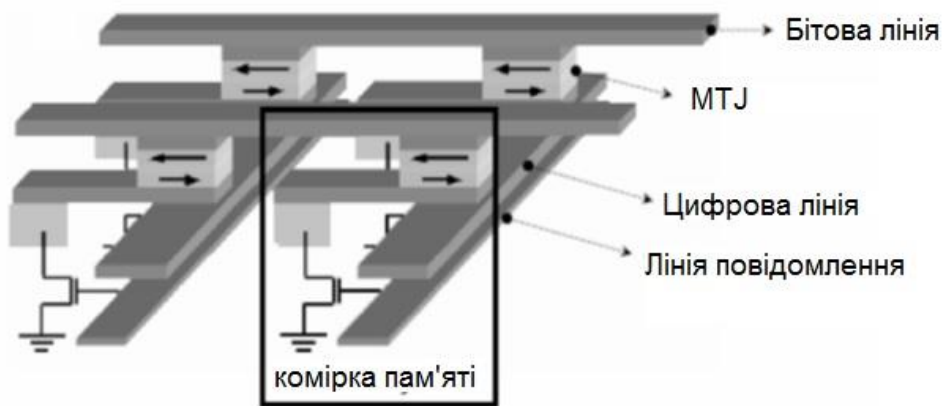


Рис. 1.3. Перехресна архітектура MRAM - пам'яті [33]

Кожна TMR структура має чутливий транзистор, підключений до неї для зчитування інформації. Для збільшення щільності запису інформації, комірка MRAM (рис. 1.2), розміщується в матриці з кожною лінією запису, що охоплює сотні або тисячі біт (рис. 1.3).

1.3 Елементи з негативним диференціальним опором в комірках пам'яті

Вперше використання додаткового елементу з негативним диференціальним опором в сукупності з MTJ-переходом було запропоновано в роботі [34]. Схема складається з MTJ-переходу, паралельно з'єднаного з тунельним діодом (рис. 1.4, а). Завдяки чому на вольт-амперній характеристиці (ВАХ) отриманої системи з'являється область з негативним

диференційним опором (рис. 1.4, б), що в результаті значно поліпшує TMR характеристики з 11% до 103% (рис. 1.4, в).

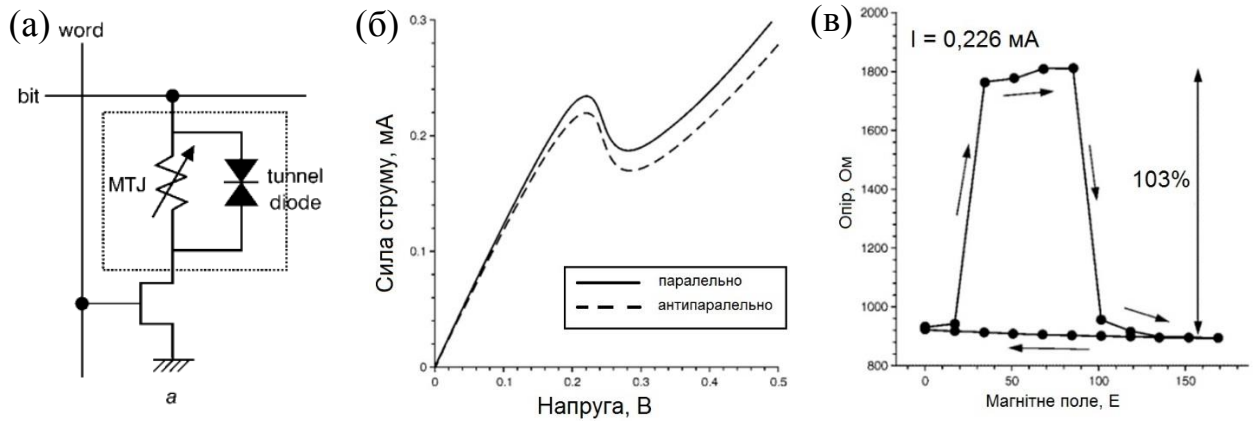


Рис. 1.4. а) Схематичне зображення структури комірок, що складається з магнітного тунельного з'єднання (MTJ), з'єданого паралельно з тунельним діодом (TD), б) I-V характеристика, в) значення TMR в магнітному полі [34]

У роботі [35] представлені дві схеми доступу STT-MRAM: схема зчитування з негативним диференційним опором (NRRS), яка гарантує неруйнівне зчитування з комірки пам'яті. Така схема запису з негативним диференційним опором (NRWS) в середньому зменшує потужність необхіду для запису на 10,5 %.

Важливою характеристикою сучасних комірок пам'яті є робоча напруга. MTJ системи мають потенціал роботи при напрузі менше 0,4 В [36]. Проте підсилювач вимірювання загрузки pMOS або підсилювач для зміщення репліки [37] не працює при цій напрузі. В роботі [38] представлено 65 нм архітектуру для 8-Мб STT-MRAM пам'яті, що працює на рівні 0,38 В. Запропонований вимірювальний підсилювач містить nMOS з посиленням затвором і pMOS з негативним диференційним опором для загрузки, що максимально збільшує межу зчитування. Отримана система досягає часу циклу 1,9 мкс (= 0,526 МГц) при 0,38 В. Робоча потужність становить

1,70 мкВт при цій напрузі. Схема отриманої системи і її ВАХ продемонстровано на рис. 1.5.

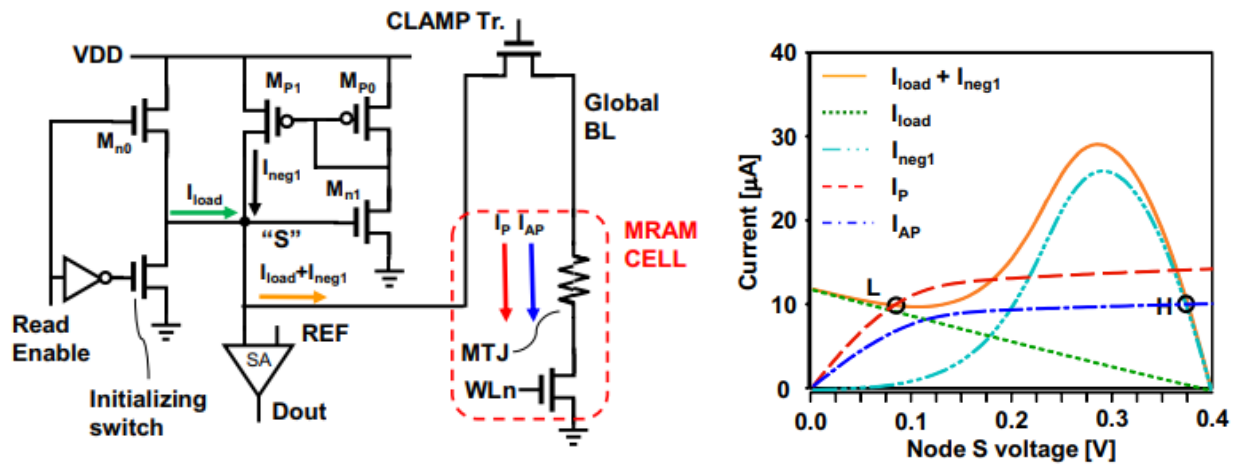


Рис. 1.5. а) Схема підсилення комірки пам'яті MRAM б) ВАХ з отриманої конструкції [38]

Також варто зазначити, що для сучасних комірок пам'яті STT-MRAM існує декілька загальних проблем, а саме: :

- 1) високий струм запису (до 100 мкА на 45-нм вузлі);
- 2) низький запаси чутливості [39];
- 3) схильність до порушення зчитування [40][41];

У роботі [42] запропоновано вирішення всіх цих проблем, використовуючи співвідношення PVR(peak to valley) пристроїв негативного диференційного опору, таких як тунельні польові транзистори (TFETs) [43] і тунельні діоди (ТД) [44] у схемі зчитування та запису. В результаті це обмежує надлишковий струм запису і дозволяє посилити відношення струму зчитування високого та низького станів MTJ до PVR негативного диференційного опору, який може бути набагато більшим. Запропоновані конструкції значно знижують енергію запису та зменшують порушення зчитування, збільшують запас чутливості та спрощують схему зондування. Це дозволяє реально використовувати STT-RAM технологію з низькою потужністю, що продемонстровано в роботі [42].

Результати представлені в даному параграфі показують, що використання систем з негативним диференційним опором в сукупності з МТJ-переходам дозволяє вирішити частину проблем, які виникають в комірках пам'яті MRAM і підвищити значення тунельного магнітоопору. Проте наявність додаткових елементів веде до зменшення надійності електронних систем і зайвих операцій у процесі їх виготовлення. Отримання негативного диференційного опору на вольт-амперних характеристиках самого МТJ-переходу може вирішити цю проблему.

1.4 Негативний диференційний опір в тонких плівках

Під негативними значеннями тунельної провідності або тунельного опору зазвичай розуміють наявність спадної ділянки на вольт-амперній залежності. Це означає, що на цій ділянці кількість електронів, що пройшли через тунельний бар'єр за одиницю часу, зменшується із зростанням прикладеної до тунельного переходу напруги. Як зазначено в роботі [45], «явище негативного опору важливо не тільки в твердотільній електроніці, де за його допомогою можна отримати посилення сигналу, але воно важливе і саме по собі, оскільки проливає світло на деякі фундаментальні риси тунельного ефекту». Ефект негативного диференційного опору було відкрито в середині XX століття Лео Есаки в тунельних діодах [46] і дозволяє використовувати пристрої на його основі, як швидкі перемикачі та генератори. Проте технологічні проблеми, пов'язані з залежністю ефекту від матеріальних властивостей напівпровідникових кристалі і фізичних процесів в них спонукають до пошуку альтернативних матеріалів. Широкий спектр досліджень НДО в різноманітних структурах та системах показує, що це є однією з найбільш важливих нелінійних електричних властивостей. На сьогодні область з НДО вдається досліджувати для систем на атомарному рівні [47]. Покриття на основі графену трьохконтактного польового транзистора [48], призводить до спостереження в ньому НДО, що є

результатом амбіполярної транспортної поведінки графену, не покладаючись на ефекти квантового тунелювання. Це в свою чергу дозволяє будувати життєздатні обчислювальні архітектури не логічного типу (non-boolean) з графеном без штучно створеної забороненої зони [49]. НДО, що спостерігається в системі $p\text{-GaN}/(\text{Al}_{0,15}\text{Ga}_{0,85}\text{N}$ легований $\text{Mg})/n\text{-GaN}$, після декількох послідовних процедур сканування зникає [50]. Автори це пов'язують з ефектом Пула-Френкеля, що став причиною виникнення спадної області на ВАХ системи. Механізм НДО був передбачений у молекулярних переходах [51], коли електрон-електронна взаємодія приводить до розщеплення резонансу, яка залежить від специфіки заселення електронних рівнів. Сильний ефект НДО виникає для асиметричного тунелювання через заборонені рівні. НДО також прогнозується в плоских графенових наноплівках [52] квантових точках на основі графену [53] та органічних світлодіодів [54]. Спін-залежна НДО була передбачена для двох бар'єрних переходів [55], а також для магнітних квантових шарів [56], але резонансні умови, необхідні для такого ефекту, важко досягти. Спін блокада в квантових точках може також привести до НДО [57]. Зазначимо, що в напівпровідникових гетероструктурах, які складаються з провідних (напівпровідникових) і діелектричних шарів, виникнення ділянки негативного опору є наслідком резонансного тунелювання, коли енергія тунелюючих електронів збігається з енергією дискретного електронного квазірівня всередині потенційної ями, стінками якої є кордони сусідніх непровідних ділянок [58].

Вищевказані умови можуть також з'явитися завдяки особливостям електронного спектра електродів. Наприклад, якщо мова йде про тунелювання зі звичайного металу в дірковий напівпровідник, то при напрузі зсуву, що перевищують енергію Фермі напівпровідника, рівень Фермі вихідного електрода виявляється навпроти забороненої зони кінцевого електрода. У результаті цього число тунелюючих електронів із зростанням V не збільшується, у той час як ймовірність тунелювання зменшується [59].

Системи метал-ізолятор-метал, де в якості верхнього і нижнього шару використовуються благородні метали такі як золото, срібло чи платина демонструють ряд унікальних властивостей однією із яких є НДО. В роботі [60] розглянуто структуру з електродами із золота та діелектриком із полідиметалсілоксана в який додано наночастинки Au. В результаті на ВАХ проявляється область з НДО. Для порівняння отримано ВАХ для даної системи без провідних включень із Au в ізоляторі, яка в результаті має монотонний характер. Таку особливість автори пояснюють тим, що включення із Au створюють додаткові області провідності проте їх кількість обмежена і при певній напрузі відбувається перенасичення, коли локальні області із Au в діелектрику не можуть приймати нові електрони провідності, а уже захоплені електрони створюють внутрішнє електричне поле. В результаті на ВАХ відбувається падіння струму при підвищенні напруги, що відповідає НДО. В [61] розглядається система із $\text{Ag/SiO}_2/\text{Pt}$, де в середині ізолюючого шару формується провідна ланка із ізольованих нанокристалів срібла. В результаті при дослідженні електричних властивостей системи проявляється область з НДО завдяки заряду/розряду носіїв струму в нанокристалах Ag. Аналогічні властивості показані для системи $\text{Ag/HfO}_x/\text{Pt}$ [62], де утворення області з НДО пояснюють ефектом наноконденсатора який виникає через наявність проміжку між провідними нановолокнами в діелектрику.

В роботі [63] була запропонована принципово нова схема тунельного контакту з напівпровідниковими електродами, вольт-амперна характеристика якого містить ділянки з негативною похідною $dI(V)/dV$, яка була реалізована експериментально [64]. Вона основана на тому, що, відповідно до закону дисперсії, найбільшого згасання в бар'єрі відчують стани, розташовані посередині забороненої зони. Тому, якщо рівень Фермі досліджуваної тунельної структури початково лежить в нижній частині забороненої зони, то кінцева напруга зміщення V зрушує рівні тунелюючих електронів в область меншої бар'єрної прозорості, що і є безпосередньою причиною зменшення тунельного струму.

На основі вище описаного принципу в роботі [65] запропонована модель, коли негативний диференційний опір може спостерігатись в системі метал – діелектрик – метал за умов, що рівень Фермі метала зрушується нижче середини забороненої зони діелектрика за рахунок напруги зміщення (рис. 1.6). Викладені в зазначеній роботі міркування являються лише ілюстрацією фізичного механізму виникнення НДО в тунельних характеристиках систем метал – діелектрик – метал і мають теоретичний характер.

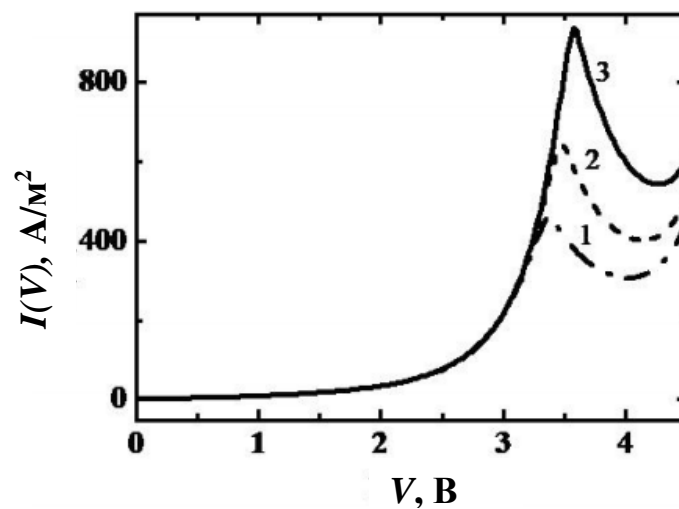


Рис. 1.6. ВАХ тунельного контакту метал-діелектрик-метал, рівень Фермі якого знаходиться чуть нижче середини забороненої зони. Зміним параметром являється енергія Фермі одного із електродів, яка дорівнює 3,4 еВ (крива 1), 3,5 еВ (2) и 3,6 еВ (3) [65].

Першопринципні розрахунки також показують можливість виникнення негативного диференційного опору в МТІ системах (рис. 1.7). Наприклад, в роботі [66] проведеного розрахунки спін-залежного механізму виникнення НДО у магнітних тунельних з'єднаннях з кубічних неупорядкованих катіонів кристалів AlO_x або $\text{Mg}_{1-x}\text{Al}_x\text{O}$ в якості діелектрика, в яких ширина забороненої зони може бути змінена за рахунок катіонного легування.

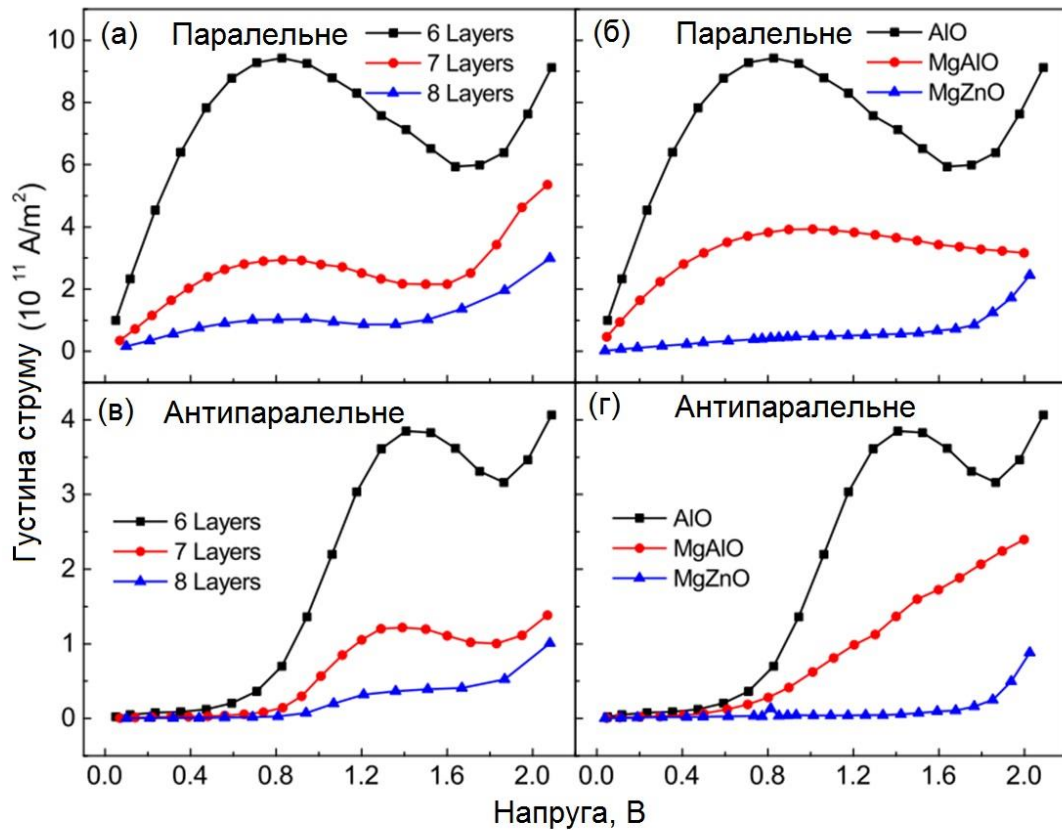


Рис. 1.7. (а) I-V для паралельних моментів у Fe /Al_{1-x}O /Fe ($x=0.327$) переходи з 6, 7, 8 атомними шарами в бар'єр; (б) Криві I-V для паралельних моментів у Fe/Al_{1-x}O /Fe ($x=0.327$), Fe/Mg_{1-x}Al_xO /Fe ($x=0.09$), Fe / Mg_{1-x} Zn_xO / Fe ($x=0.025$), всі з 6 атомними шарами в бар'єрі; (в) і (г) I-V криві для тих же конфігурацій, як (а) і (б), але з антипаралельними моментами [66].

Коли діелектрик має невелику ширину забороненої зони, електронні стани металу можуть долати бар'єрний шар. Це викликає накопичення просторового заряду в бар'єрному шарі, завдяки метал-індукованій проміжній області (MIGS- metal-induced gap state) [67], який створює внутрішнє електричне поле. Результуюче зрушення ефективних краєвих зон змушує заборонену зону стати "арочною" по товщині бар'єра. Така вигнута заборонена зона експериментально спостерігалася в Fe/GaAs/Fe [68]. Арка призводить до того, що енергія Фермі буде близькою до зони провідності, або валентної зони бар'єра на границі розділу з електродами. Відповідно ефективна товщина

бар'єру при нульовому зміщенні, буде менше номінальної товщини. При правильному поєднанні арочного типу заборонене зони і прикладеної напруги зсуву, сила струму може знизитися при збільшенні напруги, що проявляється в наявності області НДО на ВАХ.

В роботі [69] вольт-амперні характеристики, отримані за допомогою першопринципних розрахунків для моделі Fe/MgO/Fe показують, що при антипаралельному напрямку намагнічення феромагнітних шарів спостерігається область з негативною диференційною провідністю (рис. 1.8). Розрахований коефіцієнт тунельного магнітоопору (TMR) показує майже 100% ріст.

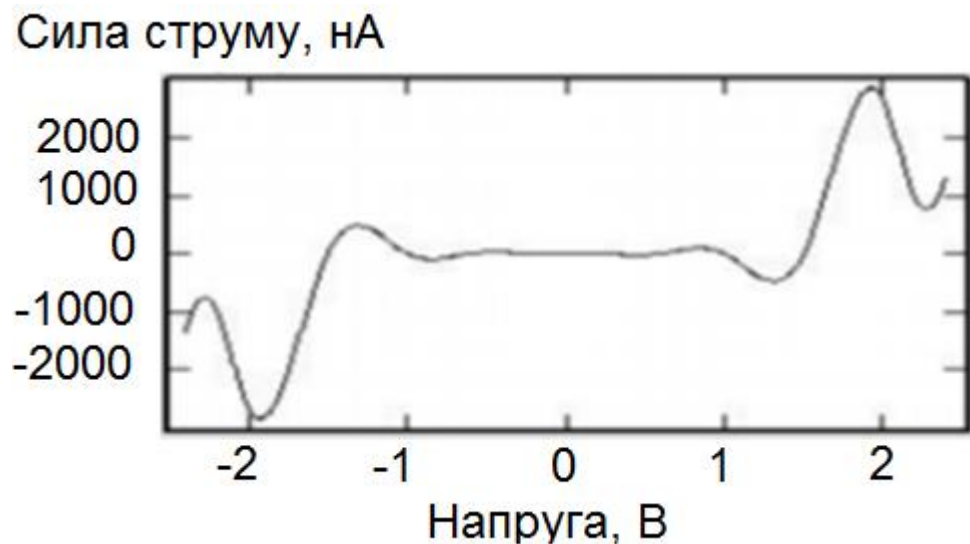


Рис. 1.8. Вольт-амперна характеристика для антипаралельних напрямків намагнічення системи Fe/MgO/Fe[69]

Аналітичне моделювання для MTJ системи CoFeB/MgO/CoFeB [70] з використанням макроспінової моделі, що включає крутий момент передачі спіна та теплові ефекти, демонструє динамічний негативний опір. Завдяки чому вдається отримати значного ВЧ-підсилення до 100 МГц. Розрахунки проводились при зовнішніх магнітних полях в 0, 30, 60 Ое за температури 0 К та 300 К (рис. 1.9).

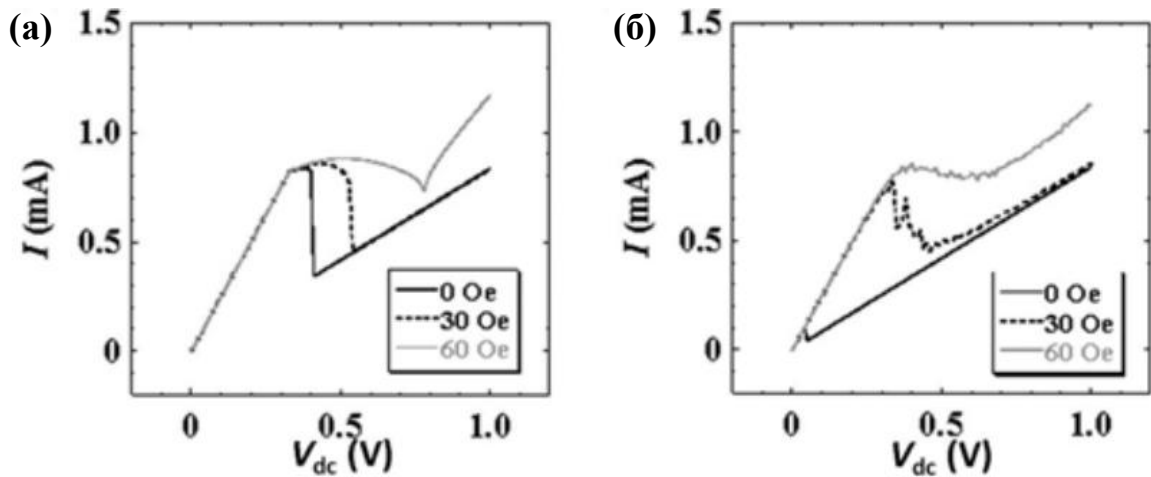


Рис. 1.9. Результати обчислення I-V кривих при різних зовнішніх магнітних полях за температури а) 0 К і б) 300 К [70]

Першопринципні SGGA розрахунки зонної структури для магнітного тунельного переходу Co/MgO/Co [71] при чотирьох різних температурах показують наявність області з НДО при напрузі вище 2 В. Найбільший диференціальний спад провідності dI/dV спостерігається для температури 233 К. Автори висловили припущення, що завдяки цьому дана система може використовуватись в мікрохвильових пристроях.

В роботі [72] зроблено передбачення, що для MTJ-систем з високим показником TMR(<500%) при зовнішньому магнітному полі, наприклад 90 Ое, на ВАХ повинна спостерігатись область негативного диференційного опору. Це означає, що MTJ система - це не тільки пристрій пасивного магнітоопору, але й активний елемент, який демонструє функції спонтанного коливання, негативний опір та функції посилення внаслідок крутного моменту спіна. Проте, як зазначають автори, для систем з низьким значенням TMR $\sim 100\%$ ці ефекти не повинні спостерігатись.

Значним недоліком згаданих робіт є те, що фізичній природі НДО не приділяється увага або виказанні припущення на сьогодні не вдається реалізувати експериментально.

1.5 Типи провідності в тонких плівках

Існує три основні моделі для того, щоб описувати провідність в складних наноплівкових системах чи органічних напівпровідниках в яких присутня заборонена зона чи потенціальний бар'єр ΔE [73-74]:

- Зонна теорія [75], по якій ΔE є різницею енергії між валентною зонною і зонною провідності або пастковими рівнями домішок.
- стрибова [76 - 78], по якій ΔE - енергія, необхідна для отримання активованого комплексу.
- тунельна [79], згідно з якою ΔE - висота потенційного бар'єру.

В рамках зонної моделі розглядаються ефекти, що виникають при накладенні великих електричних полів: ефект Пула-Френкеля і ефект Шотткі, а також струми, обмежені просторовим зарядом [80].

Ефект Пула-Френкеля. Незважаючи на те, що переважно діелектрики не проводять струм, при розгляді тонкоплівкових систем необхідно враховувати наявність в ньому пасток, оскільки більшість тонких плівок є аморфними. Такі пастки утворюються внаслідок обриву або перебудови зв'язків [81]. При вилученні електрона з такої пастки, сам донор отримує додатній заряд. Для того щоб електрон відірвався від пастки необхідно подолати кулонівську силу, яка зв'язує його і донор. Таким чином створюється потенційна яма.

Формула, що описує ефект Пула-Френкеля, тобто зростання провідності діелектрика у зовнішньому полі за наявності донорних домішок:

$$\Delta W = \beta E^{1/2} \quad (1.2)$$

де W – провідність, β – стала Пула-Френкеля, E – напруженість електричного поля;

Розділяють нормальний та аномальний (або модифікований) ефекти Пула-Френкеля. При нормальному ефекті, окрім донорів присутні і акцептори, що на енергетичній діаграмі розташовані нижче. Тоді значення тунельного струму матиме наступний вигляд:

$$I = e\mu \cdot n_0 \frac{U}{L} \exp\left(\frac{\beta}{kT} \sqrt{\frac{U}{L}}\right) \quad (1.3)$$

де e – заряд електрона; μ – рухливість електронів; n_0 – концентрація електронів у відсутності поля; U – прикладена напруга; L – товщина шару діелектрика; β – стала Пула-Френкеля; k – стала Больцмана; T – температура;

При аномальному ефекті Пула-Френкеля, коли пастки (акцептори) розташовані на енергетичній діаграмі вище донорів, рівень Фермі в зовнішньому полі буде зміщатись вдвічі повільніше, ніж рівень донорів. В такому випадку значення струму буде відрізнятись на множник 2 під експонентою.

Ефект Шотткі. Даний ефект проявляється в системі метал–напівпровідник, коли робота виходу електронів із метала менша за роботу виходу із напівпровідника p -типу і навпаки для напівпровідника n -типу. У цьому випадку на енергетичній діаграмі дно зони провідності напівпровідника знаходиться вище за енергію Фермі метала. Даний стан не є рівноважним, тому в процесі обміну електронами переважно будуть переходити електрони із структури з більшою енергією Фермі в ту, у якої вона нижча. Електрони із напівпровідника за рахунок дифузійного характеру струму, що виникає через різницю в енергетичних рівнях, попадають в метал. Проте зворотній струм утруднений через наявність на границі розділу потенціального бар'єру. Внаслідок цього поверхневий шар напівпровідника збіднюється електронами, тобто, в ньому з'являється некомпенсований позитивний електричний заряд.

На межі напівпровідника і металу утворюється електричне поле, спрямоване в бік металу. Це поле перешкоджає подальшому виходу електронів з напівпровідника в метал. Контактна різниця потенціалів обумовлює формування потенційного бар'єру для електронів. Цей бар'єр називається бар'єром Шотткі. Кількісна характеристика якого називається висотою потенційного бар'єра, що визначається з різниці роботи виходу електронів в напівпровіднику і металі[82].

При дослідженні електричних властивостей систем, в яких виникає бар'єр Шотткі, в певній області напруги спостерігається провідність, аналогічна *p-n* переходу, коли струм в одному напрямку відрізняється по величині від струму в зворотному напрямку.

Стрибкова провідність. Механізм провідності, за якого перенос заряду здійснюється шляхом тунельних переходів («стрибків») носіїв заряду між різними локалізованими станами. Стрибки супроводжуються випроміненням чи поглинанням фононів [83].

В аморфних плівках в більшості випадків спостерігається стрибкова провідність зі змінною довжиною стрибка. Відбувається вона при вищих температурах, ніж в кристалічних напівпровідниках через більшу густину станів.

Суть цього типу провідності полягає в тому, що носії заряду (електрони, дірки, іони) знаходяться в потенційній ямі кристалічної комірки. Потім «перестрибують» в сусідню комірку, знаходяться там деякий час і рухаються далі. Необхідно зауважити наступне:

- Електрон не «розмазаний», а автолокалізований.
- Між стрибками частинка деякий час знаходиться в кристалічній комірці, а не рухається весь час по матеріалу.
- Оскільки електрон автолокалізований, значить середовище поляризоване і деформоване.

Тунельна провідність. Даний тип провідності спостерігається при подоланні електроном потенціального бар'єру, висота якого вища за повну енергію частинки (рис. 1.10), що називається тунельним ефектом. Це квантово-механічний процес, який пов'язаний з хвильовою природою електрона. В сучасній електроніці даний ефект спостерігається при дослідженні гетеросистем із двох провідників, розділених тонким шаром діелектрика, чи в напівпровідникових системах p - n типу, таких як тунельний діод.

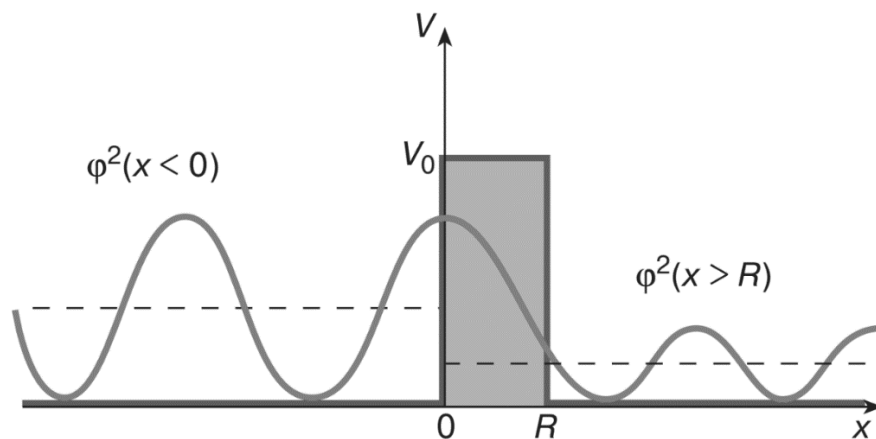


Рис. 1.10. Проходження частинки через потенційний бар'єр в рамках квантової механіки V_0 - висота потенціального бар'єру, частинка рухається зліва направо; $\phi^2(x)$ - ймовірність знаходження частинки в точці x ; $\phi^2(x > R)$ - ймовірність знаходження частинку за бар'єром, R - ширина бар'єру

Як приклад даного типу провідності розглянемо тунельний діод. Це є напівпровідниковий елемент з нелінійною вольт-амперною характеристикою, на якій існує ділянка з негативною диференційною провідністю. Це область на якій струм спадає із підвищенням напруги. В такому діоді використовується легований p - n перехід, через який носії заряду можуть тунелювати за умови рівності енергії донорних рівнів електронів в n -області та акцепторних рівнів дірок в p -області. Але при збільшенні прикладеної напруги рівень Фермі n -області піднімається в заборонену зону p -області. Це призводить до зменшення ймовірності тунелювання електронів, що означає зменшення тунельного струму [84].

1.6 Підсумки огляду літератури та постановка задач дослідження

Постійний прогрес та мініатюризація сучасних електронних пристроїв неможливі без пошуку та використання нових технологій та матеріалів. В даному розділі представлено критичний аналіз літературних даних по сучасним напрямкам розвитку альтернативних механізмів збереження інформації. Показано, що тип пам'яті MRAM має найвищі показники по основним характеристикам і розглядається, як найкраща альтернатива DRAM, який використовується на сьогодні.

Поліпшення властивостей магнітного тунельного переходу, який є базовим елементом MRAM зазвичай досягається створенням і застосуванням магнітних матеріалів з високим коефіцієнтом спінової поляризації. Оскільки вибір таких матеріалів обмежений, досягти поліпшення магнітного тунельного опору вдається за рахунок впливу на електричні властивості системи, наприклад, за рахунок використання додаткового елемента типу тунельного діода, особливість провідності якого полягає в наявності області з НДО на ВАХ. Проте підключення додаткових елементів призводить до зменшення надійності електронних систем і додаткових складнощів у їх виготовленні. Виключити використання додаткових елементів можливо, забезпечивши тип провідності, аналогічний тунельному діоду, у самому магнітному тунельному переході.

Така можливість продемонстрована при використанні першопринципних розрахунків ВАХ MTJ структур [69-71] та за умови особливого розташування енергетичних рівнів системи [66,106]. Експериментально підтверджено, що МДМ системи з благородних металів проявляють ефект НДО на ВАХ завдяки утворення ланок провідності в діелектрику [60-62].

Враховуючи актуальність таких систем, технологічні задачі та можливі теоретичні напрямки її вирішення, дана робота присвячена пошуку матеріалів та умов, що реалізують зміну провідності для наноплівкової системи, яка складається із двох феромагнетиків, розділених діелектриком.

РОЗДІЛ 2

МЕТОДИКИ ТА МАТЕРІАЛИ ДОСЛІДЖЕНЬ

В даному розділі обґрунтовано вибір матеріалів, основууючись на їх характеристиках та властивостях, які необхідні для отримання немонотонних вольт-амперних характеристик в тонких плівках. Розглянуто методику підготовки і отримання зразків, визначення структури та хімічного складу, дослідження електрофізичних властивостей.

2.1 Характеристика матеріалів, використаних у роботі

Система, що вивчається, відноситься до класу магнітних тунельних переходів і схематично складається як мінімум із двох феромагнетиків, розділених діелектриком. Феромагнетизм - це магнетизм кооперативного типу (визначну роль має взаємодія між магнітними моментами іонів), що полягає у встановленні колінеарності далекого порядку всіх магнітних моментів в системі. Намагніченість існує, таким чином, навіть за відсутності зовнішнього поля (спонтанна намагніченість). В ідеальному феромагнетику всі іони володіють ідентичними спонтанними магнітними моментами і займають ідентичні кристалографічні позиції.

Серед хімічних елементів феромагнітні властивості мають перехідні метали Fe, Co, Ni і рідкоземельні метали Gd, Tb, Dy, Ho, Er. Проте для останніх точка Кюрі (критична температура, за якої феромагнітні властивості зникають і метал стає парамагнетиком) нижче кімнатної температури, що не задовольняє умовам експерименту та недоцільно з точки зору майбутньої експлуатації зразків, як базових елементів пам'яті в сучасній електроніці. Тому при підготовці зразків в якості феромагнітного металу використовувалось залізо Fe, кобальт Co та нікель Ni. Необхідні фізичні властивості зазначених металів зведено в табл. 2.1.

Таблиця 2.1. Основні характеристики феромагнітних матеріалів, що використовуються при виготовленні зразків

| | Fe | Co | Ni |
|--|-------------|---------------------|-------------------|
| Густина ρ , г/см ³ | 7,874 | 8,9 | 8,902 |
| Тип ґратки | ОЦК | Гексагональна | ГЦК |
| Період ґратки, Å | 2,866 | a=2,505 c=4,089 | 3,524 |
| Точка Кюрі T_C , К | 1043 | 1403 | 631 |
| Провідність σ , См/м ² | 10^7 | $1,601 \times 10^7$ | $1,5 \times 10^7$ |
| Питомий опір ρ , нОм×м | 96,1 | 62,47 | 87 |
| Енергія Фермі E_F , eV | 11,1 | 11,32 | 11,67 |
| Робота виходу W , eV | 4,40 - 4,71 | 4,4 | 4,91 - 5,01 |

Залізо, нікель і кобальт є прикладами феромагнетиків, магнетизм яких обумовлений колективізованими електронами [85]. Вони можуть виконувати роль як кристалічних феромагнетиків так і аморфних. Важливо також врахувати, що спеціально проведені дослідження показали, що в металах групи заліза (Fe, Ni, Co) основний внесок в магнітний момент атома вносять спінові магнітні моменти. Атоми цих металів мають незаповнені електронні *d*-оболонки. У цих оболонках число електронів з спінами одного напрямку не дорівнює числу електронів, що мають антипаралельні спіни. У результаті в *d*-оболонках частина спінових магнітних моментів залишається некомпенсованою. Їх векторна сума і визначає магнітний момент [86].

Як показано в параграфі 1.1 для магнітного тунельного переходу в якості діелектрика в основному використовують оксид алюмінію або оксид магнію. Наведемо порівняльну характеристику даних діелектриків на основі останніх досліджень. У зв'язку з тим, що тонкі плівки MgO мають кристалічну структуру, в поєднанні з феромагнітними кристалічними металами вони показують ліпші властивості ніж аморфний Al₂O₃. Зокрема, спінова

поляризація (електрони переважно одного напрямку спіна) струму складає близько 85% для MgO [87] у порівнянні з 40-60% для оксиду алюмінію. Величина тунельного магнітоопору також значно вище для структур з MgO (600% за кімнатної температури і 1100% при 4,2 K), ніж у Al₂O₃ (близько 70% за кімнатної температури). MgO термічно стабільний до 700 K, коли у Al₂O₃ стабільність порушується при 600 K. В роботі [88] проаналізовано магнітну анізотропію для заліза на поверхні MgO і на поверхні Al₂O₃ та продемонстровано, що для MgO вона вища.

В МТJ-системах на основі Fe використання в якості діелектрика MgO демонструє ліпші показники спряженості кристалічних ґраток, порівняно з аморфним Al₂O₃ (рис. 2.1). Завдяки цьому зменшуються механічні напруження між шарами плівок та кількість дефектів, що призводить до збільшення значення тунельного струму, оскільки тунелювання електронів залежить від смугової симетрії, що називається ефектом спінового фільтра [89,90].

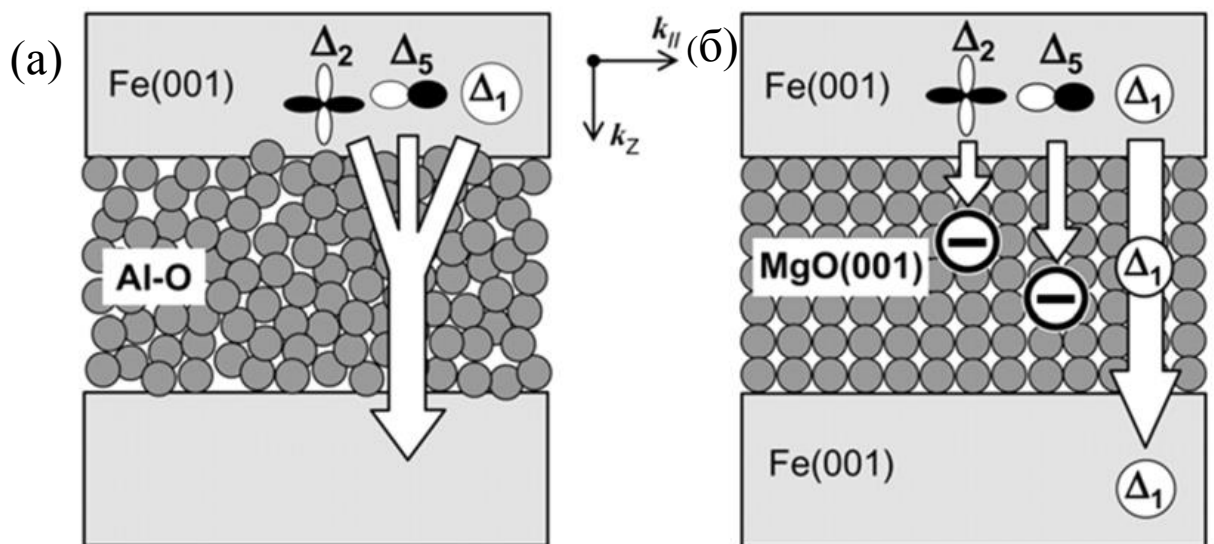


Рис. 2.1. Схематичні ілюстрації тунелювання електронів через: а) аморфний бар'єр Al-O б) кристалічний бар'єр MgO (001) [89]

У типовому ферромагнітному електроді, такому як ОЦК (001) Fe, електронні стани в електроді мають деякі специфічні симетрії: Δ_1 симетрія (відповідає гібридизованим станам *spd* електронів), Δ_2 симетрія (*d* станів) та Δ_5

симетрія (*pd* гібридизовані стани). Якщо тунельний бар'єр є кристалічним MgO, як на рис 2.1(б), то тільки електрони з певною зонною симетрією (Δ_1) сприяють провідності в паралельному стані відносної намагніченості феромагнетиків. Таким чином в антипаралельному стані електрони практично не тунелюють, оскільки електрони Δ_1 не можуть пройти бар'єр через відсутність доступних вільних станів [91,92]. В цілому ефект спінового фільтра призводить до гігантської TMR у MTJ-системах із кристалічним електродам та бар'єром. Висока кристалічна якість ОЦК (001) MgO та двох електродів на основі Fe з обох сторін спрямована на отримання високої TMR в MTJ для застосування в MRAM-пам'яті.

Основаючись на приведених вище даних було обрано в якості діелектрика MgO при виготовленні зразків для проведення досліджень. Основні фізичні властивості зазначеного матеріалу наведені в табл. 2.2 [93].

Таблиця 2.2. Основні властивості оксиду магнію

| | |
|--------------|---------------------------------|
| Молярна маса | 0,004 кг/моль |
| Густина | 3580 кг/м ⁻³ (25 °C) |
| Розчинність | нерозчинний у спиртах |
| $T_{пл}$ | 3135 К |
| $T_{кип}$ | 3873 К |

Оксид магнію MgO зазвичай розглядають як діелектрик з широкою забороненою зоною, відомості про ширину якої коливаються в межах $E_g = 7,2 - 7,8$ еВ в залежності від технології отримання, методу вимірювання та інтерпретації результатів [94]. У роботі [95] було теоретично розраховано ширину забороненої зони для MgO і отримано результат $E_g = 7,58$ еВ. Це значення використовується при проведенні відповідних розрахунків в роботі. MgO повністю відповідає необхідним умовам, які були визначені при виборі діелектрика.

2.2 Підготовка і процес напорошення зразків

Після вибору матеріалів в якості металу та діелектрика необхідно забезпечити технологічні умови для якісного проведення експерименту. В першу чергу це вибір підкладки на яку напорошуються матеріали.

В ідеальному випадку підкладка повинна володіти малою питомою електропровідністю, високою хімічною інертністю, низькою шорсткістю поверхні, високою діелектричною міцністю, високою питомою теплопровідністю, низькою вартістю, низьким розкидом по підкладці значення діелектричної постійної, високою хімічною і фізичною стійкістю при нагріванні до 800 К у вакуумі або на повітрі, температурним коефіцієнтом лінійного розширення, по можливості, близьким до температурного коефіцієнту лінійного розширення зформованих шарів.

Враховуючи все вище сказане, в нашій роботі використовувалась ситалова підкладка СТ-50-2 з синтетичним хімскладом у вагових % $\text{MgO}(7,5\%) - \text{CaO}(8,5\%) - \text{TiO}_2(10\%) - \text{Al}_2\text{O}_3(13,5\%) - \text{SiO}_2(60,5\%)$ [96]. Основні технічні параметри ситалової підкладки СТ-50-2 зведено в табл. 2.3.

Таблиця 2.3. Параметри ситалової підкладки СТ-50-2

| Параметри | Значення |
|--|------------------------|
| Шорсткість робочої поверхні R_z – не нижче | 0,032 мкм |
| Шорсткість неробочої поверхні R_z – не нижче | 4 мкм |
| Густина | 2,65 г/см ³ |
| Мікротвердість | 6,9 ГПа |
| Термостійкість | 483 К |
| Електрична міцність | 47 кВ/мм |
| Теплопровідність | 1,4 Вт/м×К |

При виготовленні підкладок такого типу використовується поліровка нанопорошками на основі CeO_2 (діоксид церію) з гранулометричним складом 0,7 мкм, Al_2O_3 (оксид алюмінію) з гранулометричним складом 0,05 мкм, SiO_2 (діоксид кремнію) колоїдного з гранулометричним складом 0,01 мкм. Тому така підкладка має низьку шорсткість, що дуже важливо при напорошенні тонких шарів плівки.

Початковим етапом підготовки підкладки перед напорошенням на неї матеріалів є ультразвукова очистка. Наявність забруднень на підкладці істотно впливає як на адгезію, так і на електрофізичні властивості плівок. Якість очищення за допомогою ультразвуку набагато вища, ніж із застосуванням інших існуючих методів. Принцип дії ультразвукових установок для очищення деталей оснований на явищі ультразвукової кавітації, що виникає в рідині при впливі на неї інтенсивних ультразвукових коливань.

Ультразвукову очистку проводили за допомогою ультразвукової ванночки. Це ємність для спеціальної рідини, що складається з генератора і випромінювача коливань з частотою ультразвукового діапазону (частоти від 18 до 120 КГц.). Генератор формує електричні коливання, випромінювач перетворює електричні коливання в механічні, які передаються через стінку в активне рідке середовище.

Спочатку для ультразвукової очистки наливають воду з миючим засобом у призначений для очистки резервуар пристрою до відповідної відмітки. Підтримання потрібного рівня розчину забезпечує оптимальну циркуляцію розчину навколо деталей і захищає нагрівачі і передавачі від напруг і перегріву. Вироби, що піддаються очищенню, не можна розміщувати безпосередньо на дні резервуара, оскільки передавачі, які виробляють ультразвук, закріплені саме там. Вироби, що знаходяться безпосередньо на дні, можуть пошкодити їх або знизити рівень кавітації. Тому для очистки використовується спеціальна сітка, що сприяє розміщенню підкладки в межах зони оптимального очищення. Тривалість підготовки підкладки в ультразвуковій ванні складає два цикли протягом 90 секунд. По закінченню

етапу ультразвукового очищення підкладки протирається чотирихлористим вуглецем та 96 % розчином етилового спирту.

Наступним етапом для отримання зразка є вибір та підготовка масок, через які напорошуються відповідні елементи на підкладку. Матеріал, з якого складається маска, не повинен вступати в хімічні реакції з елементами, обраними для експерименту. Оскільки напорошується не тільки діелектрик, а і метали, матеріал маски не повинен проявляти полярні властивості магніту і бути термічно стабільним при температурах відпалу. Також необхідно забезпечити низку технологічних особливостей для експерименту. В першу чергу металеві шари повинні мати якомога меншу ширину для забезпечення високої густини струму, проте достатньо широкими, щоб не було механічних розривів по довжині напорошеної доріжки. Відстань між окремими переходами обирається такою, щоб виміри з одного не впливали на результат досліджень сусідніх контактів. Маска, через яку напорошується MgO , забезпечує повне попадання діелектрика на площу металевих смужок, проте захищає від його потрапляння на спеціально відведені ділянки, через які зразок підключається в електричний ланцюг при вимірюванні вольт-амперних характеристик.

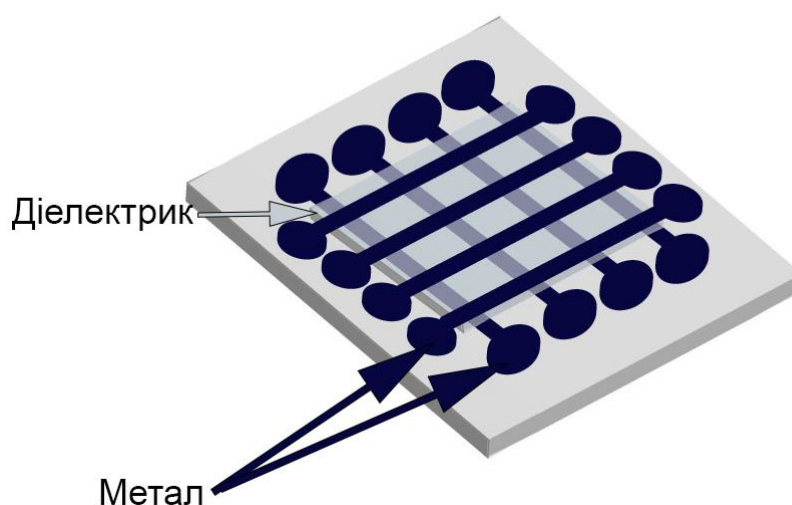


Рис. 2.2. Схематичне зображення матриці переходів зразка

Схематично зразок який необхідно отримати представляє із себе матрицю з 16-ти переходів (рис. 2.2), де підключення в електричну схему для вимірювання відбувається через кругові області на закінченнях отриманих доріжок. Відповідно, для забезпечення вищезазначених умов, маски виготовлялись із нержавіючої сталі. Маска, через яку відбувається напорошення металу, зображена на рис. 2.3а і являє собою квадратну пластину розмірами 2×2 см з чотирма паралельними щілинами, прорізаними лазером, шириною 50 мкм через рівні проміжки приблизно 3 мм з круговими закінченнями діаметром 2 мм. Діелектрик напорошувався через маску також із нержавіючої сталі (рис. 2.3, б) розмірами 2×2 см з квадратним вирізом по центру зі стороною 15 мм. Підготовка масок перед напорошенням проводиться аналогічно підговці підкладки.

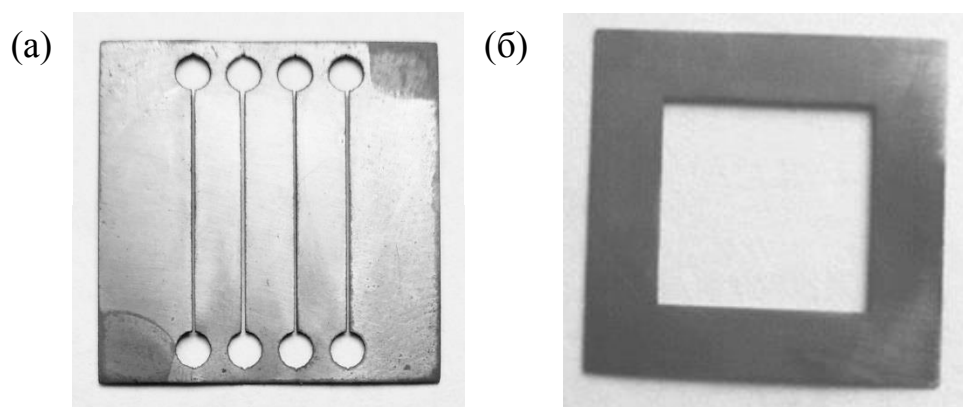


Рис. 2.3. Маски для напорошення: а)металів б) діелектрика

Вибір методу напорошення. Напорошення матеріалів проводилось електронно-променевим методом. Метод термічного випаровування з вольфрамового нагрівача або тигля не підходить, оскільки в процесі напорошення можуть утворитись інтерметаліди, температура плавлення яких менше вольфраму. Тому стандартний вольфрамовий тигель, який використовується для розміщення матеріалів у вакуумній установці, може розплавитися в процесі напорошення. Метод магнетронного розпилення не

задовольняє необхідним умовам до матеріалів зразка, оскільки цим методом можна розпорошувати тільки провідники, а не діелектрики.

Підготовка робочого тиску в камері. Для отримання однорідних, чистих зразків, перед початком напорошення необхідно забезпечити відсутність небажаних елементів в камері системи ВУП-5М. Для цього спочатку здійснюється викачування об'єму вакуумної системи до попереднього вакууму за допомогою форвакуумного насоса (ФН). Після досягнення тиску газів в камері до значення 0,13 Па відбувається перехід до високого вакууму, для цього використовується паромасляний дифузійний насос (ДН) НВДМ-160.

Розпорошення елементів розпочиналось, коли робочий вакуум в камері не перевищував $6 - 12 \times 10^{-3}$ Па.

Іонне травлення. Перед початком розпорошення металу на підкладку проводилось іонне травлення, щоб очистити поверхню підкладки від легких летючих домішок та адсорбованих газів. Це процес видалення речовини з поверхні твердого тіла під впливом іонного бомбардування. Атоми газів, які залишились в камері, іонізуються під впливом прискорюючої напруги, яка складає декілька кіловольт.

Для того, щоб відбувалось іонне травлення, вакуум в камері повинен бути від 200 до 10 Па. Тому цей процес проводили на початку відкачки попереднього вакууму. При травленні позитивні іони, що утворились, летять в напрямку до катоду, яким є вся поверхня робочого об'ємц камери та вибивають з неї адсорбовані гази та легколетючі забруднення, що осіли на підкладці та стінках камери. При цьому спостерігається яскраве фіолетове світіння. Тривалість проведення іонного бомбардування складає 5 хвилин.

Попередній нагрів підкладки. Для отримання якісної наноплівки важливо забезпечити високу адгезію [98]. Адгезія - це явище, що виникає при з'єднанні різнорідних матеріалів, приведених у близький контакт, для поділу яких слід докласти певне зусилля. Для дегазації поверхні підкладки та забезпечення адгезії між підкладкою та матеріалом, який напорошується,

проводиться попередній нагрів підкладки до температури 400-500 К безпосередньо перед початком процесу розпорошення.

Товщини кожного із шарів плівки. Важливою задачею є визначення товщини для кожного шару матеріалів, з яких складається магнітний тунельний перехід. Для забезпечення оптимальної товщини першого шару металу потрібно врахувати шорсткість поверхні підкладки. В нашому випадку це ситалові підкладки СТ-50-2 з шорсткістю робочої поверхні 0,032 мкм (табл. 2.3). Тому для зменшення механічних напружень, пов'язаних з нерівномірністю поверхні підкладки, середня товщина першого напорошеного шару перевищувала шорсткість і складала 45 нм.

Наступний шар, що напорошувався, це діелектрик MgO. Оскільки тунельний струм має експоненціальну залежність від товщини діелектрика, то навіть незначні відхилення в товщині суттєво впливають на величину струму. В випадку, якщо матеріалу буде напорошено забагато, то кількість електронів, що протунелюють, буде замала, щоб виник струм в колі, який можна зафіксувати. А якщо товщина буде замала, то при певній напрузі відбудеться пробій діелектрику і вольт-амперна характеристика матиме лінійний характер. До того ж, при отриманні таких тонких шарів неможливо забезпечити ідеальну рівномірність по товщині. Тому потрібно напилити таку кількість, щоб в найтонших місцях не було пробію діелектрику. Для цього проведено розрахунок, виходячи з електричної міцності діелектрику, яка розраховується за наступною формулою:

$$E = \frac{U}{h} \quad (2.1)$$

де E - електрична міцність діелектрика, U – напруга, за якої відбувається пробій, h - товщина діелектрика в місці пробію.

З формули 2.1, знаючи електричну міцність MgO та максимальну напругу, за якої проводяться дослідження електрофізичних властивостей

зразка, можна розрахувати мінімальну необхідну товщину діелектричного шару. Для напруги в 3 В товщина товщина пробою складає 4,7 нм. Отже, мінімум в товщині діелектрика, необхідний при виготовленні зразків, це 4,7 нм. Наступним етапом є визначення максимально допустимої товщини, при якій буде спостерігатись зміна струму в зразку при підвищенні напруги. Для цього варто враховувати коефіцієнт прозорості потенціального бар'єру MgO. Коли товщина шару більше 8 нм, при значеннях напруги до 3 В струм практично не буде протікати [99]. Тому товщина напорошення діелектрика складає від 5,5 до 7 нм.

Для напорошення третього шару використовувались феромагнітні метали Fe, Co та Ni товщиною до 25 нм. Відмінність в товщині між верхнім і нижнім шаром металів необхідна для забезпечення анізотропії магнітних властивостей, яка на пряму залежить від товщини плівки [100]. Оскільки такі системи в перспективі можуть застосовуватись як базові елементи комірок пам'яті, для яких необхідно забезпечити умови, коли верхній шар легко перемагнічується, на відміну від нижнього.

Оптимізація режиму напорошення елементів. Для забезпечення рівномірності в товщині кожного отриманого шару необхідно правильно підібрати швидкість розпорошення елементів, яку можливо контролювати змінюючи значення сили струму та прискорюючої напруги.

Всі три метала, які використовуються при отриманні зразків, є порівняно тугоплавкими і починають розпорошуватись тільки при параметрах прискорюючої напруги, що складає 2 кВ та значенні сили струму в 15-25 мА. Важливо ретельно контролювати значення сили струму, щоб не розпочалось википання напорошуючого матеріалу, що має негативний вплив на якість отриманого зразка і на експлуатацію вакуумної установки. Швидкість розпорошення металів, згідно показника кварцового датчика, складала 1-2 нм/с.

Під час напорошення оксиду магнію для забезпечення рівномірності товщини діелектрика в першу чергу необхідно контролювати швидкість

розпорошення. В умовах експерименту вона не перевищувала 1 нм/с згідно показника кварцового датчика. Наступним важливим параметром є товщина діелектрика, яка складала 5,5...7 нм. Для оксиду магнію режим розпорошення досягається швидко. В основному при розпорошенні використовуються наступні параметри: напруга ~1 кВ, сила струму 10 мА.

В якості легуючого матеріалу в роботі використовувався вуглець, який розпорошується з графітового тигля, що має високу температуру плавлення 4117 К. Тому швидкість напорошення низька, приблизно 0,2-0,5 нм/с, та високі параметри прискорюючої напруги 2 кВ і сили струму 25-30 мА. Розпорошення відбувається поверх першого шару заліза через маску, призначену для діелектрика (рис. 2.3, б). Одразу після отримання тонкого шару вуглецю приблизно 1 - 2 нм, відбувається відпал за температури 600 К тривалістю 25...30 хв для забезпечення дифузії в поверхневий шар заліза.

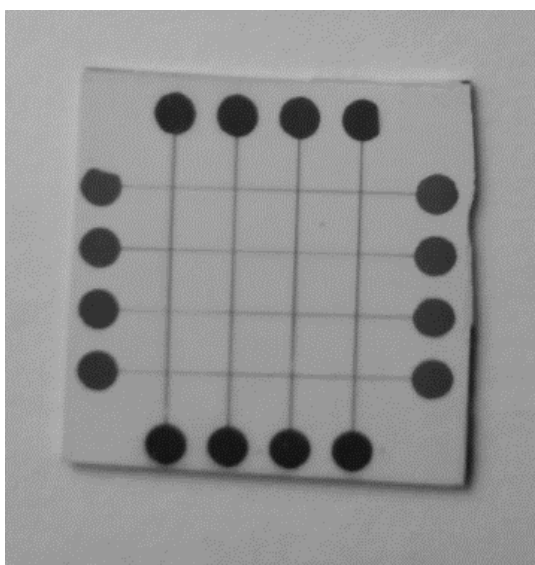


Рис. 2.4. Зразок Fe/MgO/Fe після напорошення на ситаловій підкладці

Отриманий зразок має наступний вигляд (рис. 2.4) і представляє матрицю із 16-ти переходів метал – діелектрик – метал площею 50×50 мкм кожний і сумарною товщиною до 100 нм.

2.3 Методики, використані для отримання та дослідження зразків

ВУП-5М. Виготовлення зразків відбувалось в процесі напорошення за допомогою установки ВУП-5М. Вакуумний універсальний пост ВУП-5М призначений для отримання плівок з різних матеріалів, а також для підготовки зразків, досліджуваних за допомогою електронного мікроскопа або інших аналітичних приладів [101].

Основні переваги та особливості приладу[101]:

- Універсальність процесу дозволяє отримати плівки металів, сплавів, напівпровідників та діелектриків.
- Висока швидкість осадження з можливістю її регулювання в широких межах.
- Прилад дозволяє отримати високу адгезію плівок та підкладки;
- Можливість зміни структури і властивостей плівок.
- Можливість розпорошення декількох матеріалів без розгерметизації камери.
- Невеликий тепловий вплив на оброблювану структуру.

Сканувальний електронний мікроскоп На сьогодні розглядається безліч методик для дослідження тонкопліткових систем [102]. (SEM) - один з найбільш універсальних інструментів, доступних для дослідження та аналізу морфології мікроструктури та характеристик хімічного складу. В SEM зразок знімають, використовуючи високоенергетичні електрони, і аналізують вихідні електрони / рентгенівські промені. Ці вихідні електрони / рентгенівські промені дають інформацію про топографію, морфологію, склад, орієнтацію зерен, кристалографічну інформацію тощо. Морфологія вказує на форму та розмір, в той час як топографія вказує на особливості поверхні об'єкта, його текстуру, гладкість або шорсткість. SEM - це провідний апарат, який здатний досягти детального візуального зображення частинки з якісною та просторовою роздільною здатністю до 1 нм [103–105].

Одним із основних параметрів при отриманні зображень за допомогою SEM є прискорююча напруга. В залежності від величини якої дані отримуються або з поверхневого шару, або з об'єму зразка. При забезпеченні високого значення прискорюючої напруги електронний пучок проникає в об'єм зразка (рис. 2.5), проте роздільна здатність отриманого зображення погіршується.

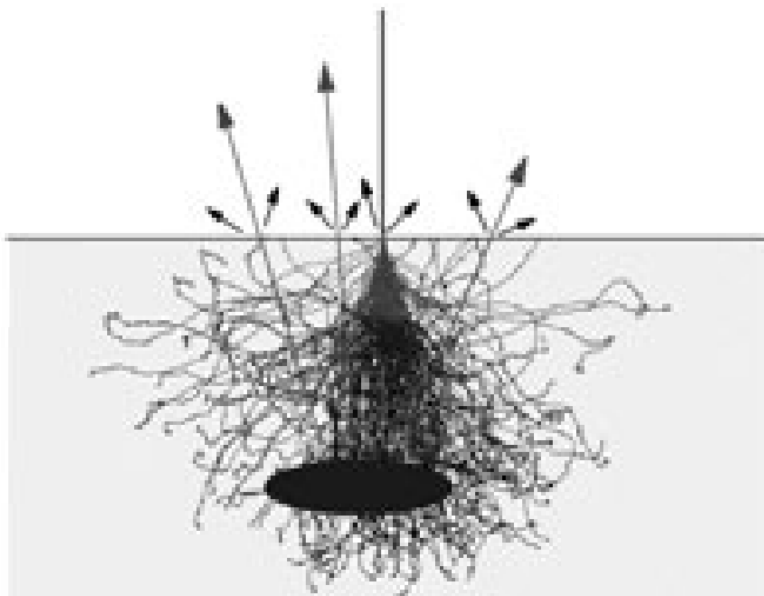


Рис. 2.5. Отримання структурної інформації при дослідженні поверхні

Тому для вивчення поверхні отриманих зразків та їх хімічного складу проведено дослідження з використанням сканувального електронного мікроскопу T-Scan та приставки для хімічного аналізу Oxford X-Max 50 за наступних параметрів: прискорююча напруга 3 кВ і 10 кВ, час витримки 3 с, відстань від зразка до краю фокусуєної системи 13 мм, розмір області фокусування 98 нм. Дослідження за низької прискорюючої напруги (3 кВ) дозволили отримати зображення поверхні зразка з високою роздільною здатністю, тоді як дослідження за напруги 10 кВ надали інформацію з об'єму зразка.

ДРОН-3М Рентгеноструктурний аналіз зразків проводився за допомогою дифрактометра рентгенівського випромінювання ДРОН-3М, який

призначений для проведення широкого круга рентгеноструктурних дослідів різноманітних кристалографічних матеріалів.

Вимірювання відбувалися за напруги $U = 29$ кВ, сили струму $I = 25$ мА та кроці в $0,1^\circ$, змінним параметром був час експозиції. Рентгенограми отримували у випроміненні $\text{Cu } K_\alpha$.

Металографія Горизонтальний металографічний мікроскоп МІМ–8М призначений для дослідження мікроструктури металів і інших непрозорих зразків в світлому полі при прямому та косому освітленні, а також в темному полі і поляризованому освітленні. Для отримання косого освітлення об'єкту апертурну діафрагму можна переміщати перпендикулярно до осі освітлювача. Крім того, діафрагму можна обертати навколо осі освітлювача. Для відліку величин переміщення діафрагми на її оправі знаходиться шкала і індекс.

Для безпосереднього спостереження мікроскоп має монокулярну та бінокулярну насадки – $\times 2,5$. Набір ахроматичних та апохроматичних об'єктивів забезпечує збільшення мікроскопу в наступних межах: при візуальному спостереженні – від $\times 100$ до $\times 1350$, при фотографуванні – від $\times 45$ до $\times 2000$.

Збільшення зображення об'єкта при різних збільшеннях об'єктива визначалось за допомогою шкали об'єкт-мікрометра. Об'єкт-мікрометр являє собою скляну пластинку з нанесеною на неї шкалою. Довжина шкали дорівнює 1 мм і розділена на 100 частин. Таким чином одна поділлка шкали дорівнює 0,01 мм.

Методика дослідження електричних характеристик. Для вимірювання вольт-амперних характеристик на отриманих тунельних переходах використовувався чотирьохзондовий модифікований метод вольтметра-амперметра, а саме з двома вольтметрами, спряженими з комп'ютером. Один вольтметр (V_1) вимірював падіння напруги в колі, інший зміну напруги (V_2) – на додатковому, заздалегідь відомому опорі R_d . Додатковий опір необхідний для того щоб збільшити опір вольтметра, для поліпшення його чутливості. Характеристики вольтметрів наведені в табл. 2.4.

Таблиця 2.4. Характеристики вольтметрів

| Вольтметр | Діапазон, В | Роздільна здатність, мВ | Точність, % |
|-------------------|-------------|-------------------------|-------------|
| UT60E (V_2) | 0,4 | 0,1 | $\pm 0,8$ |
| | 4 | 1 | |
| АМ-1118 (V_1) | 0,6 | 0,1 | $\pm 3,0$ |
| | 6 | 1 | $\pm 1,0$ |

Схема електричного кола, в який розміщувався зразок, зображено на рис. 2.6. Крім двох вольтметрів, за допомогою яких проводилось вимірювання струму і прикладеної напруги в колі, на схемі присутній реостат R . За допомогою нього регулювалась напруга в колі від 0 до 3 В, виходячи із міркувань щодо необхідної напруги для спостереження негативного диференційного опору та розрахунку напруги пробою для даного діелектрика при відповідній товщині. Присутній також перемикач, за допомогою якого змінюється полярність напруги, що необхідно за умовами експерименту. В досліджуваних зразках в якості верхнього та нижнього металу використовувались відмінні за своїми фізичними властивостями феромагнетики. Тому, змінюючи полярність напруги, змінюється інжекторний метал. Оскільки для отриманих зразків характерні високі значення опору, порядку 10^6 Ом, вимірювання струму в колі проводилось не напряму, а через падіння напруги на додатковому відомому опорі R_d . Його величина не перевищувала 10% від загального опору в колі і підбиралась індивідуально для кожного отриманого зразка в залежності від опору на досліджуваних переходах. Величина додаткового опору складала 22 кОм, 100 кОм, 300 кОм або 1 МОм.

Вимірювання вольт-амперних характеристик проводилось наступним чином: за допомогою реостата R збільшувалась напруга від 0 до 3 В зі швидкістю 50 мВ/с, після досягнення максимальної напруги в колі її

аналогічно, з такою ж швидкістю, зменшували до 0, змінювали полярність та повторяли процедуру.

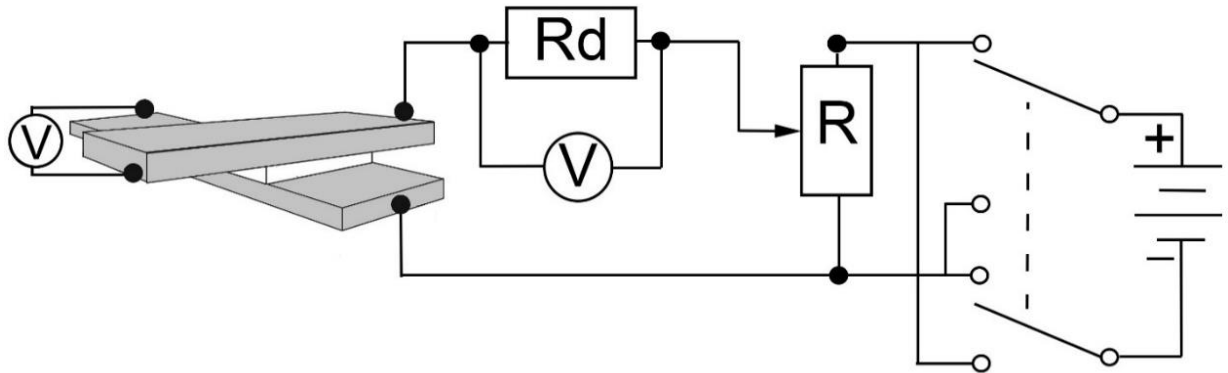


Рис. 2.6. Електрична схема для вимірювання опору тонкоплівкових структур

Дані із вольтметрів безперервно записувались на комп'ютері з частотою 1 раз на секунду. Результати вимірювань напруги, отримані із вольтметра на додатковому опорі, за законом Ома переводились в силу струму. Зіставивши їх в часі з даними напруги, отриманими на вольтметрі, підключеному до зразка, будувалась вольт-амперна характеристика досліджуваного переходу.

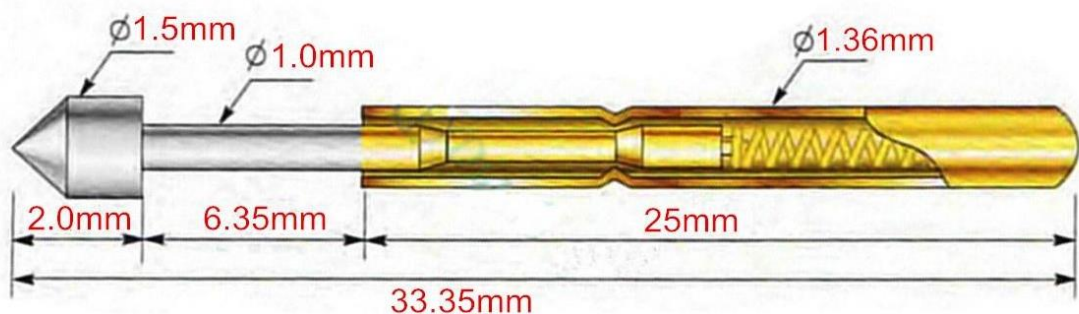


Рис. 2.7. Підпружинюючий зонд для підведення струму до контактів зразка

Для забезпечення якісного сигналу контакти вольтметрів фіксувались за допомогою спеціальних зажимів, що унеможливлювало погіршення контакту під час вимірювання. Для підключення зразка використовувались підпружинюючі зонди із позолотою (рис. 2.7), для яких попередньо проводився процес механічного згладжування наконечника мікронним шліфпапером, щоб унеможливити механічні пошкодження поверхні зразка.



Рис. 2.8. Забезпечення контакту зонда з наноплівкою при вимірюванні вольт-амперних характеристик

Отриманий зразок складається з матриці 16-ти переходів, на яких проводяться вимірювання, тому необхідно забезпечити можливість зміни положення підпружинюючих зондів для дослідження різних напорошених контактів. Для цього зразок розміщувався на підставку із фторопласта (рис. 2.8), в якій на певній відстані зроблено отвори з різьбою. За допомогою гвинтів, що вкручувались в підставку, контролюється висота підпружинюючих зондів і щільність контакту з робочою поверхнею зразка. А плече, що створюється між зондом і гвинтом надає можливість підведення до різних переходів отриманого зразка.

Для вимірювань температурної залежності електричних властивостей отриманого зразка використовувався рідкий азот, який знаходився у спеціальному посуді (термосі). Для занурення зразка в посуд було виготовлено

підставку із фторопласту діаметром 5 см, яка функціонує аналогічно вище описаній системі з додатковим отвором, в якому закріплювалась термопара.

2.4 Отримання та підготовка зразків на напівпровідниковій підкладці

Для встановлення впливу вуглецю на зонні властивості заліза за відповідних умов легування проведено дослідження електричних властивостей наноплівок заліза та заліза, легованого вуглецем, при контакті з напівпровідником. В якості напівпровідника використовували підкладки двох типів: КЕФ - монокристалічний кремній, легований фосфором - дана система має *n*-тип провідності; і КДБ - монокристалічний кремній, легований бором - система має *p*-тип провідності. Перед напорошенням металу з поверхні підкладки видалявся окисний шар SiO_2 в 90% плавиковій кислоті. Для цього підкладка фіксувалась спеціальними щипчиками з керамічними наконечниками і поміщалась в посудину з кислотою на одну хвилину з подальшим очищенням в дистильованій воді. Процедура повторювалась двічі.

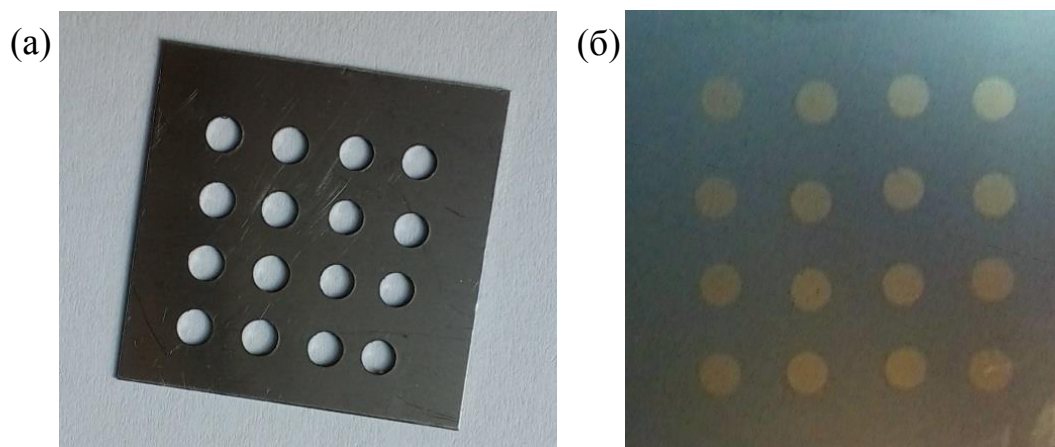


Рис. 2.9. Отримання контактів заліза і заліза, легованого вуглецем на кремнієвих підкладках,: а) маска через яку відбувалось напорошення б) зразок після напорошення

Після очищення поверхні підкладки від окисного шару вона розміщувалась на спеціальному диску для зразків в камері вакуумної установки ВУП-5М. Попередньо на напівпровідникові підкладки закріплювались маски для напорошення контактів, що представляють собою металічну пластину із нержавіючої сталі товщиною 0,5 мм, в якій зроблено 16 отворів діаметром 2 мм на відстані 3 мм один від одного (рис. 2.9, а).

Напорошення контактних майданчиків з чистого заліза і заліза, легованого вуглецем, проводили електронно-променевим методом. Для забезпечення відмінності в структурі досліджуваних контактів перед розпорошенням тонкого шару вуглецю на поверхню підкладки два крайніх вертикальних рядка отворів (зліва і справа) закривали суцільною маскою з металевої фольги. Наступний етап напорошення шару заліза товщиною 20-30 нм через аналогічну маску поверх вуглецю. Швидкість розпорошення складала 1-2 нм/хв. Після цього проводився відпал за температури 600 К протягом 30 хвилин для забезпечення дифузії вуглецю в залізо.

Відомо, що вуглець в кремній дифундує по механізму заміщення, тому коефіцієнт дифузії низький і зазвичай вимірюється за високих температур. В роботі [122] вказано, що при температурі 1300 К він складає 10^{-15} м²/с. За формулами, представленими в роботі [123], розраховано коефіцієнт дифузії вуглецю в залізо за аналогічних температур:

$$D = 8,27 \times 10^{-7} e^{\sqrt{\frac{-50}{RT}}} \quad (2.2)$$

В результаті бачимо, що коефіцієнт дифузії вуглецю в залізо на 7 порядків вище, ніж в кремній [123], тож, можна вважати, що вуглець проникає тільки в залізо, а не в кремній. Останнім етапом виготовлення зразка було розпорошення заліза товщиною 80-100 нм через маску (рис. 2.9, а) на всі контакти. Схематично отриманий зразок має наступний вигляд (рис 2.10).

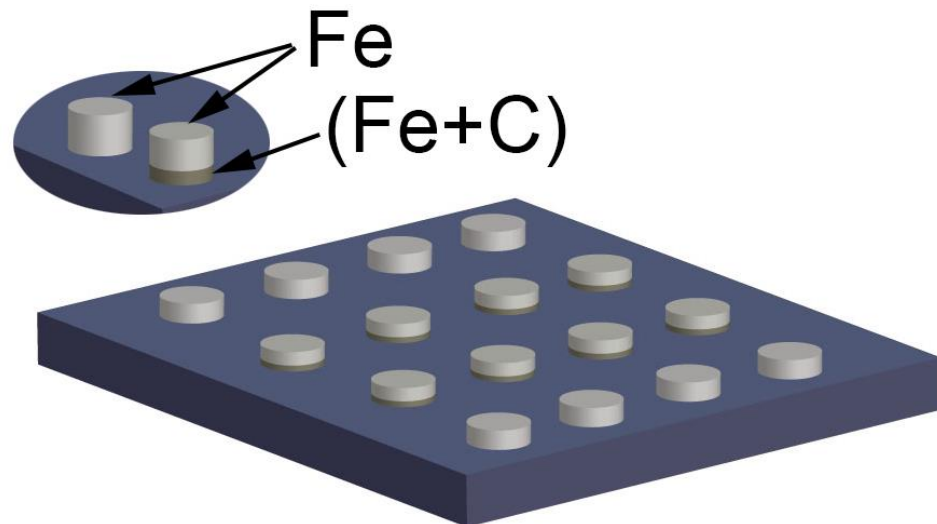


Рис. 2.10. Схема контактів Fe і (Fe+C) на напівпровідниковій підкладці

2.5 Ідеальний контакт метал – напівпровідник

В літературі контакти метал - напівпровідник зустрічаються нерідко, оскільки вони знайшли широке застосування у радіoeлектроніці, як зовнішній вивід напівпровідникових приладів і в якості швидкодіючих діодів. Відповідно розрізняють непрямою омичний контакт, вольт-амперна характеристика якого відповідає закону Ома і прямою омичний контакт метал - напівпровідник, який часто називають бар'єром Шотткі, для якого характерна нелінійна вольт-амперна залежність, аналогічна ВАХ $p-n$ переходу [120]. Відмінність в електрофізичних властивостей цих контактів пов'язана з відношенням роботи виходу для електронів в металі до роботи виходу електронів із напівпровідника відповідного типу електропровідності. В результаті можливо чотири випадки (рис. 2.11, рис. 2.12), де W_s і W_m – роботи виходу електронів в напівпровіднику і металі відповідно, $(E_F)_m$ і $(E_F)_s$ – енергія Фермі в металі і напівпровіднику, E_v – валентна зона, E_c – дно зони провідності, $q\Phi_i$ – контактна різниця потенціалів (бар'єр Шотткі)

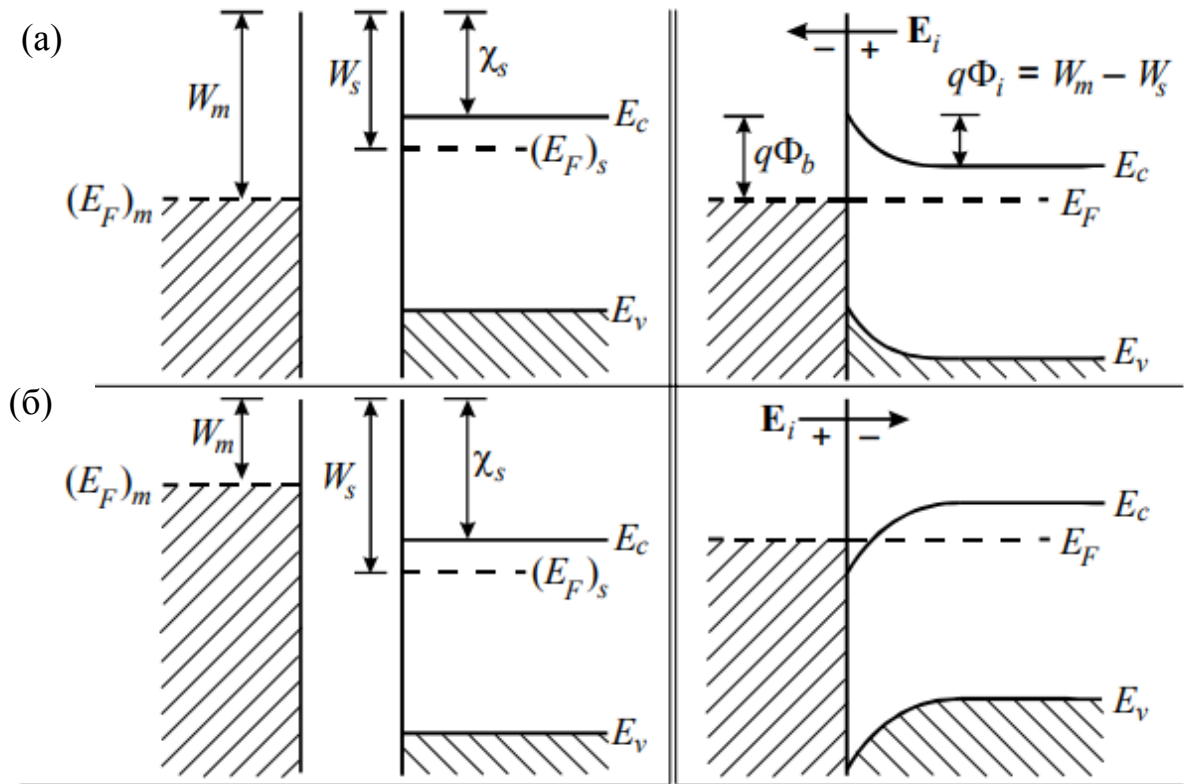


Рис. 2.11. Зонна діаграма метала і напівпровідника n -типу електропровідності, зліва до електричного контакту, справа – після контакту і встановлення рівноважного стану

Якщо робота виходу W_m електронів із метала більше роботи виходу W_s із напівпровідника, то електрони з більшою ймовірністю будуть переходити із напівпровідника в метал. Це призводить до утворення збідненого електронами приконтактного шару в напівпровіднику n -типу провідності (рис. 2.11, а). В напівпровіднику p -типу провідності утворюється збагачений дірками шар (рис. 2.12, а). Якщо відношення роботи виходу протилежне, то електрони переходять із метала в напівпровідник. В результаті в напівпровіднику n -типу електропровідність утворює збагачений електронами шар (рис. 2.11, б), а в напівпровіднику p -типу – збіднений дірками шар (рис. 1.13, б) [121].

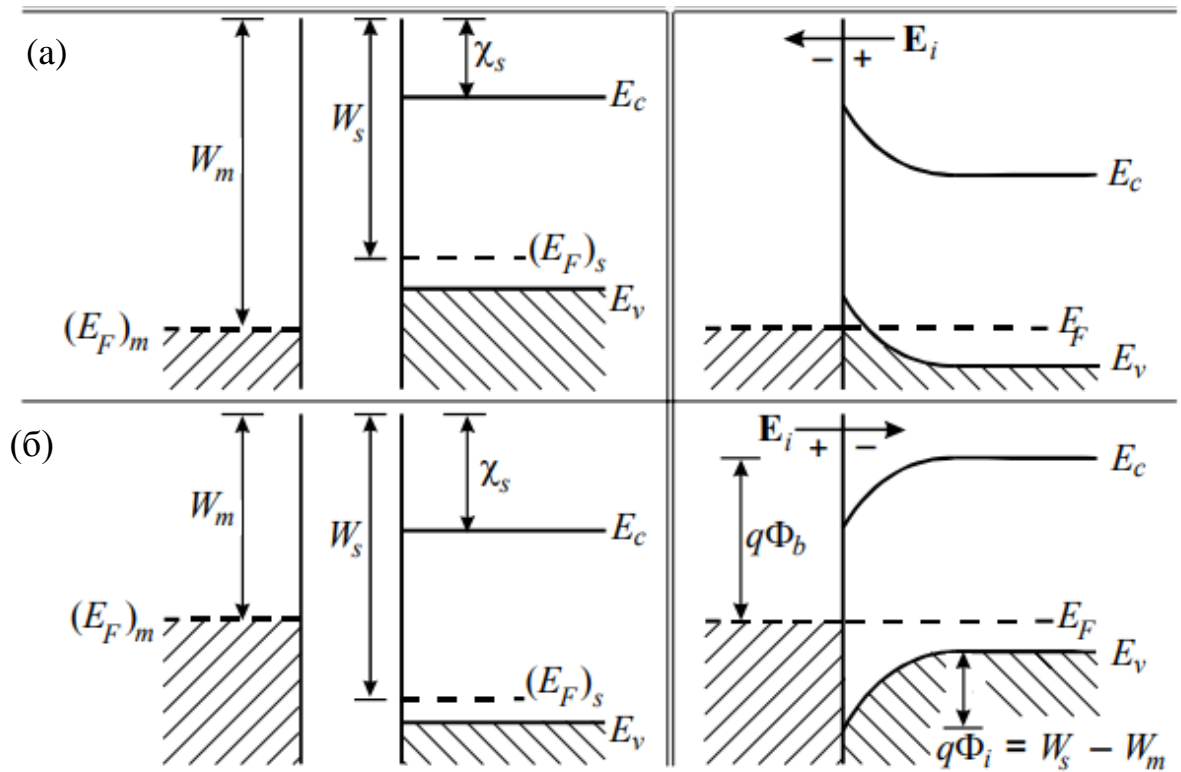


Рис. 2.12. Зонна діаграма метала і напівпровідника *p*-типу електропровідності, зліва до електричного контакту, справа – після контакту і встановлення рівноважного стану

В результаті для випадків (рис. 1.11, а) та (рис. 1.12, а) спостерігаються умови для виникнення випрямляючого контакту, оскільки при прикладанні зовнішньої напруги буде змінюватись висота потенціального бар'єра, змінюючи тим самим умови для проходження носіїв заряду через контакт.

2.6 Методика дослідження електричних властивостей контакту метал – напівпровідник

Оскільки зразок представляє із себе наноплівку, то вимірювання електричних параметрів системи напряму тестером неможливо через ризик пошкодити поверхню плівки. Тому було сконструювано наступну установку (рис. 2.13).

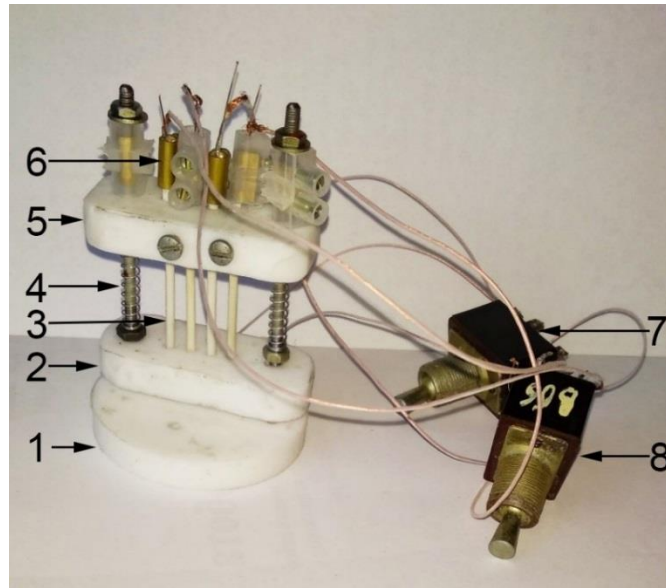


Рис. 2.13. Установка для вимірювання опору отриманих контактів

В якості підвідних зондів використовувався дріт діаметром 100 мкм із молібдену, оскільки даний метал не проявляє дифузійних чи окислювальних процесів за кімнатної температури. Для того щоб забезпечити більшу площу контакту і не пошкодити поверхню отриманого зразка, підвідні зонди додатково заокруглювались на кінцях. Заокруглена область попередньо полірувалась шліфувальним папером з зернистістю в 10-20 мкм і на полірувальному крузі протягом однієї хвилини. Молібденові дроти розміщались в порожнистих циліндрах із кераміки (3), яка, зазвичай, використовується в якості ізоляційного матеріалу при виготовленні нагрівачів, відведення контактних виводів термопар, тощо, тобто виробів, що працюють в умовах великого діапазону температур. Розміщення молібденових проводів у керамічних циліндрах унеможливлювало їх контакт між собою і забезпечувало відцентрування при вимірюванні. Каркас конструкції складається із трьох елементів із фторопласту. Нижній (1) виконує роль підставки, на яку розміщується зразок і представляє собою круг діаметром 5 см, так щоб конструкцію можна було помістити в термос для рідкого азоту при проведенні експериментів за низьких температурах. Площадка (2) із фторопласту є рухомою частиною для забезпечення підпружинювання (4)

контакту і виконує роль відцентрування підведених контактів. На площадці (5) закріплювались циліндри за допомогою невеликих гвинтів. В верхній області до молібденових проводів підводились звичайні мідні проводи з ізоляцією і контакт забезпечувався механічно (6). В результаті отримана конструкція представляє собою звичайний двозондовий метод, де за допомогою першого перемикача (8) контролюється, між якими парами контактів відбувається вимірювання. Другий перемикач (7) змінює полярність прикладеної напруги в отриманому електричному колі, що необхідно при дослідженні контакту метал-напівпровідник.

Вимірювання ВАХ отриманих контактів проводилось двозондовим методом з використанням конструкції з підпружнюючими контактами (рис. 2.8), яка підключалась в електричний ланцюг (рис. 2.14). Різниця потенціалів прикладалась між напорошеними плівками, в результаті струм протікав через пару досліджуваних плівок та поверхню напівпровідникової підкладки, тим самим забезпечуючи контакт метал-напівпровідник.

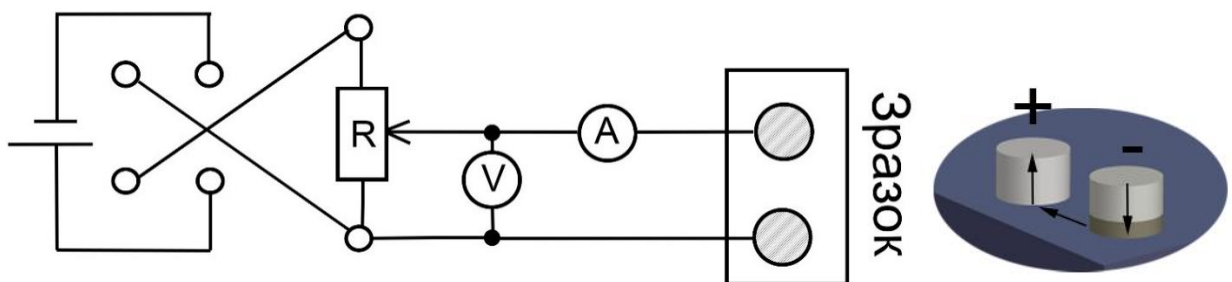


Рис. 2.14. Схема для вимірювання вольт-амперних характеристик отриманих контактів системи метал-напівпровідник-метал з домішками

За допомогою резистора R контролювалась напруга в колі, яка вимірювалась вольтметром V , перемикачем змінювалась полярність. Струм, що протікає через зразок, вимірювався амперметром A . Вольтметр і амперметр були спряжені з комп'ютером, на якому записувались відповідні значення струму і напруги з періодичністю в одну секунду.

2.7 Підсумок до другого розділу

В рамках дисертаційної роботи досліджуються електрофізичні властивості систем, які відносяться до класу магнітних тунельних переходів, що складаються із двох феромагнетиків, розділених діелектриком. На сьогодні при дослідженні таких систем обираються складні феромагнітні сполуки розділені шаром діелектрика в декілька атомних періодів. Проте необхідність врахування зонної будови досліджуваної системи, проведення розрахунків та можливі методики отримання і дослідження зразків сприяє вибору класичної тришарової системи з використанням типових феромагнетиків. В даному розділі обґрунтовано вибір матеріалів, розглянуто їх властивості та описано методику отримання зразків основуючись на поставлених задачах.

Реалізовано чотирьохзондовий метод дослідження електрофізичних властивостей, використовуючи модифікований метод вольтметра-амперметра з двома вольтметрами, спряженими з комп'ютером. Чутливість вимірювання низьких значень струму забезпечується використанням додаткового опору, що обирається в залежності від опору досліджуваного контакту. Технологія отримання зразків забезпечує можливість дослідження 16-ти переходів однієї системи матеріалів. Використання підпружинюючих контактів при вимірюванні дозволяє напряду вивчати електрофізичні властивості отриманих зразків без створення додаткових похибок, пов'язаних з припайкою чи приклеюванням контактних проводів.

Для визначення модифікації, в якій перебуває залізо в досліджуваних зразках, в аморфній чи кристалічній, проводили рентгеноструктурний аналіз на установці ДРОН-3М. Вивчення поверхні отриманих зразків та хімічного складу досліджувалось з використанням скануючого електронного мікроскопу T-Scan та приставки для хімічного аналізу Oxford X-Max 50. Завдяки металографічному аналізу отримано інформацію про процеси на поверхні досліджуваних контактів.

Для визначення впливу вуглецю на зонні властивості заліза за відповідних умов легування обрано метод дослідження електричних властивостей контакту метал–напівпровідник. Методика підготовки напівпровідникових підкладок, умови напорошення відповідного контакту та дослідження його електричних властивостей детально описано в даному розділі.

РОЗДІЛ 3

ЗМІНА ТИПУ ПРОВІДНОСТІ В СИСТЕМІ МЕТАЛ – ДІЕЛЕКТРИК – МЕТАЛ

В даному розділі представлені експериментальні результати отримання ділянки з негативним диференційним опором на вольт-амперних характеристиках системи метал-діелектрик-метал з використанням різних феромагнетиків в якості верхнього та нижнього металічного шару. Для отримання даної ділянки в систем з однотипними металами запропоновано і реалізовано можливість забезпечення відмінностей зонної структури системи за умови легування одного із шарів вуглецем. Проаналізовано зміну опору такої системи при постійній напрузі, як результат електроміграції легуючого елементу. Продемонстровано, що випрямлячі властивості, характерні для провідності діоду Шотткі, можливо отримати для системи Fe/MgO/Fe, досліджуючи вольт-амперні характеристики після тривалого знаходження зразка в атмосфері за кімнатної температури.

3.1 Постановка задачі та експеримент

В параграфі 1.3 детально розглянуто сучасні підходи до створення комірок пам'яті на основі МТІ з додатковим напівпровідниковим елементом, вольт-амперна характеристика якого містить ділянку з негативним диференційним опором [34,35,42]. Розглянуто ряд робіт, де для МТІ-систем при моделюванні певних умов, використовуючи першопринципні розрахунки, на ВАХ проявлялась область з НДО [66,69-71]. Ряд експериментальних результатів [60-62], отриманих нещодавно, повідомляють, що МДМ системи з благородних металів проявляють ефект негативного диференційного опору. Однією із причин проявлення даного ефекту є утворення тонких ланок провідності в діелектрику. У роботі [106] детально розглянуто теоретичні передумови для виникнення ділянки з НДО на ВАХ МТІ. Як приклад там

розглядається система $\text{Fe}/\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Fe}$. Проте використання в якості діелектрика кристалічного MgO демонструє ліпші показники спряженості ґраток порівняно з аморфним Al_2O_3 . Завдяки цьому зменшуються механічні напруження між шарами плівок та кількість дефектів, що призводить до збільшення значення тунельного струму, коефіцієнту спінової поляризації [24] та, в результаті, TMR.

На сьогодні при дослідженні MTJ-систем вивчають складні системи з почергово розміщеними більш, ніж 3-шарами, використовують складні феромагнітні сполуки і малі товщини в декілька атомних періодів. В нашому випадку використовувалась тришарова структура з типовими феромагнетиками, розділених діелектриком. Це дозволило зменшити кількість параметрів для розрахункової частини і спростити експеримент. Використання різних металів Ni, Co, Fe в якості феромагнетиків забезпечувало відмінності в енергетичних властивостях зонної структури нижнього і верхнього шарів металу, що є однією з умов [106], необхідних для того, щоб на ВАХ утворювалась область з НДО.

Додавання домішок також впливає на положення рівня Фермі, якщо при цьому зміниться локальна концентрація електронів. Так, в роботі [107] розрахунковим шляхом показано, що збільшення вмісту вуглецю в залізі може понизити рівень Фермі. Тому один із зрізків, який вивчався в рамках дослідження, складався із двох шарів заліза, проте нижній був попередньо легований вуглецем. Завдяки відпалу забезпечено дифузію легуючого елементу в вузьку приповерхневу область металу.

Із зазначеного в параграфі 1.3 відомо, що використання додаткового напівпровідникового пристрою із НДО разом із MTJ-системою поліпшує TMR характеристики та позитивно впливає на властивості комірок пам'яті. Тому отримання спадної ділянки струму в самій MTJ-системі дало би не тільки можливість спростити схему, позбавившись від додаткового напівпровідникового елементу, а відкрило би ряд нових унікальних властивостей в MTJ-системах, про можливість яких поки що відомо тільки з

теоретичних робіт. Так, на сьогодні не повідомлялось про експериментальні результати, в яких вдалось отримати НДО на вольт-амперних характеристиках системи феромагнетик – діелектрик – феромагнетик крім тих, що були отримані в нашому відділі інституту [108].

Аналізуючи гіпотезу, запропоновану в роботі [106], що негативний диференційний опір проявляється в результаті зниження рівня Фермі одного із металів нижче середини забороненої зони діелектрика, було обрано механізм легування одного із металів домішкою, яка забезпечила би такі зміни в зонній структурі системи. Основуючись на даних, представлених в роботі [107], в якості легуючого матеріалу обрано вуглець.

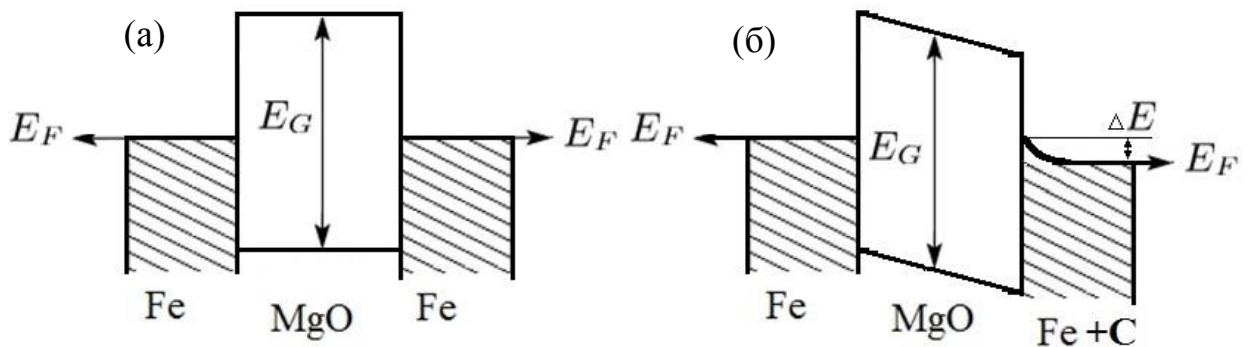


Рис. 3.1. Потенціальна діаграма тришарової наноплівкової структури Fe/MgO/Fe: а) з чистими матеріалами, б) після взаємодії домішок з одним із шарів металу; E_F – енергія Фермі, E_G – ширина забороненої зони

Зонна будова для чистих матеріалів Fe/MgO/Fe схематично має вигляд, зображений на діаграмі (рис. 3.1, а), на якій енергія Фермі заліза розташовується посередині забороненої зони MgO. Зміщення положення рівня Фермі, про яке говорилось вище, можна досягнути введенням вуглецю в інтерфейс між шарами MgO і Fe з подальшим дифузійним відпалом, що забезпечить його міграцію в поверхневий шар металу. В такому випадку рівень енергії Фермі в залізі з вуглецем знижується на величину $\Delta E \sim 2$ eV, що досліджено в 4 розділі. Оскільки в отриманій структурі лише один із шарів

заліза легований домішками, то це призведе до пониження енергії Фермі відповідного з контактів, що наведено на потенціальній діаграмі системи Fe/MgO/(Fe+C) (рис. 3.1, б).

Виготовлення багатошарової наноплівкової системи Fe/MgO/(Fe+C) виконували послідовним напорошенням відповідних елементів через маски на підкладку з ситалу типу СТ 50-2 за допомогою електронно-променевого розпорошення в установці ВУП-5М. Вуглець, який використовувався в якості домішки, розпорошувався товщиною декілька нанометрів одразу після першого феромагнітного шару з подальшим відпалом за температури 600 К з витримкою в часі 30 хв. для забезпечення дифузії вуглецю у залізо. На сформований шар послідовно напорошували шари діелектрика (6,5 нм) та заліза (25 нм). В результаті отримували матрицю з 16 контактів. Вимірювання електричних властивостей отриманих контактів проводилось чотирьохзондовим методом вольтметра-амперметра з двома вольтметрами, спряженими з комп'ютером.

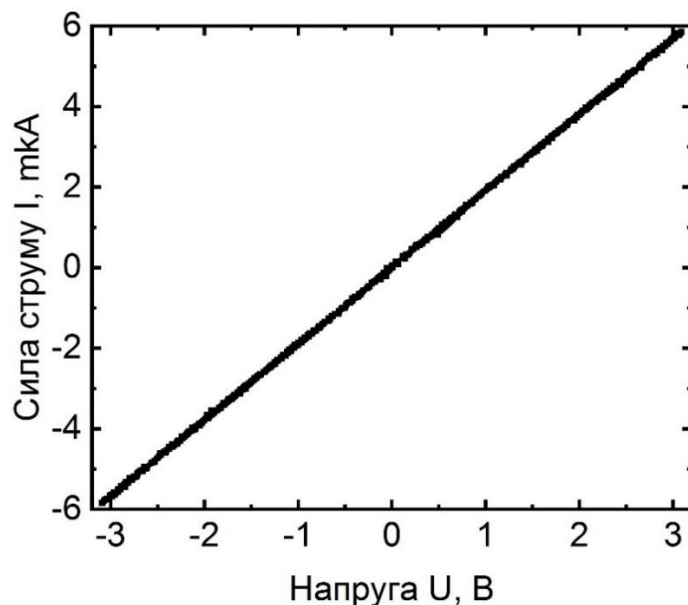


Рис. 3.2. Вольт-амперна характеристика еталонного опору, отримана в процесі апробації вимірювальної схеми

Для перевірки відповідності установки умовам експерименту проведено апробацію вимірювальної схеми на еталонному резисторі, опір якого співрозмірний з опором отриманих контактів. Вимірювання струму проводились за зміни напруги від -3 В до 3 В протягом трьох раз. Як видно з представленого на рис. 3.2 графіку, всі точки лягають на одну пряму лінійної залежності. Це означає, що всі результати, отримані при дослідженні електричних властивостей зразків, пов'язані із фізичними процесами в самих зразках, а не із методикою вимірювання, чи похибкою пристроїв.

3.2 Електрофізичні властивості тришарової структури Fe/MgO/Fe, легованої вуглецем

Досліджувана МДМ структура являє собою тришарову наноплівку, що складається з двох шарів феромагнетика (заліза), розділених шаром діелектрика MgO. Перший напорошений шар заліза складає 40 нм і містить струмопровідні домішки, другий шар заліза – 25 нм і між ними шар діелектрика – 6,5 нм. Додатковий опір, що використовувався в електричному колі при вимірюванні вольт-амперних характеристик складав 22 кОм. Типовий вигляд ВАХ отриманий з одного із контактів досліджуваного зразка представлено на рис. 3.3.

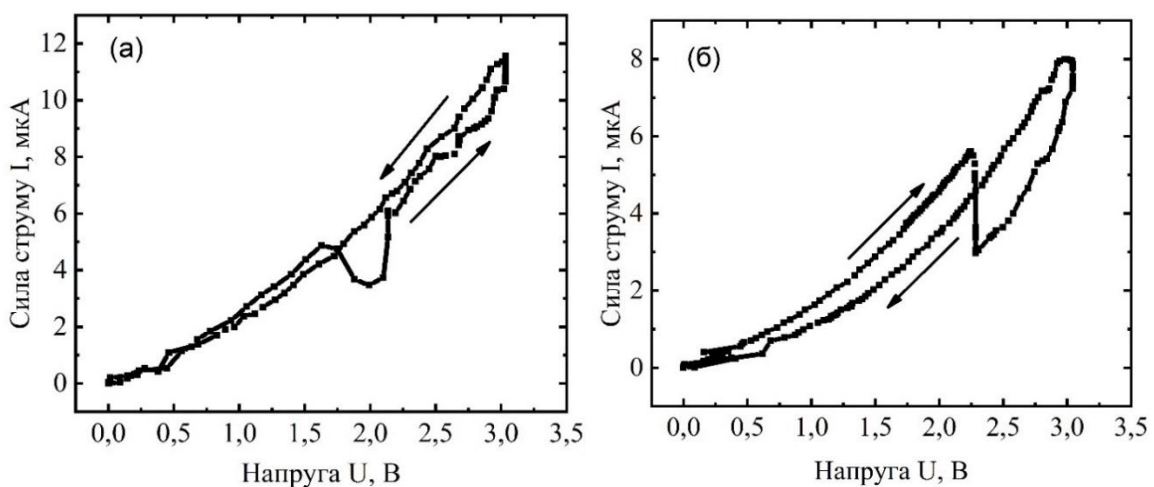


Рис. 3.3. ВАХ тришарової МДМ структури Fe/MgO/(Fe+C) при: а) першому б) повторному вимірюванні

Як видно з наведеної ВАХ, в діапазоні 1.8 - 2.2 В спостерігаються ділянки з НДО *N*-типу. Щоб підтвердити аналітично наявність даної області і порівняти значення негативної диференційної провідності для отриманих ВАХ необхідно взяти першу похідну dI/dU і побудувати її залежність від напруги (рис. 3.4).

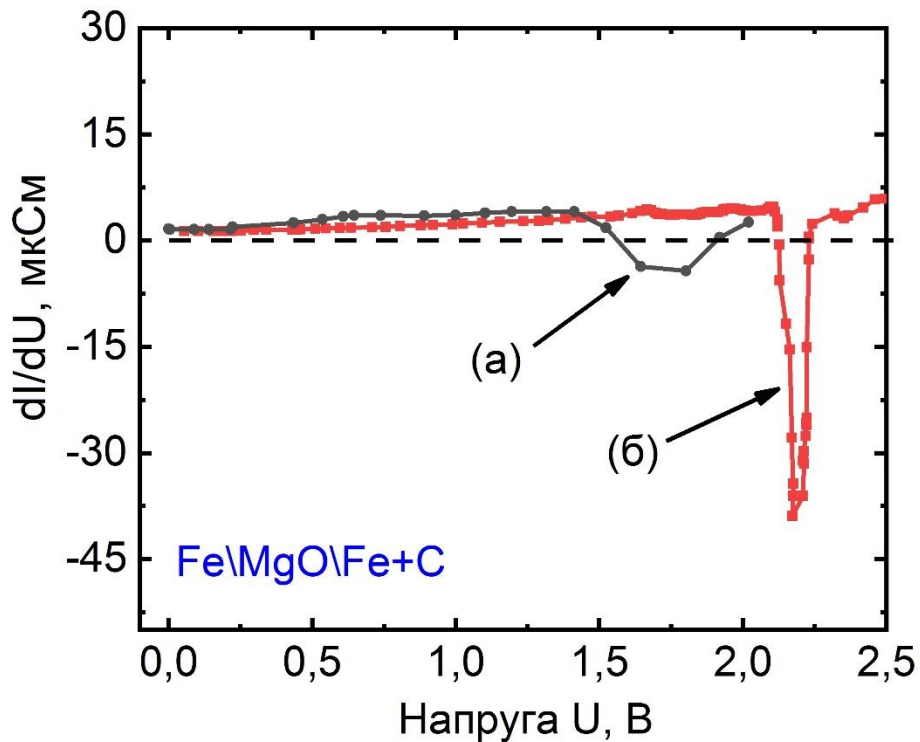


Рис. 3.4. Залежність диференційного струму dI/dU від напруги для системи Fe/MgO/(Fe+C) для залежностей рис. 3.3 (а) і (б)

З рис. 3.4 видно, що залежність диференційної провідності від напруги поступово зростає, що означає нелінійний характер вольт-амперної залежності. При певній напрузі відбувається падіння в від'ємну область провідності, що відповідає негативному диференційному опору. Для графіка (рис. 3.3, б) падіння більш суттєве, це пов'язано з тим, що в системі при вимірюванні відбуваються дифузійні процеси (параграф 3.3).

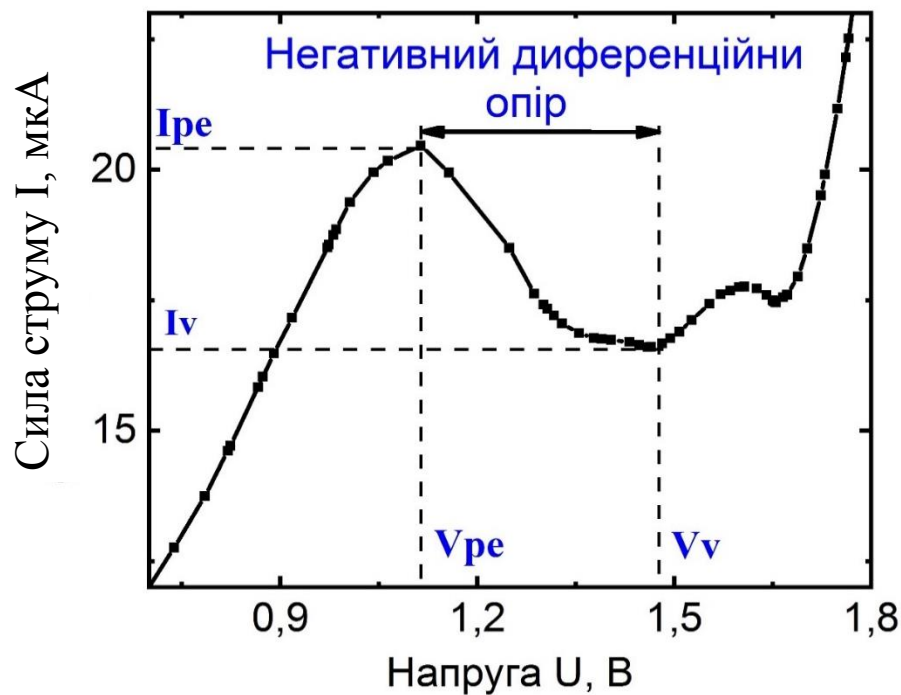


Рис. 3.5. Основні параметри для характеристики області з негативною диференційною провідністю

На прикладі ВАХ отриманої при дослідженні контактів системи Fe/MgO/Ni показано, як визначаються основні параметри для характеристики НДО в тунельних діодах (рис. 3.5). Мінімальний час переключення спостерігається в діодах з високим значенням peak-to-valley ratio (PVR), це відношення пікового значення сили струму (I_{pe}) перед початком спадаючої ділянки ВАХ до мінімального значення струму (I_v) після якого відбувається подальший ріст. Відповідно для того, щоб характеризувати отриману ділянку НДО, необхідно визначити такі параметри, як V_{pe} – значення напруги при піковому струмі, V_v – значення напруги, коли спадаюча ділянка ВАХ закінчується та I_{pe}/I_v – відношення максимального струму до мінімального на ділянці НДО. Дані параметри для отриманих залежностей системи Fe/MgO/(Fe+C) зведено до табл. 3.1.

Таблиця 3.1. Основні параметри ділянки НДО для ВАХ отриманих контактів системи Fe/MgO/(Fe+C)

| Параметри | Fe/MgO/Fe+C | |
|--------------|-------------|-------|
| № | (а) | (б) |
| V_{pe}, B | 1,52 | 2,12 |
| V_v, B | 1,92 | 2,22 |
| I_{pe}/I_v | 1,388 | 1,825 |

Проте дана область після ряду вимірювань зникає, а провідність самого переходу змінюється з тунельної на омичну. Причина такої деградації ВАХ МТІ-переходу може бути пов'язана з протіканням дифузійного перерозподілу домішок між феромагнетиком та діелектриком. Такий процес ймовірно стимульовано протіканням через перехід вимірювальних струмів, що призводить до зниження локальної концентрації домішки внаслідок електродифузійних процесів.

3.3 Електродифузійні процеси в плівці Fe/MgO/(Fe+C)

Відомо [109], що вуглець в залізі знижує загальну концентрацію вільних електронів. Тому в процесі електродифузії розповсюдження вуглецю в залізі призведе до зниження кількості носіїв струму і в результаті опір системи буде зростати. Про можливість протікання процесів електродифузії свідчить металографічний знімок переходу після зйомки ВАХ (рис. 3.6, б).

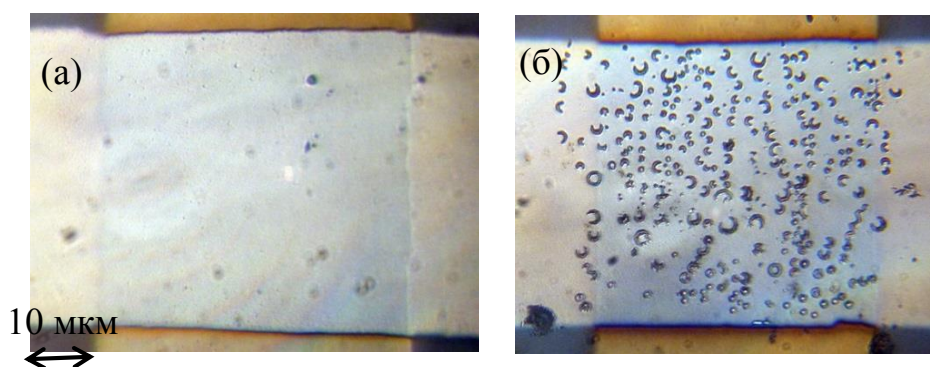


Рис. 3.6. Металографічний знімок одного з переходів: (а) після напорошення останнього шару заліза, (б) одразу після вимірювання ВАХ

Характерну пухирчатість на поверхні плівок одразу після протікання струму в роботі [110] пояснювали електродифузією домішок. Для перевірки електродифузійної природи було проведено експеримент, в якому досліджували зміну струму за постійною в часі прикладеною напругою. В результаті з часом струм поступово зменшується (рис. 3.7) і приймає стале значення після 260 с вимірювання. Це пояснюється проходженням дифузії вуглецю внаслідок його електроміграції у залізо на глибину, яка приблизно відповідає товщині плівки. Виходячи з часу вимірювання (260 с) та товщини плівки (~40 нм), розраховано ефективний коефіцієнт дифузії вуглецю в залізну плівку при протіканні струму за кімнатної температури: $D_{\text{eff}} = 2,66 \times 10^{-18} \text{ м}^2/\text{с}$. Така зміна струму не пов'язана з нагріванням, чи перемагнічуванням доменів металу, оскільки по завершенню вимірювання опір переходу зберігається.

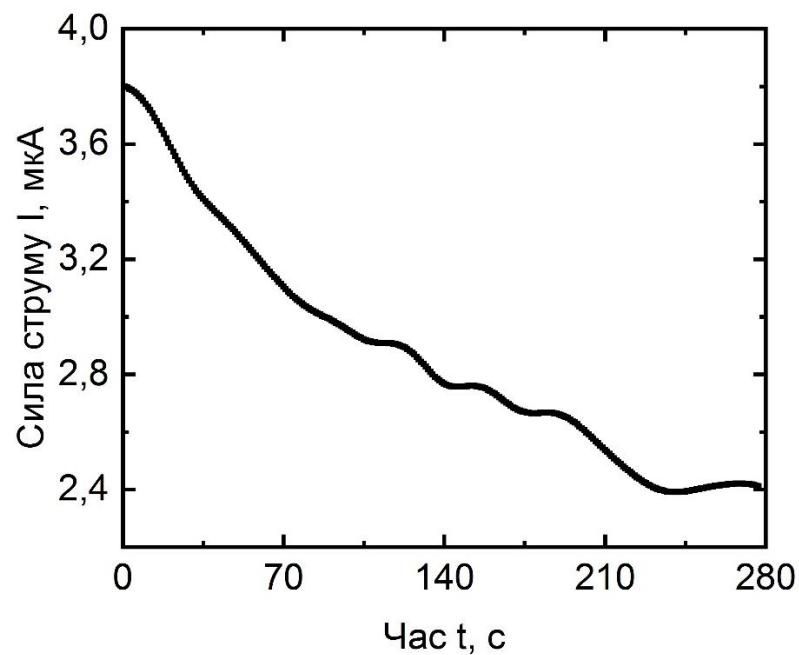


Рис. 3.7. Зміна сили струму з часом для одного із переходів Fe/MgO/Fe+C за підтримки сталої напруги 3 В

Вуглець в залізі має позитивний ефективний заряд [130], тому на його електроміграцію впливають два конкуруючі фактори: електричне поле, що відповідає полярності прикладеної напруги і стимулює його рух в напрямку

катоду, та «електронний вітер», який рухається в бік аноду. Електрони вітру зіштовхуються з іонами вуглецю і передають йому свій імпульс, зміщуючи його в напрямку власного руху. Експериментально встановлено, що в нашому випадку вуглець рухається в напрямку аноду, що можливо при наявності високої густини струму. Зазвичай процес електродифузії вуглецю в залізо в об'ємному зразку спостерігаються за густини струму $\sim 1,5 \cdot 10^3 \text{ А/см}^2$ [111]. В наноплівках густина струму для початку електродифузії може бути вища і складає $\sim 10^5 \text{ А/см}^2$ [112]. Проте на швидкість цього процесу можуть впливати і багато інших чинників: локальні перегріви провідників, структура плівки, її рельєф, типи і щільність дефектів [110]. Ширина доріжок в досліджуваному зразку складала 50 мкм, отже площа самого MTJ переходу становить $2,5 \times 10^{-5} \text{ см}^2$, що за оцінками відповідає середній густині струму при вимірюванні $J \sim 0,16 \text{ А/см}^2$. Згідно літературних даних, такої величини було би не достатньо для початку електродифузійних процесів. Цю невідповідність можна пояснити наявністю локальних ділянок провідності, які виникають в місцях з пониженою товщиною діелектрика (рис. 3.8), що можливо при отриманні тонких шарів в процесі напорошення діелектрика [135].

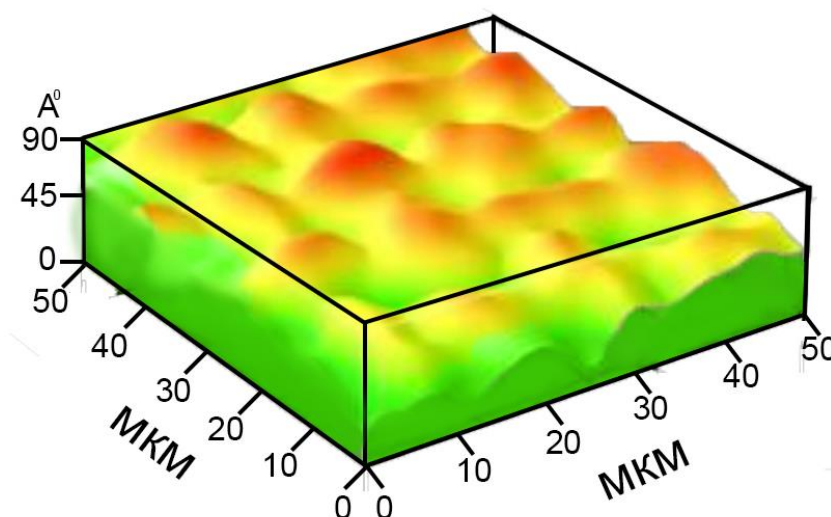


Рис. 3.8. Схематичне зображення неоднорідність товщини діелектрика на отриманому переході

Товщина напорошеного діелектрика контролювалась за зсувом резонансної частоти кварцового датчика, що знаходився поруч із зразком в процесі його отримання. Тому значення 6,5 нм є середнім по площі підкладки, а реальна товщина по поверхні МТІ переходу може коливатись в межах 3,5-9,5 нм. У такому випадку загальний тунельний струм досліджуваного контакту складається з суми потоків, кожен з яких відповідає площі локальної ділянки з певною товщиною діелектрика:

$$J = \frac{1}{S_1} I_1 + \frac{1}{S_2} I_2 + \frac{1}{S_3} I_3 + \dots + \frac{1}{S_n} I_n \quad (3.1)$$

де S_n – загальна площа областей провідності з відповідною товщиною в n атомних площин, I_n – величина струму через дану локальну область

Струм в досліджуваній системі має тунельну природу і проходить через бар'єр з оксиду магнію. Як відомо, величина тунельного струму має експоненціальну залежність від товщини діелектрика, зміна якої на один період ґратки (для MgO 4,2 Å), призводить до зміни величини струму на два порядки, тобто $I_1 \gg I_2 \gg I_3 \dots$. Це означає, що тунельний струм ефективніше протікає не крізь всю поверхню діелектрика, а вірогідніше через локальні області з найменшою товщиною. Тому можна знехтувати всіма членами рівняння (3.1) окрім одного з найменшою товщиною. Виходячи з порівняння середньої густини струму та густини струму, необхідної для забезпечення процесів електродифузії, площа таких областей повинна бути на 4-5 порядки нижчою за площу переходу і, відповідно, систему можна описувати як 1D чи 0D структуру. Враховуючи, що підкладка, на яку напорошувалась плівка, має певну шорсткість (0,032 мкм), поверхня плівки буде нерівномірною. Це призводить до наявності рельєфу та додаткових дефектів, що також сприяє внеску до транспортних явищ з дифузійними процесами.

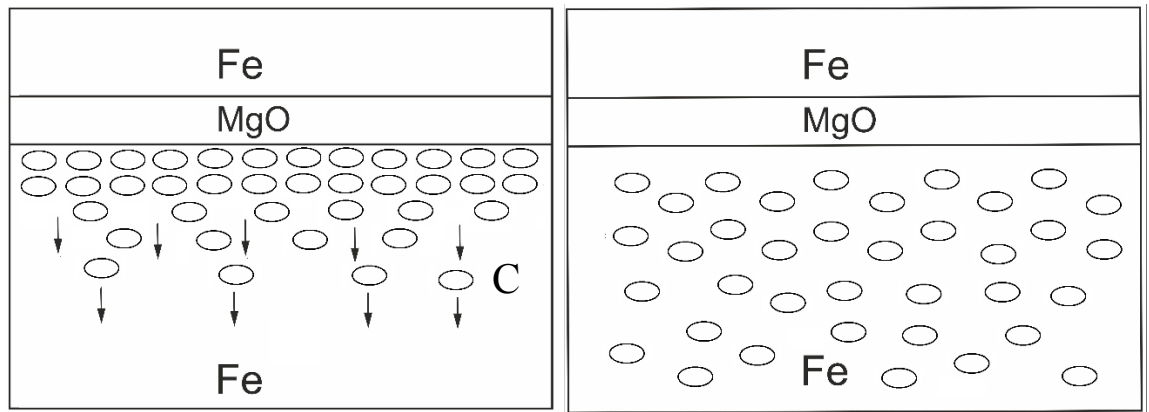


Рис. 3.9. Схематична ілюстрація електроміграції вуглецю в об'єм плівки заліза при вимірюванні струму

Отже, деградаційні процеси, що відбуваються у МТІ-переході з наявною областю з НДО на його ВАХ, можна пояснити наступним чином. Внаслідок протікання через МТІ-перехід локальних струмів, величина густини яких є достатньою для початку процесу електроміграції домішки, її концентрація на інтерфейсі поступово зменшується (рис. 3.9, а) і в результаті інтегрально розподіляється в шарі металу (рис. 3.9, б). Такий процес з кожним вимірюванням наближує ситуацію (рис. 3.1, б) до первинної енергетичної діаграми (рис. 3.1, а), внаслідок чого на ВАХ поступово зникає область з НДО і тип провідності змінюється на металічний.

Запобігти небажаному зниженню концентрації легуючої домішки, що забезпечує утворення НДО на ВАХ та може стабілізувати властивості МТІ, можливо введенням додаткових домішок або прошарків, що блокують небажані дифузійні процеси.

3.4 Розрахунок тунельного струму

Для того щоб пересвідчитись в тому, що струм, який протікає через отриманий перехід, є тунельним та розрахувати реальну товщину діелектрика, зроблено розрахунок тунельного струму за методикою запропонованою в роботі [106].

$$I(V) = 2e \frac{eV}{f(E_s, V)} P(E_s, 0, V), \text{ при } eV < E_F \quad (3.2)$$

$f(E_s, V)$ – функція яка враховує вклад електронів з ненульовим станом хвильового вектора $k_{||}$

$$f(E_s, V) = \frac{dh^2}{eV} \sqrt{\frac{2E_G}{m}} \left[\arcsin\left(\frac{2\varphi_c - 2E}{E_G}\right) - \arcsin\left(\frac{2\varphi_c - 2E - 2eV}{E_G}\right) \right] \quad (3.3)$$

$P(E_s, 0, V)$ - вираз для прозорості тунельного переходу, утвореного двома ферромагнітними металами, з різними ефективними електронними масами m_1 , m_2 і m_3 в електроді-інжекторі, бар'єрі і в електроді-приймачі, відповідно, отримане Братковським [80]:

$$P = \frac{16m_1m_3m_2^2k_1k_2k_b^2}{(m_2^2k_1^2 + m_1^2k_b^2)(m_2^2k_3^2 + m_3^2k_b^2)} \exp(-2k_b d) \quad (3.4)$$

де:

$$k_{1,3} = \frac{\sqrt{2m_{1,3}E_F}}{h} \quad k_b = \frac{\sqrt{2m_2\varphi_c}}{h} \quad (3.5)$$

В формулах (3.2) і (3.3) фігурують наступні параметри: d – товщина шару діелектрика, h – стала Планка, e – заряд електрона, V – напруга, E_G – ширина забороненої зони діелектрика, m – маса електрона, φ_c – висота потенціального бар'єра, E_F – енергія Фермі.

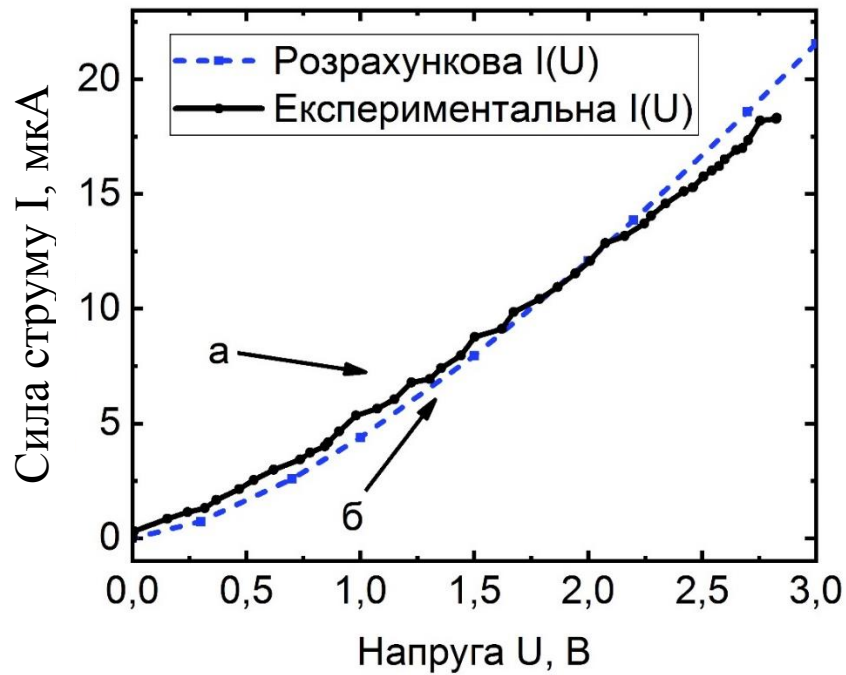


Рис. 3.10. Вольт-амперна характеристика тунельного струму системи Fe/MgO/(Fe+C): а) отримана експериментально; б) за підсумками розрахунків;

Для розрахунку тунельного струму досліджуваної системи використовувались такі значення параметрів рівняння: ширина забороненої зони діелектрика $E_G = 7,58$ eV, енергія Фермі метала $E_F = 11$ eV та ефективні маси електрона m в кожному із шарів $m_1 = 1,27m$, $m_2 = 0,4m$, $m_3 = 1,36m$, лівий феромагнітний шар, діелектрик та правий феромагнітний шар відповідно (рис. 3.1). В результаті отримали розрахунковий графік тунельного струму, який майже співпадає з експериментальними даними (рис. 3.10) за товщини діелектрика $d = 3,37$ нм. При збільшенні товщини діелектрика на одну міжатомну площину ($4,212$ Å), сила струму зменшується в 100 разів за напруги в 3 В. Це означає, що струм ефективніше протікає не крізь всю поверхню діелектрика, а вірогідніше через локальні області з найменшою товщиною. Виходячи з порівняння густини струму необхідної для стимулювання процесів електродифузії $\sim 10^4 - 10^5$ A/cm² та сили струму, при якій спостерігаються процеси електродифузії в отриманому зразку (рис. 3.6), можна зробити припущення, що локальна площа діелектрика з мінімальною товщиною на чотири порядки нижча за фактичну площу переходу. При таких розмірах

локальних ділянок провідності досліджувану систему можна вважати 1D структурою. Густина станів для них має принципово інший вигляд, ніж для 2D структури. Густину станів $g(E)$ можна записати наступним чином [113]:

$$g(E) = \frac{m}{2\pi\hbar^2 L_x} \sum_i \theta(E - E_i) \quad - \text{ для 2D структури} \quad (3.6)$$

$$g(E) = \frac{\sqrt{2m}}{\pi\hbar L_x L_y} \sum_i \frac{1}{\sqrt{(E - E_i)}} \quad - \text{ для 1D структури} \quad (3.7)$$

де, $g(E)$ – густина станів, m – ефективна маса електрона, E – енергія електронів, i – індекс підзони розмірного квантування, θ – функція Хевісайда

З приведених формул видно, що для 2D структури залежність концентрації електронів від енергії буде прямою лінією. Тоді як для 1D структури спостерігається спадаюча напівпарабола, що відповідає \sqrt{E}^{-1} . Для розрахунку тунельного струму в МДМ системах використовують формули в які не входить густина станів [114,115] наприклад модель J.G.Simmons [116]. Тоді як сила струму в тунельній мікроскопії вважається пропорційною густині станів. І при дослідженні 1D структур тунельним мікроскопом отримані графіки диференційної провідності dI/dV [117] схожі з отриманими в даній роботі на рис. 3.4. У монографії [118], автор, розглядаючи тунелювання між двома металами, що знаходяться в нормальному стані, приходить до висновку про те, що тунельний струм при малих напругах прямо пропорційний густині станів металевих обкладок $g_1(E)$ і $g_2(E)$:

$$I(V) = A g_1(E) g_2(E) eV \quad (3.8)$$

де A - константа, а V - напруга зсуву, прикладена до тунельного переходу

В роботах [60-62], при дослідженні матеріалів для резистивної пам'яті RRAM, в який отримується аналогічна структура метал-діелектрик-метал, тільки в якості металічних електродів замість феромагнетиків використовуються благородні метали: срібло, золото чи платина, показано, що утворення струмопровідних ланок в діелектрику призводить до спостереження області з НДО на вольт-амперних характеристиках. Результати, отримані при дослідженні системи Fe/MgO/(Fe+C) показують, що аналогічних результатів вдається досягти завдяки забезпеченню неоднорідності в товщині діелектрика при отриманні зразків.

3.5 Зміна типу провідності в тонкоплівковій МДМ системі

Як показано в параграфі 3.2, в результаті легування одного із шарів заліза вуглецем в системі Fe/MgO/Fe на ВАХ спостерігається область з НДО. Такий тип провідності характерний для тунельного діоду. Проте електродифузійні процеси, що відбуваються при протіканні струму призводять до того, що область з негативним диференційним опором зникає, а тип провідності змінюється на омичний. Важливо зазначити, що відпал який проводиться при виготовленні зразка і забезпечив дифузію вуглецю в приповерхневий шар заліза є важливим етапом. При дослідженні контактів для яких, після напорошення вуглецю, не проводився подальший відпал ВАХ має типовий тунельний характер (рис. 3.11). Аналогічний тип провідності спостерігається при дослідженні контактів системи Fe/MgO/Fe (рис. 3.12, а). Отже можна зробити висновок, що вуглець при відпалі дифундує в залізо, змінюючи його зонні властивості таким чином, що в результаті на ВАХ появляється область з НДО. Даний висновок додатково підтверджують результати описані в 4 розділі при дослідженні контактів із чистого заліза та заліза, легованого вуглецем, на напівпровідникових підкладках *p*- та *n*-типу провідності.

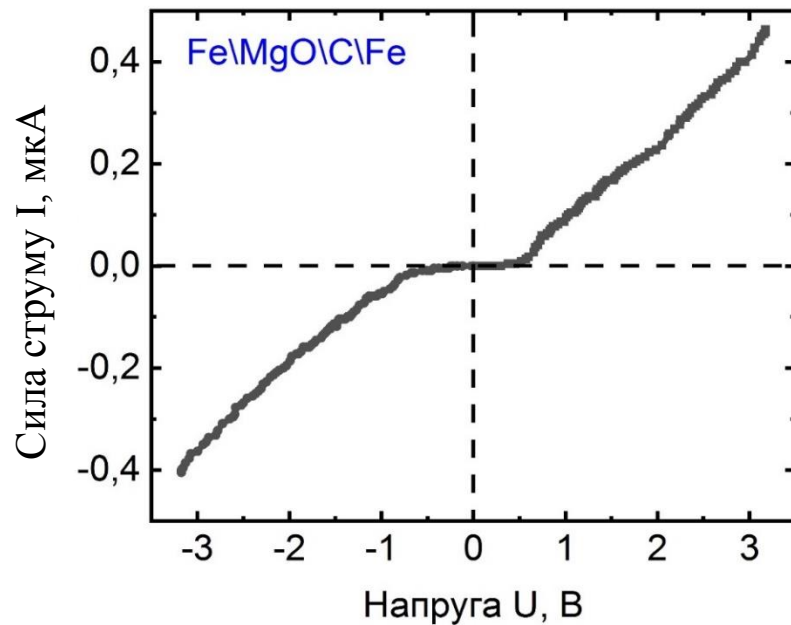


Рис. 3.11. Вольт-амперна характеристика системи Fe/MgO/Fe з шаром вуглецю 1-2 нм на інтерфейсі метал – діелектрик без відпалу

При досліджуванні контактів системи Fe/MgO/Fe одразу після напорошення вольт-амперна характеристика проявляє симетричність в 1 та 3 чверті (рис. 3.12, а). З часом відбуваються процеси окиснення верхнього шару металу з відповідною зміною концентрації вільних електронів. Це змінює величину тунельного струму в залежності від полярності прикладеної напруги. Що проявляється у асиметричності I-V характеристики, зображеної на рис. 3.12 б. Такий характер провідності притаманний для ВАХ діода Шотткі з випрямляючими властивостями.

Для отриманих залежностей характерно (рис. 3.12, б), що сила струму в 1 чверті в три рази вища сили струму в 3 чверті при відповідній напрузі. Від'ємні значення напруги означають зміну напрямку струму від верхнього шару металу в нижній. Дефекти, які виникають в верхньому шарі металу поступово призводять до збільшення електроопору системи (рис. 3.12, б) тому при відповідній напрузі сила струму для кривої (1) вище, чим для кривої (3), для якої вимірювання проводились пізніше, коли пройшли дифузійні процеси окиснення.

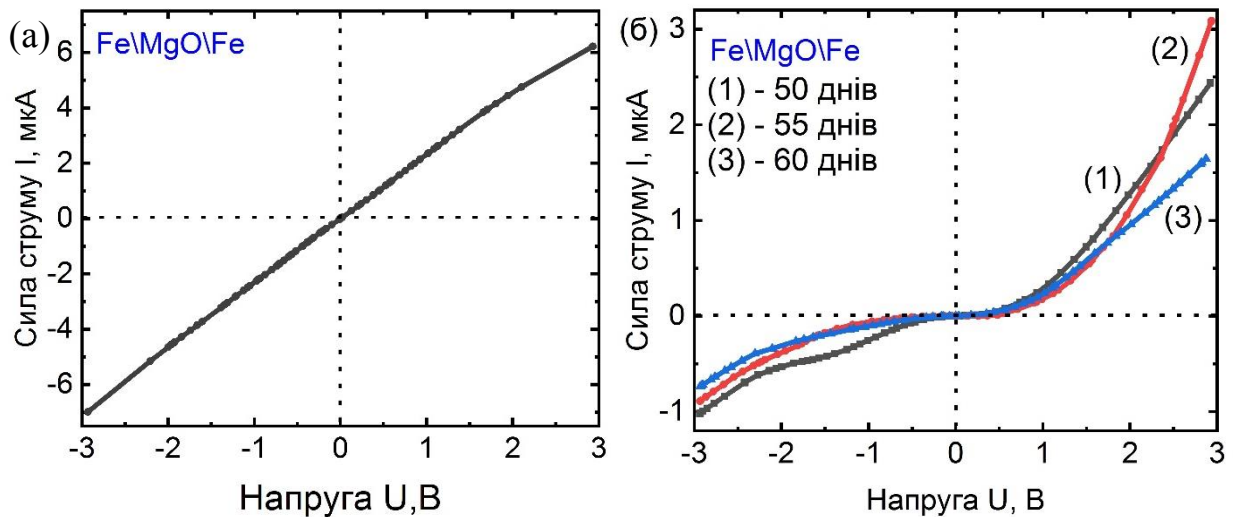


Рис. 3.12. Вольт-амперна характеристика Fe/MgO/Fe: а) одразу після напорошення б) асиметрична характеристика в результаті тривалого знаходження зразка в лабораторній атмосфері

3.6 Електрофізичні властивості тришарової структури Fe/MgO/Ni

Для наступної МТІ системи, що досліджувалась, відмінність в енергії Фермі та роботі виходу електронів між верхнім і нижнім шаром металу досягалось завдяки вибору різних феромагнетиків. Для нікелю робота виходу складає 4,91-5,01 еВ, що більше за роботу виходу в залізі 4,4-4,71 еВ. Енергія Фермі також відрізняється, для заліза це 11,1 еВ, коли для нікелю 11,67 еВ. Тому було зроблено припущення, що на ВАХ буде проявлятися область с НДО аналогічно, як і для системи Fe/MgO/(Fe+C). Зразок виготовлявся електронно-променевим методом в вакуумній системі ВУП-5М. Спочатку на ситалову підкладку СТ-50(2) через відповідну маску розпорошувалось залізо товщиною 25 нм. Оскільки залізо, в порівнянні з нікелем, активно піддається процесам окиснення, для забезпечення збереження функціональних властивостей переходу в умовах дослідження в лабораторній атмосфері за кімнатної температури його розміщували під шаром діелектрика. MgO використовувався в ролі діелектрика, який, завдяки тому, що являється кристалічною речовиною, демонструє високі показники спряженості ґратки з

металами. Середня товщина напорошеного шару діелектрика згідно показань кварцового датчика складала 6,5 нм. Поверх MgO через відповідну маску розпорошувався нікель товщиною 45 нм. Вимірювання вольт-амперних характеристик проводилось при використанні 22 кОм і 300 кОм додаткового опору, в залежності від опору переходу, результати представлені на рис 3.13.

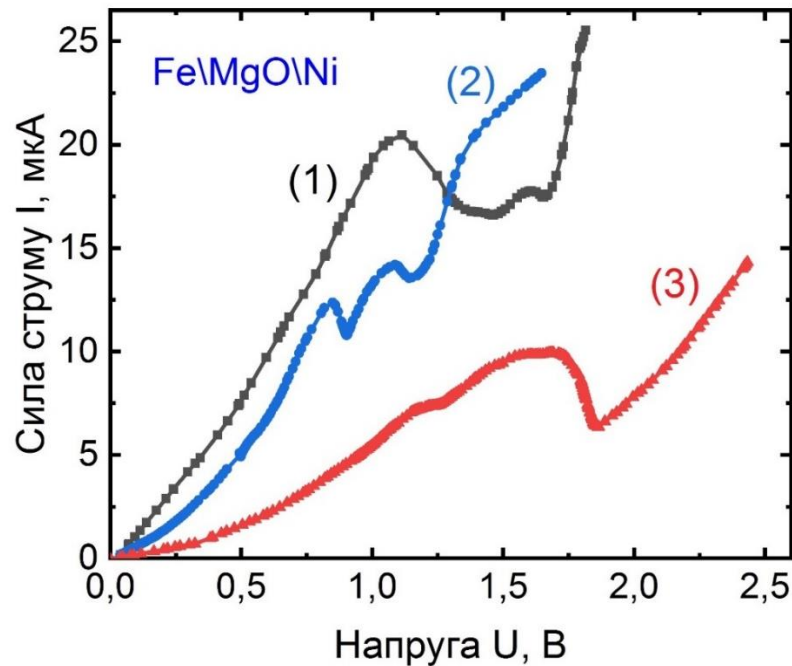


Рис. 3.13. Приклади вольт-амперної характеристики для різних (1–3) контактів системи Fe/MgO/Ni

З отриманих залежностей видно, що спочатку відбувається нелінійне зростання струму до певної прикладеної напруги. Після чого струм спадає за підвищення напруги, що відповідає області з негативною диференційною провідністю. Чим суттєвіший характер зростання струму, тим нижча напруга, за якої проявляється область з НДО. Дана закономірність спостерігається для всіх досліджуваних контактів. Відмінність в електропровідності різних переходів в матриці одного зразка на (рис 3.13) може бути пов'язана з розмірами локальних областей провідності.

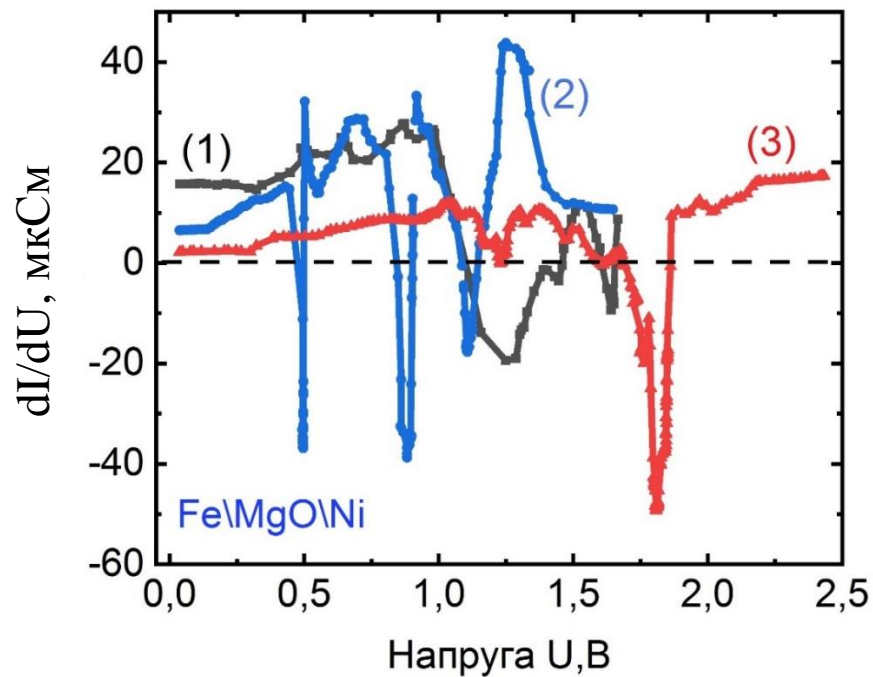


Рис. 3.14. Диференційна провідність отриманих контактів Fe/MgO/Ni

Наглядно видно на рис. 3.14, чим вище диференційна провідність, тим нижча напруга, за якої відбувається спад dI/dU до від'ємних значень, що відповідає області НДО.

Для пояснення отриманих результатів провідності досліджуваних контактів можна провести аналогію з тунельним діодом. Як відомо, для нього утворення області з НДО на ВАХ пов'язано з тим, що при збільшенні напруги рівень Фермі n -області піднімається відносно p -області попадаючи в заборонену зону p -області, а оскільки тунелювання не може змінити повну енергію електрона, то ймовірність переходу електрона з n -області в p -область різко зменшується. Це створює на прямій ділянці ВАХ область, де збільшення напруги призводить до зменшення сили струму.

В нашому випадку збільшення напруги зміщує рівень Фермі метала інжектора на рівень густини електронних станів метала детектора, де кількість можливих станів зменшується. Оскільки тунелювання також не може змінити повну енергію електрона, то ймовірність тунелювання різко падає. Це створює спадну ділянку сили струму при зростанні напруги.

Відомо, що для металів немає заборонених зон, характерних для напівпровідника. Але вигляд функції густини станів може залежати від розмірності досліджуваної системи. В нашому випадку це може мати суттєве значення, оскільки при протіканні струму задіяна не вся площа переходу, а локальні області провідності з найменшою товщиною діелектрика, що складають малу долю від загальної площі переходу. І тоді ми можемо описувати досліджувану систему, як 1D чи 0D структуру з відповідним виглядом функції густини станів (рис.3.15).

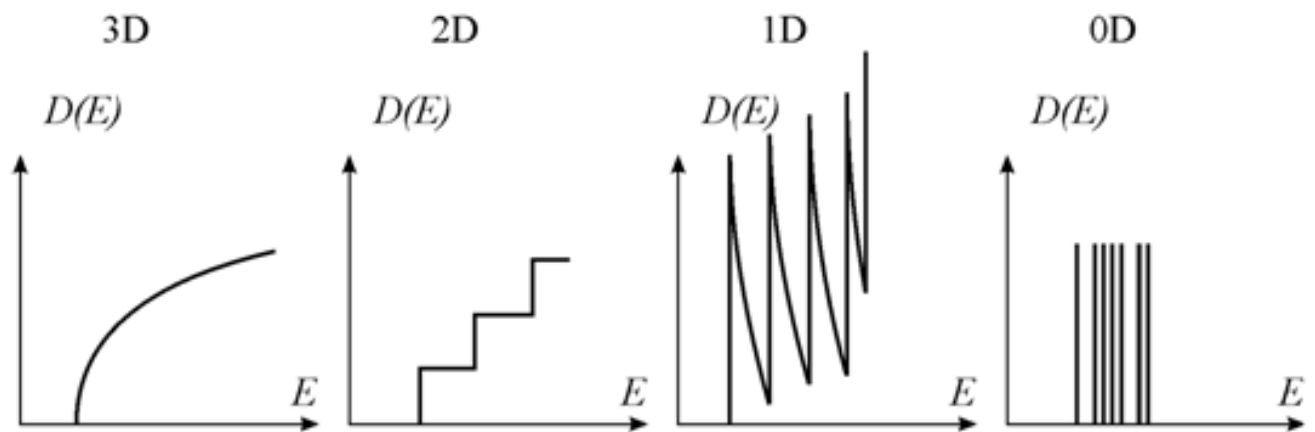


Рис. 3.15. Електронна густина станів для 3D, 2D, 1D та 0D структур

У відповідності з цією моделлю можна пояснити відмінність в напрузі, за якої спостерігається область з НДО на ВАХ для контактів однієї системи матеріалів. Це пов'язано з розміром локальних областей провідності. Як відомо, розмір квантової точки впливає на рівні дозволених станів електрона і, відповідно, при зменшенні розміру відбувається розчеплення зон і виникають додаткові заборонені стани при більш низьких напругах, що відповідають області з НДО на ВАХ. А значне зменшення площі області провідності можливо призводить до спостереження декількох ділянок з НДО на ВАХ при різних напругах.

Для другої залежності на рис. 3.14 спостерігається декілька ділянок з НДО при 0,5 В, 0,85 В та 1,1 В. Така особливість вольт-амперної залежності не є характерною для тунельного діода. При вивченні наноструктур важливо

враховувати розміри досліджуваної області. Так в роботі [119] повідомляється, що негативний диференційний опір, виникає в результаті формування графенових квантових точок (ГКТ) в плівках, ступінь фторування яких не перевищував 25%. Експериментально було виявлено, що положення піку НДО залежить від ступеня фторування. При зменшенні розмірів ГКТ (збільшенні ступеня фторування) на ВАХ плівок з'являється декілька ділянок НДО і положення піків зсувається в бік менших напруг зсуву. У разі слабого фторування $\sim 10\%$ розміри графенових областей 200-300 нм. У таких плівках спостерігалась одна область з НДО. В випадку більш сильного фторування $\sim 17-23\%$ розміри ГКТ зменшуються до 50-30 нм і на ВАХ спостерігається декілька ділянок НДО. Оскільки однією із умов спостереження НДО в отриманих нами зразках є забезпечення неоднорідності в товщині діелектрика, що означає перехід від 2D до 1D чи 0D структури (параграф 3.3), то розміри областей провідності можуть впливати на кількість ділянок НДО на ВАХ, по аналогії із ГКТ.

Збільшення товщини діелектрика, через який тунелюють електрони, призводить до зміни струму на декілька порядків, що видно, порівнявши значення максимального струму на рис. 3.13 і рис. 3.16.

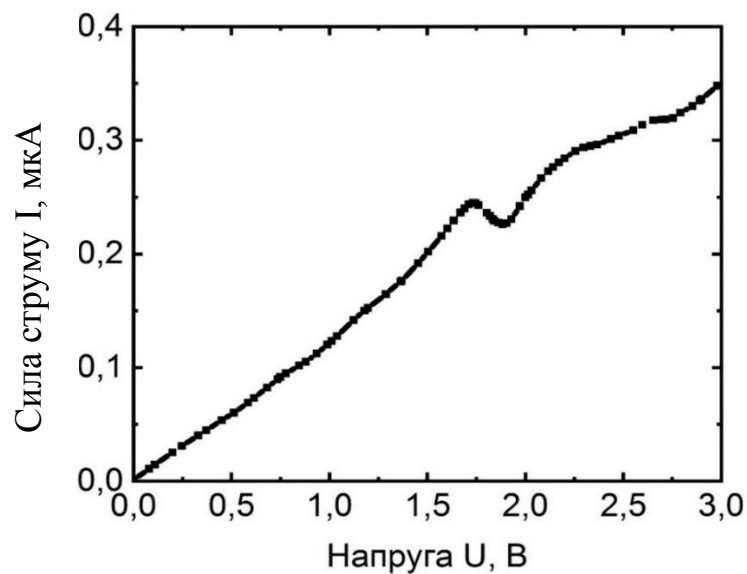


Рис. 3.16. Вольт-амперна залежність контакту системи Fe/MgO/Ni

Відмінність в провідності для різних досліджуваних контактів однієї системи, що спостерігається на рис.3.14, може бути пов'язана як з розмірами областей провідності так і з наявністю дефектів та домішок які неможливо контролювати в умовах отримання зразків в системі ВУП-5М. Домішки і дефекти впливають на ефективну масу електрона, яка, в свою чергу, відповідає за тунельні властивості контакту.

Згадані зміни в фізичних властивостях контакту в першу чергу впливають на прозорість бар'єра, яка проявляється в зміні нахилу кривої вольт-амперної характеристики. Підтвердити, що саме властивості бар'єру впливають на напругу, при якій проявляється область НДО, вдається, апроксимуючи монотонно зростаючу ділянку ВАХ від 0 В до 0,8 В наступною функцією (3.9), що показано на рис. 3.16:

$$I = GU \exp(-2A\sqrt{E - U}) \quad (3.9)$$

де I – сила струму, U – напруга, A – коефіцієнт, що характеризує тунельні властивості системи і включає в себе, ефективну масу електрона в діелектрику, його товщину і т.п., E – висота потенціального бар'єра (половина ширини забороненої зони діелектрика, для MgO складає 3,8 eV), G – коефіцієнт, який залежить від електрофізичних параметрів металів, зокрема, енергії Фермі та ефективної маси електрона в металі.

Зауважимо, що апроксимуюча функція не є точною для розрахунку тунельного струму, але відображає його основний фізичний сенс. Апроксимовані дані, що представлені у відповідних таблицях на рисунку 3.17, добре корелюють з експериментальними не тільки для системи Fe/MgO/Ni (рис. 3.17 а,б), але і Fe/MgO/(Fe+C) (рис. 3.17 в,г).

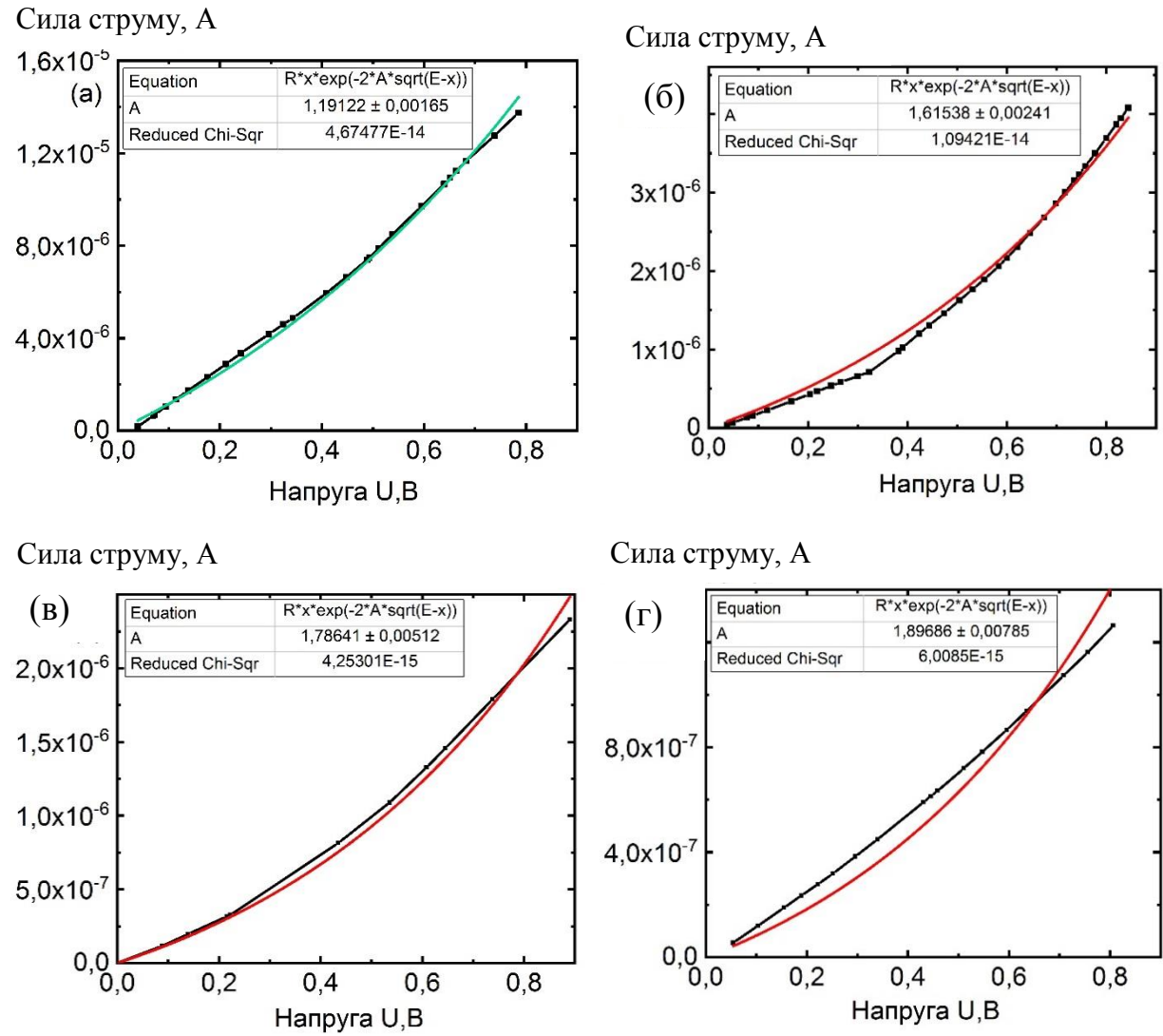


Рис. 3.17. Апроксимація ділянки від 0 до 0.8 В вольт-амперної характеристики отриманих контактів а,б) Fe/MgO/Ni в,г) Fe/MgO/(Fe+C)

Виявилось при апроксимації вольт-амперних характеристик, чим вищий коефіцієнт А, тим вища напруга при якій проявляється область з НДО. Для залежності (рис. 3.17, б), що відповідає контакту (1) (рис. 3.13) коефіцієнт $A = 1,615$ більший, ніж для контакту (3) $A = 1,191$. Це означає, що параметри, які впливають на ймовірність тунелювання електронів, відповідають за напругу, за якої проявляється область з НДО.

Параметри, що характеризують область негативного диференційного опору для вольт-амперних залежностей контактів в системі Fe/MgO/Ni приведені в табл. 3.2.

Таблиця 3.2. Основні параметри ділянки НДО для ВАХ отриманих контактів системи Fe/MgO/Ni

| Параметри | Fe/MgO/Ni | | | | |
|--------------|-----------|-------|-------|-------|-------|
| № | 1 | 2 | | 3 | |
| V_{pe} , В | 1,114 | 0,85 | 1,095 | 1,69 | 1,73 |
| V_v , В | 1,46 | 0,9 | 1,14 | 1,86 | 1,88 |
| I_{pe}/I_v | 1,23 | 1,145 | 1,044 | 1,568 | 1,084 |

Для контактів з меншою товщиною діелектрика, ВАХ яких зображена на рис.3.13, характерно, чим вища напруга V_{pe} , при якій починається спадна ділянка струму, тим кращі показники PVR. Аналогічний результат спостерігається для Fe/MgO/(Fe+C). Завдяки проведенню апроксимації графіків, зроблено висновок, що за величину напруги V_{pe} , відповідають параметри, що визначають прозорість тунельного бар'єру.

3.7 Електрофізичні властивості тришарової структури Fe/MgO/Co

Остання варіація матеріалів для системи метал – діелектрик – метал, що досліджувалась в рамках дисертаційної роботи – це Fe/MgO/Co. Аналогічно, до системи Fe/MgO/Ni, відмінність в зонній структурі системи між енергією Фермі метала-інжектора і метала-детектора отримувалась використанням різних феромагнітних металів. Напорошення відповідних шарів відбувалось електронно-променевим методом в вакуумній установці ВУП-5М. Оскільки залізо активно взаємодіє з киснем, утворюючи оксиди при кімнатній температурі, то воно напорошувалось нижнім шаром через відповідну маску. Товщина доріжки заліза складала 25 нм. Другий шар - оксид магнію, що виступає в якості діелектрика, товщиною 7-8 нм. І третій шар, що напорошувався – це Co товщиною 40 нм. Вимірювання вольт-амперних

характеристик проводилось з використанням додаткового опору 15 кОм і 1 МОм. Відповідні результати представлено на рис. 3.18.

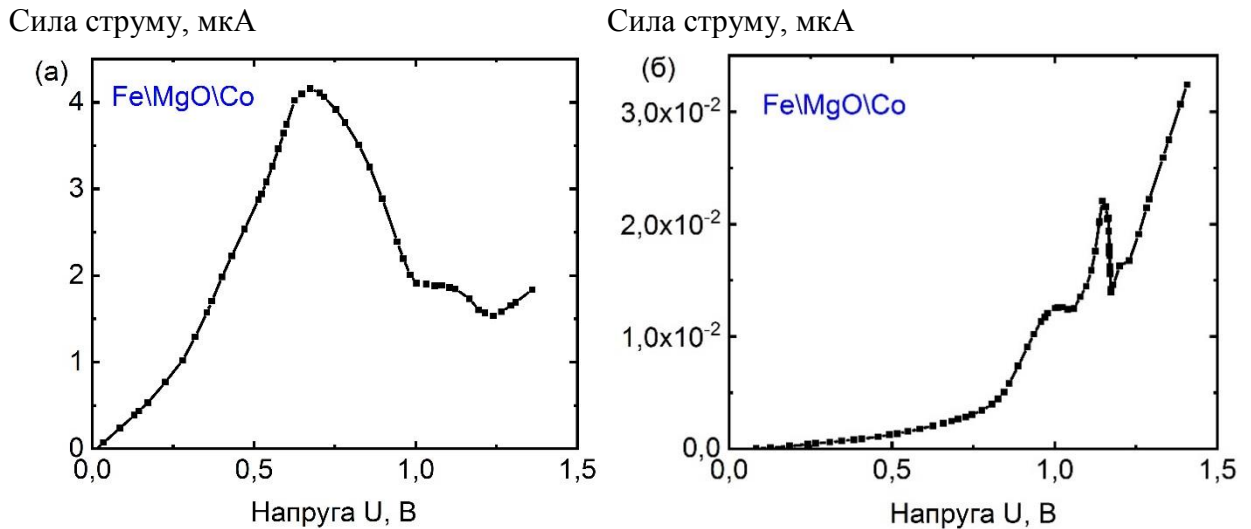


Рис. 3.18. Вольт-амперні характеристики контактів системи Fe/MgO/Co з різною товщиною діелектрика

Відмінність в величині струму для зображених графіків (рис. 3.18, а,б) обумовлена різницею в товщині діелектрика. Нахил кривої вищий для першого графіка (рис. 3.18, а) і відповідно напруга, за якої спостерігається область с НДО, нижча, в порівнянні з другим графіком (рис. 3.17, б).

Таблиця 3.3. Основні параметри ділянки НДО для ВАХ отриманих контактів

| Параметри | Fe/MgO/Co | | Fe/MgO/Fe+C | | Fe/MgO/Ni | | | | |
|---------------------|-----------|-------|-------------|-------|-----------|-------|-------|-------|-------|
| № | (а) | (б) | (а) | (б) | 1 | 2 | | 3 | 4 |
| V _{pe} , В | 0,67 | 1,13 | 1,52 | 2,12 | 1,114 | 0,85 | 1,095 | 1,69 | 1,73 |
| V _v , В | 1,24 | 1,17 | 1,92 | 2,22 | 1,46 | 0,9 | 1,14 | 1,86 | 1,88 |
| PVR | 2,714 | 1,449 | 1,388 | 1,825 | 1,23 | 1,145 | 1,044 | 1,568 | 1,084 |

Відповідні характеристики області з НДО для всіх досліджуваних в даній роботі МДМ-контактів зведено у табл. 3.3. З приведених даних видно, що найвищі показники PVR спостерігаються в системі Fe/MgO/Co.

3.8 Вплив магнітного поля на вольт-амперні характеристики

При вимірюванні вольт-амперних характеристик, для контактів системи Fe/MgO/Fe в більшій мірі і для контактів системи Fe/MgO/Co та Fe/MgO/Ni в меншій мірі, спостерігається гістерезис електропровідності. Струм при зростанні напруги від 0 до 3 В нижчий за струм при її зменшенні від 3 до 0 В. Це пов'язано з напрямком намагнічення доменів у феромагнетику. Початково напрямок намагніченості доменів у верхньому шарі металу не відповідає напрямку намагніченості доменів у нижньому. При протіканні струму створюється власне магнітне поле, яке сприяє частковому забезпеченню взаємопаралельній намагніченості доменів у верхньому і нижньому феромагнетику. За рахунок цього струм зростає і виникає невідповідність у величині початкового і зворотного струму (рис. 3.19).

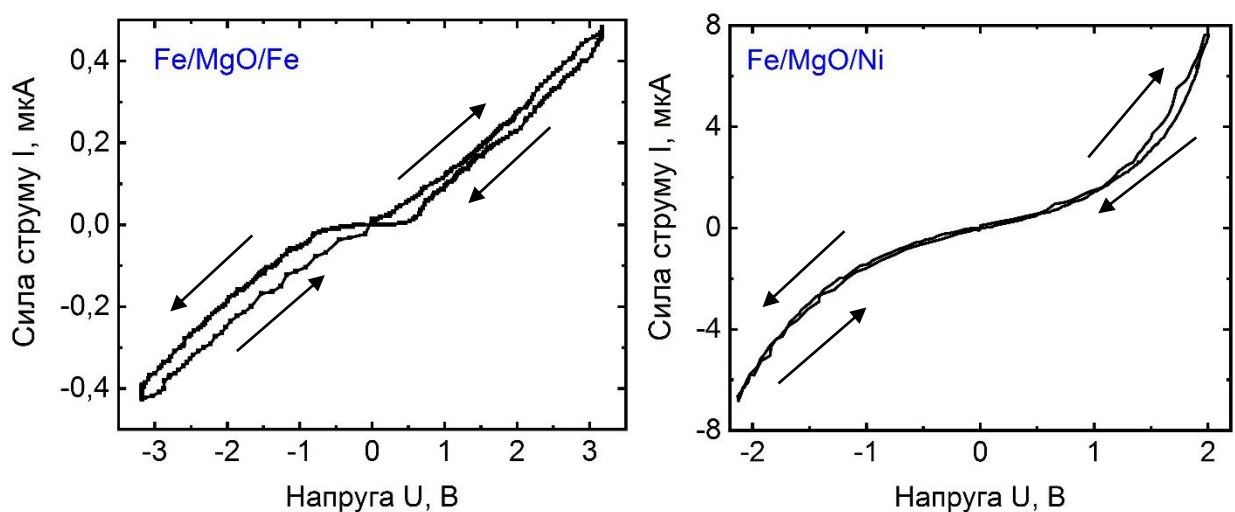


Рис. 3.19. Гістерезис вольт-амперних характеристик для системи матеріалів: а) Fe/MgO/Fe б) Fe/MgO/Ni

Для підтвердження того, що гістерезис виникає внаслідок власного магнітного поля, створюваного вимірювальним струмом, проведено експеримент за зовнішнього магнітного поля, величина якого значно перевищує власне магнітне поле досліджуваного переходу. Для цього зразок

розмішався вертикально між магнітними котушками, так щоб магнітне поле було спрямовано перпендикулярно площі переходу. Напруженість магнітного поля визначалась силою струму, який протікає через котушку. Сила струму контролювалась за допомогою тестера і змінювалась від 0 до 4 А, напруженість магнітного поля відповідно від 0 до 24 кА/м.

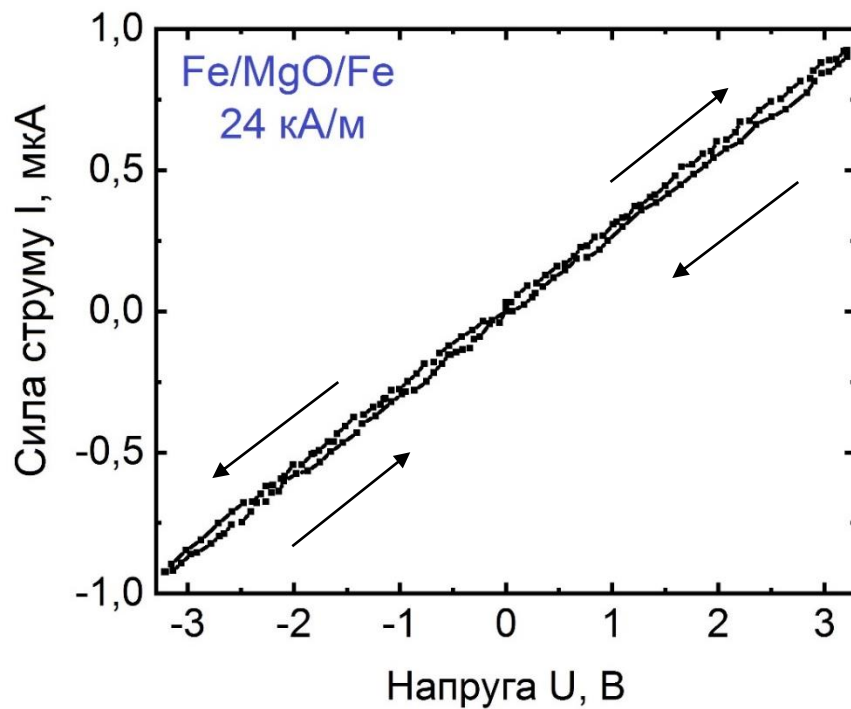


Рис. 3.20. Вольт-амперна характеристика контакту Fe/MgO/Fe в зовнішньому магнітному полі напруженістю 24 кА/м

В результаті при зйомці вольт-амперних характеристик в зовнішньому магнітному полі гістерезис майже повністю зникає (рис.3.20). Отже, можна зробити висновок, що причиною гістерезису є перемагнічення магнітних моментів феромагнетику під дією власного магнітного поля, створюваного вимірювальним струмом.

3.9 Вплив температури на вольт-амперні характеристики

Для дослідження впливу температури на електрофізичні властивості отриманих контактів проводилось охолодження в атмосфері рідкого азоту. Зразок закріплювався в спеціально підготовленій конструкції і поступово опускався в термос з рідким азотом. Температура вимірювалась за допомогою термопар хромель-алюмель. В результаті з пониженням температури провідність контактів поліпшувалась, максимальний струм зростає, а ВАХ приймає яскраво виражений експоненціальний характер (рис. 3.21). Це пов'язано зі зменшенням впливу фононої складової на розсіювання електронів в досліджуваних зразках.

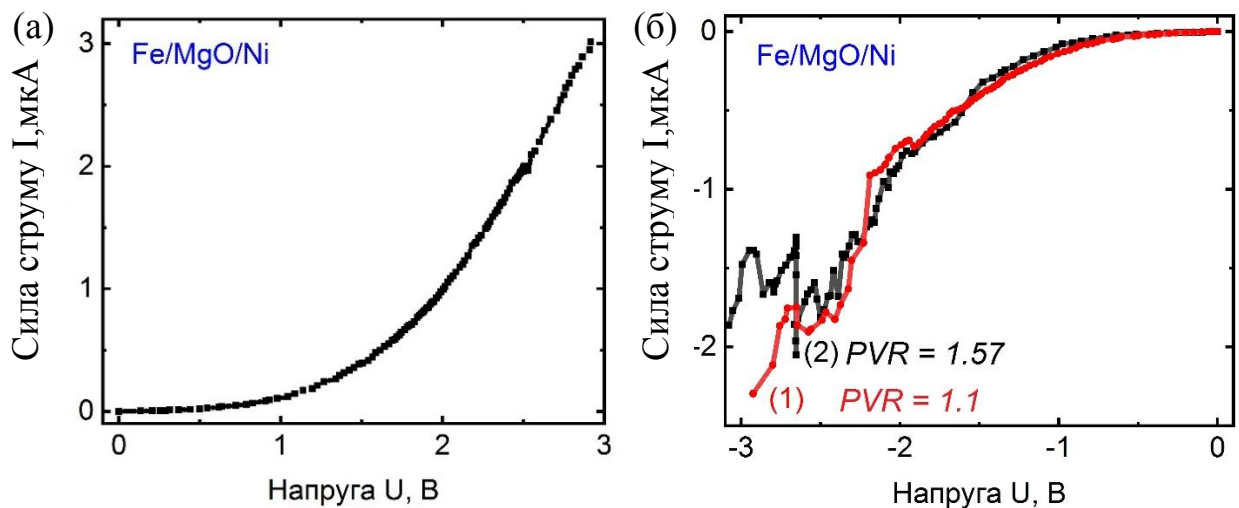


Рис. 3.21. Вольт-амперна характеристика досліджуваного контакту Fe/MgO/Ni за низької температури при зміні полярності напруги (а), (б)

При зміні полярності для даного контакту характерна область з негативним диференціальним опором, яка в результаті зниження температури проявляє вищі показники PVR (рис 3.21, б). Для другої залежності, що отримана при більш низьких температурах $PVR = 1,57$ вищий, за $PVR = 1,1$ для першої залежності.

3.10 Можливі області практичного використання МДМ структур з негативним диференційним опором

Сучасний розвиток технологій ставить все більш строгі критерії до розміру і енерговитривалості базових елементів електроприладів. Існує безліч твердотільних приладів різноманітної фізичної реалізації, вольт-амперна характеристика яких містить область негативної диференційної провідності. З погляду радіотехніки такі елементи дозволяють трансформувати енергію джерела живлення в незгасаючі коливання. Наявність області з НДО на ВАХ дозволяє застосовувати такі діоди в якості швидкодіючих перемикачів чи підсилювачів. Проте істотним недоліком є використання напівпровідникових матеріалів, що висуває жорсткі вимоги до технології отримання таких пристроїв через залежність ефекту від матеріальних властивостей напівпровідникових кристалів і фізичних процесів у них. Зокрема, процес виготовлення тунельного діода є досить трудомістким, оскільки вимагає проведення від двох до чотирьох високотемпературних процесів окислювання і дифузії, а також відповідної кількості процесів фотолітографії. Пошук альтернативних матеріалів з аналогічними напівпровідникам властивостями є однією із ключових задач на сьогодні. Результати представлені в дисертаційній роботі демонструють, що отримання ВАХ аналогічній тунельному діоду можливо для наноструктури метал-діелектрик-метал. Заміна напівпровідникових елементів наносистемами, що складається з типових феромагнетиків таких як залізо, кобальт чи нікель може значно зменшити вартість приладів оснований на даному ефекті.

Постійне вдосконалення базових елементів пам'яті потребує революційного підходу, оскільки зростання густини запису інформації, згідно з законом Мура, при використанні уже відомих технологій скоро стане неможливим. На сьогодні вивчаються різноманітні альтернативні технології, найперспективнішою із яких є MRAM. Її базові елементи якої складаються із двох феромагнетиків розділених діелектриком. Низка досліджень показують,

що використання додаткового елемента, ВАХ якого містить ділянку з НДО, поліпшує властивості такої системи. Отримання області негативної диференційної провідності в МТІ-структурі без використання додаткових елементів може значно спростити схему виготовлення таких комірок пам'яті.

І як говорив Лео Есакі в своїй нобелівській роботі [45]: «явище негативного опору важливо не тільки в твердотільній електроніці, де за його допомогою можна отримати посилення сигналу, але воно важливе і саме по собі, оскільки проливає світло на деякі фундаментальні риси тунельного ефекту». Тому дані результати важливі не тільки з прикладної точки зору, а із фундаментальної також.

3.11 Висновки до третього розділу

Експериментально реалізована можливість зміни типу провідності у тонкоплівкових МДМ-системах з феромагнітними металами з монотонно зростаючої на провідність, характерну для тунельного діоду. Показано, що при виборі матеріалів з відмінностями в зонних властивостях в якості верхнього та нижнього металу, які розділені діелектриком, на ВАХ проявляється область з НДО. Виявлено закономірність: чим вища диференційна провідність на початковій ділянці ВАХ, тим нижча напруга, за якої спостерігається область з НДО.

Показано, що необхідної відмінності в зонній структурі системи між верхнім і нижнім металом вдається досягти навіть при виборі однотипних металів, легуючи один із них. Це дозволяє розширити пошук можливих систем для отримання оптимальних властивостей МДМ системи, ВАХ якої містить область з НДО.

Виявлено суттєвий вплив міграції вуглецю під дією електронного вітру на електрофізичні властивості тонкоплівкових шаруватих систем на основі заліза за кімнатної температури. Забезпечення необхідної густини струму для початку електродифузійних процесів $\sim 10^4$ А/см² пояснюється наявністю

локальних областей провідності в діелектрику. Оскільки сила струму при тунелюванні експоненціально залежить від товщини діелектрика, при напорошенні якого в умовах експерименту неможливо забезпечити однорідність товщини, то максимальна густина струму буде в локальних областях з найнижчою товщиною. Їх площа на чотири порядки менша за загальну площу переходу. Це означає, що отримана система описується як 1D об'єкт з нанорозмірами по двом координатам, що вносить суттєву зміну в функцію густини електронних станів і відповідно модель розрахунку тунельного струму. Враховуючи це, можливо пояснити утворення області з негативним диференціальним опором на вольт-амперних характеристиках, як результат в відмінності функції густини електронних станів для верхнього та нижнього металу МДМ системи.

Тривалий окислювальний процес, що відбувається з верхнім шаром заліза при знаходженні зразка в атмосфері за кімнатної температури, призводить до асиметрії вольт-амперних характеристик, що притаманно для випрямляючого контакту діода Шотткі.

Розміщення зразка в магнітному полі призводить до того, що гістерезис вольт-амперних характеристик отриманий при вимірюванні без зовнішнього магнітного поля повністю зникає при досягненні поля насичення для заліза. Це пов'язано із зміною орієнтації доменів феромагнетику вздовж зовнішнього магнітного поля.

При зниженні температури провідність досліджуваних контактів поліпшується, а область з НДО проявляє більш високі показники PVR. Це пов'язано зі зменшенням впливу фононної складової на розсіювання електронів в досліджуваних зразках.

РОЗДІЛ 4

ЗМІНА ТИПУ ПРОВІДНОСТІ В СИСТЕМІ МЕТАЛ – НАПІВПРОВІДНИК ПРИ ЛЕГУВАННІ ЗАЛІЗА ВУГЛЕЦЕМ

У даному розділі розглянуто вплив домішки вуглецю, внесеної до наноплівки заліза, на електричні властивості системи метал – напівпровідник для експериментального встановлення зміни енергії Фермі заліза за відповідних умов легування. Об'єктом дослідження є зразки на напівпровідникових підкладках *p*-типу і *n*-типу провідності, на які за однакових умов напорошено наноплівки із чистого заліза і заліза, легованого вуглецем. В результаті вимірювання струм протікав через напорошену наноплівку та напівпровідник і утворювався контакт метал – напівпровідник, в якому, в залежності від відношення роботи виходу електронів в металі до роботи виходу електронів в напівпровіднику можливий або омічний тип провідності, або тунельний.

4.1 Результати вимірювання опору контактів метал – напівпровідник

Для встановлення впливу вуглецю за відповідних умов легування на зонні властивості заліза проводилось дослідження електрофізичних властивостей контакту метал – напівпровідник. Для цього на напівпровідникові підкладки КЕФ (кремній легований фосфором) *n*-типу провідності та КДБ (кремній легований бором) *p*-типу провідності напорошувались наноплівки з заліза та заліза, легованого вуглецем. За допомогою установки (параграф 2.5) здійснювалось вимірювання опору між отриманими парами контактів за кімнатної температури. Схема з нумерацією отриманих контактів представлена на рис. 4.1, де контакти 1-4 та 13-16 відповідають чистому залізу, а 5-12 - залізу, легованому вуглецем.

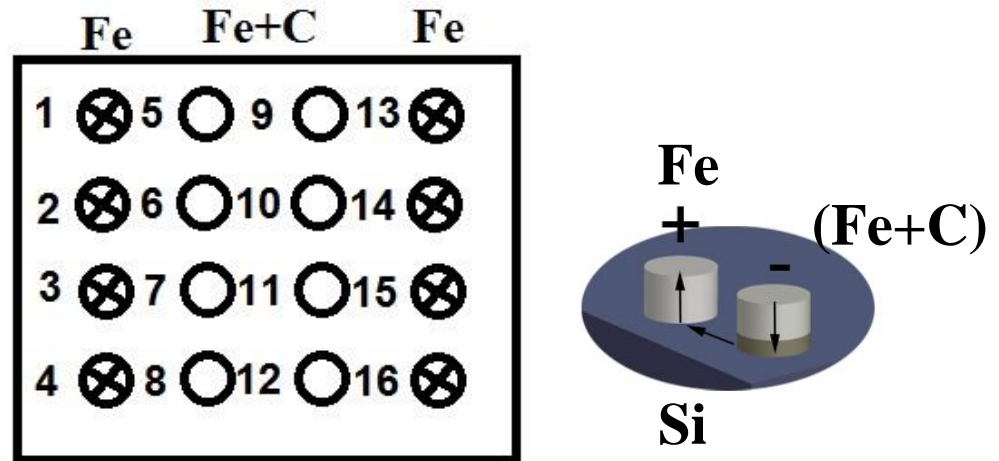


Рис. 4.1. Схема нумерації отриманих контактів Fe та (Fe+C) на напівпровідниковій підкладці

Результати вимірювання опору, отримані для системи на напівпровідниковій підкладці КДБ *p*-типу провідності між різними парами контактів, зведено в табл. 4.1, де – + означає напрямок струму від матеріалу інжектора (–) до матеріалу детектору (+).

Таблиця 4.1. Значення опору пар контактів на підкладці КДБ

| Fe->КДБ->Fe+C | | Fe+C->КДБ->Fe+C | | Fe->КДБ->Fe | |
|---------------|-------|-----------------|-------|-------------|-------|
| – + | + – | – + | + – | – + | + – |
| 1-5 | | 5-6 | | 1-2 | |
| 62 Ом | 62 Ом | 75 Ом | 75 Ом | 60 Ом | 60 Ом |
| 2-6 | | 9-10 | | 13-14 | |
| 55 Ом | 55 Ом | 62 Ом | 62 Ом | 73 Ом | 73 Ом |
| 3-7 | | 11-12 | | 3-4 | |
| 71 Ом | 71 Ом | 76 Ом | 76 Ом | 64 Ом | 64 Ом |

Як видно з таблиці, для контактів, отриманих на напівпровідниковій підкладці КДБ *p*-типу провідності, характерне значення опору складало менше 100 Ом для контактів із заліза і для контактів заліза, легованого вуглецем і не змінювалось в залежності від напрямку струму. Це означає, що контакт, який

утворився між металом і напівпровідником, відповідає не випрямляючому омичному контакту.

Результати вимірювання опору для пар контактів на напівпровідниковій підкладці КЕФ з *n*-типом провідності зведені в табл. 4.2.

Таблиця 4.2. Значення опору пар контактів на підкладці КЕФ

| Fe+C ->KEF->Fe+C | | Fe->KEF->Fe+C | | Fe ->KEF-> Fe | |
|------------------|----------|---------------|----------|---------------|----------|
| - + | + - | - + | + - | - + | + - |
| 6-8 | | 2-6 | | 13-14 | |
| 13 кОм | 23 кОм | 3 кОм | 6 кОм | 96 Ом | 96 Ом |
| 7-8 | | 3-7 | | 1-2 | |
| 28,8 кОм | 33 кОм | 8,9 кОм | 10,8 кОм | 339 Ом | 337 Ом |
| 4-8 | | 4-8 | | 2-3 | |
| 3 кОм | 6 кОм | 4,1 кОм | 4,4 кОм | 519 Ом | 503 Ом |
| 9-10 | | 9-13 | | 3-4 | |
| 590 Ом | 607 Ом | 125 Ом | 125 Ом | 1,87 кОм | 2,4 кОм |
| 10-14 | | 10-14 | | 2-4 | |
| 3,6 кОм | 3 кОм | 1,2 кОм | 1,1 кОм | 1,69 кОм | 2,23 кОм |
| 11-12 | | 11-15 | | | |
| 4,55 кОм | 6,3 кОм | 3,6 кОм | 3,14 кОм | | |
| 10-12 | | 12-16 | | | |
| 7,71 кОм | 13,3 кОм | 6,2 кОм | 5,8 кОм | | |

З даних, приведених в таблиці, можна прослідкувати наступну закономірність - на напівпровідниковій підкладці КЕФ з *n*-типом провідності опір системи Fe/КЕФ/Fe практично не залежить від напрямку струму, що протікає і коливається від 100 до 500 Ом, в залежності від обраної пари контактів. Для пар контактів системи Fe/КЕФ/(Fe+C) та системи (Fe+C)/КЕФ/(Fe+C) опір змінювалося в залежності від полярності прикладеної напруги і був величиною в декілька кОм.

Залежність опору від полярності напруги пов'язана з тим, що на інтерфейсі між металом і напівпровідником виникає потенціальний бар'єр ϕ . Він по своїй фізичній суті схожий на бар'єр при формуванні *p-n*-переходу. В випадку виникнення випрямляючого контакту метал – напівпровідник *n*-типу

провідності висота потенціального бар'єру дорівнює різниці роботи виходу електронів із метала і напівпровідника:

$$\varphi = A_M - A_{\text{НП}} \quad (4.1)$$

Висоту цього бар'єру можна розрахувати з ВАХ отриманого контакту [82]. Значення напруги, коли експоненціальна крива переходить в лінійну, відповідає висоті бар'єру.

4.2 Вольт-амперні характеристики отриманих контактів

Для того, щоб підтвердити наявність випрямляючих властивостей контакту метал–напівпровідник та визначити висоту потенціального бар'єру, необхідно отримати вольт-амперні чи вольт-фарадні характеристики досліджуваних систем. Оскільки при дослідженні МДМ систем отримувались вольт-амперні характеристики, то і для дослідження системи метал – напівпровідник використовувалась аналогічна методика.

Для невивипрямляючого омичного контакту ВАХ має лінійний характер і зберігає симетричність при зміні напрямку струму. Омичний контакт виникає коли робота виходу електронів із метала більше або рівнозначна роботі виходу електронів напівпровідника *p*-типу і менше роботи виходу електронів із напівпровідника *n*-типу.

При дослідженні контактів із чистого заліза і заліза, легованого вуглецем, на напівпровідниковій підкладці КДБ *p*-типу провідності ВАХ має типовий омичний характер, коли залежність струму від напруги утворює пряму симетричну лінію і не змінюється від полярності прикладеної напруги (рис. 4.2, а). Аналогічний результат спостерігається при вимірюванні ВАХ системи Fe/КЕФ/Fe (рис. 4.2, б).

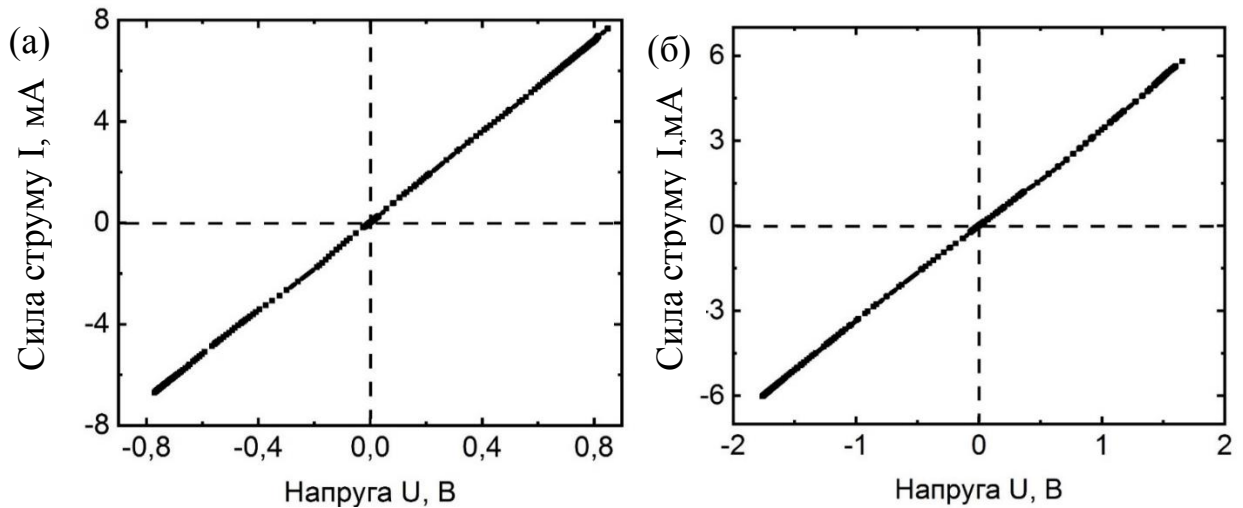


Рис. 4.2. Вольт-амперна характеристика контакту метал–напівпровідник для: а) системи Fe/КДБ/(Fe+C) б) системи Fe/КЕФ/Fe

Вимірювання опору для контактів із заліза, легованого вуглецем, на напівпровідниковій підкладці КЕФ *n*-типу провідності демонструють відмінності в значеннях в залежності від полярності напруги. Це характерно для випрямляючого контакту метал – напівпровідник, що виникає, коли робота виходу електронів в напівпровіднику *n*-типу провідності нижча за роботу виходу електронів в металі. У цьому випадку на енергетичній діаграмі дно зони провідності напівпровідника знаходиться вище за енергію Фермі метала. Даний стан не є рівноважним, тому в процесі обміну електронами переважно будуть переходити електрони із структури з більшою енергією Фермі в ту, у якій вона нижча. Електрони із напівпровідника за рахунок дифузійного характеру струму попадають в метал. Проте зворотній струм утруднений через наявність на границі розділу потенціального бар'єру. Цей бар'єр називається бар'єром Шотткі. Кількісна характеристика якого називається висотою потенційного бар'єра, що визначається з різниці роботи виходу електронів в напівпровіднику і металі. Для системи Fe/КЕФ/(Fe+C) типовий вигляд вольт-амперної характеристики представлено на рис. 4.3.

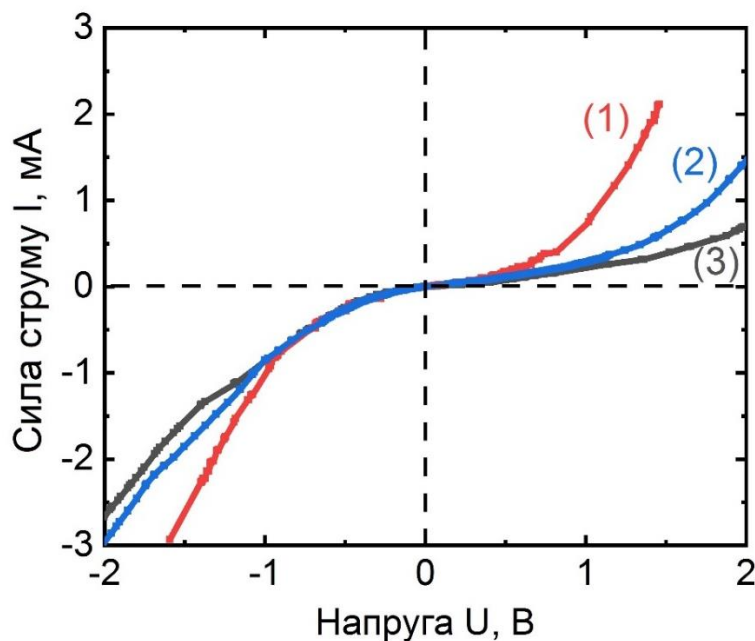


Рис. 4.3. Приклади вольт-амперної характеристики для різних (1–3) контактів системи Fe/КЕФ/(Fe+C)

Незначна відмінність в провідності (рис. 4.4) для досліджуваних пар контактів системи Fe/КЕФ/(Fe+C) пов'язана з різною концентрацією вуглецю в залізі. З рисунку видно, що залежність $I=f(U)$ має експоненціальний асиметричний характер. Величина сили струму в IV чверті у $1,5 \div 2$ рази вища за силу струму в I чверті при аналогічних напругах. Це означає, що струм з напівпровідника в метал нижчий в порівнянні зі струмом з металу в напівпровідник. Отже, отримані контакти заліза, легованого вуглецем, із напівпровідниковою підкладкою КЕФ n -типу провідності утворюють випрямляючий контакт, характерний для діоду Шотткі. Це відбувається на відміну від випадку контактів чистого заліза з напівпровідниковою підкладкою КЕФ n -типу провідності (рис. 4.3), для яких утворюється омичний тип контакту. Це можливо за умови, що робота виходу електронів із заліза змінюється при легуванні вуглецем і стає вищою за роботу виходу електронів із напівпровідника n -типу провідності у відповідності до рис. 2.12 (а).

4.3 Розрахунок параметрів випрямляючого контакту

Найбільш вагомими параметрами для роботи діодів Шотткі вважається висота потенціального бар'єру (ϕ), яка визначає можливу величину зворотного струму, а також свідчить про властивості контакту і коефіцієнт неідеальності (n), який визначає ступінь відхилення ВАХ отриманого контакту від ідеальної моделі [82]. Експериментальне визначення цих двох основних параметрів можливе з отриманих ВАХ контакту. Для цього необхідно визначити напругу, за якої ВАХ отриманого контакту змінює свій характер провідності з експоненціального в омичний. Для залежностей, отриманих за кімнатної температури, візуальна оцінка зміни характеру провідності буде досить неточною, тому варто використовувати аналітичні методи. Висота потенціального бар'єру та коефіцієнт неідеальності визначалися з ВАХ, представленої на рис. 4.4.

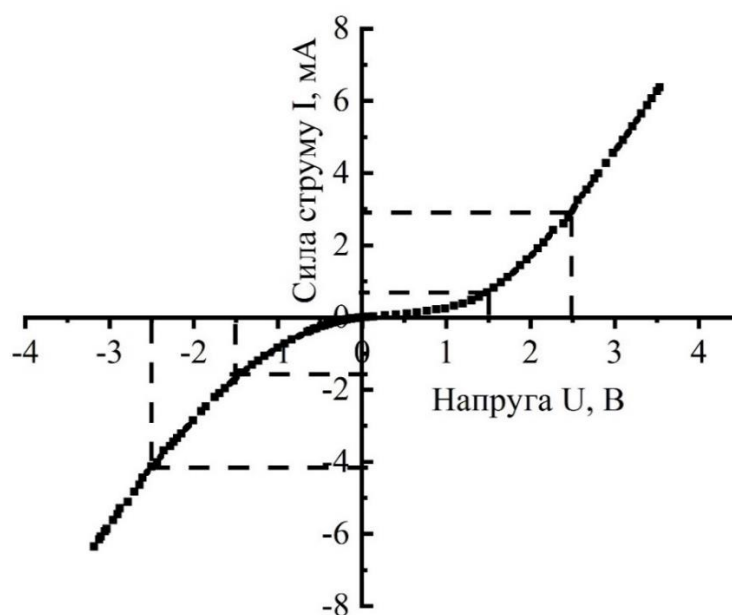


Рис. 4.4. Вольт-амперна характеристика випрямляючого контакту (Fe+C) з напівпровідниковою підкладкою n -типу

Для визначення напруги, за якої струм переходить з тунельного в омичний, побудовано залежність $\ln(I)$ від напруги (рис. 4.6).

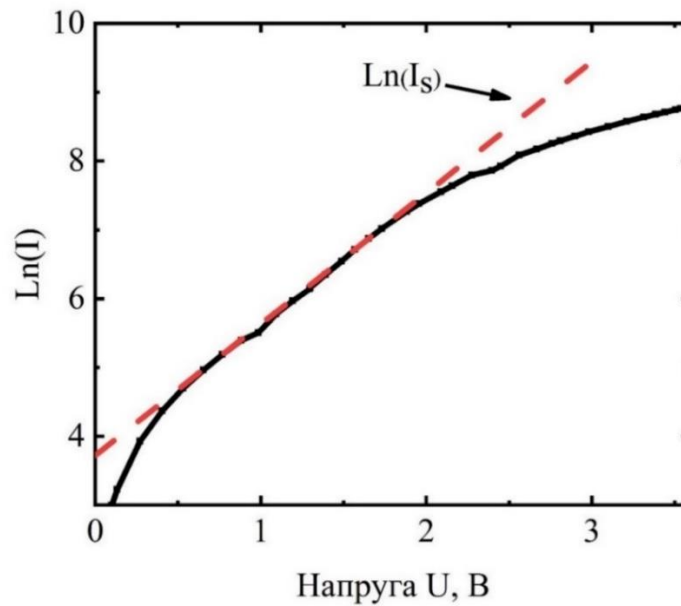


Рис. 4.5. Логарифмічна характеристика струму від напруги для контакту (Fe+C) з напівпровідниковою підкладкою n -типу

Ділянка ВАХ в діапазоні напруги від 0,3 В до ϕ має лінійний характер в напівлогарифмічних координатах. Значення ϕ знаходиться як напруга, за якої відбувається відхилення від експоненціальної залежності ВАХ, що на рис.4.5 відповідає значенню 1,9-2,0 В. Це пов'язано з тим, що при напрузі зсуву $eU > \phi$, електрони провідності перестають відчувати потенціальний бар'єр і провідність починає підпорядковуватись закону Ома. Нахил лінійної ділянки кривої характеризується коефіцієнтом неідеальності n . Апроксимуючи отриману криву $\text{Ln}(I_s)$ в точку $U = 0$, визначається струм насичення I_s . Для аналітичного розрахунку висоти потенціального бар'єра ϕ , використовується наступна формула [121]:

$$\phi = \ln\left(\frac{AT^2}{I_s}\right) \times \frac{nkT}{|e|} \quad (4.2)$$

де A – постійна Рідчардсона, T – температура, I_s – струм насичення, n – коефіцієнт неідеальності, k – постійна Больцмана, e – заряд електрона.

Постійна Рідчардсона розраховується за наступною формулою:

$$A = 1,2 \times 10^6 \left(\frac{m_e}{m_0} \right) \quad (4.3)$$

де m_e – ефективна маса електрона в металі, m_0 – маса вільного електрона

Струм насичення і коефіцієнт неідеальності отримується з параметрів залежності на рис. 4.5 і вони дорівнюють $I_s = 40$ нА, $n = 1,9$. Експеримент проводився за кімнатної температури, ефективна маса для електрона у залізі взята з першопринципних розрахунків [124] $m_e = 1,27m_0$. Підставивши ці дані в формулу (4.2), отримуємо висоту потенціального бар'єра: $\varphi = 2,0$ еВ. Оскільки робота виходу електронів в напівпровідниковій підкладці КЕФ відома ($A_{np} = 4,6$ еВ) [125], то, визначивши висоту потенціального бар'єра φ , можна розрахувати роботу виходу електронів у залізі, легованому вуглецем A_M :

$$A_M = \varphi + A_{np} \quad (4.4)$$

У нашому випадку за легування вуглецем заліза робота виходу отриманої системи становить 6,6 еВ, що на 2,2 еВ більше, ніж у чистому залізі $A_{Fe} = 4,4$ еВ. Відповідно забезпечується відмінність в енергії Фермі між залізом та залізом, легованим вуглецем, що пояснює утворення області з НДО на ВАХ системи Fe/MgO/(Fe+C). Таким чином, дослідження на напівпровідникових підкладках p - та n -типу провідності дозволили експериментально визначити величину зміни роботи виходу електронів і відповідно енергії Фермі для наноплівки заліза за відповідних умов легування вуглецем.

4.4 Зонна структура отриманої системи (Fe + C)/КЕФ

За результатами, отриманими при вимірюванні опору та вольт-амперних характеристик для контактів заліза, легованого вуглецем, на напівпровідниковій підкладці КЕФ *n*-типу провідності, можна зробити висновок, що утворюється випрямляючий контакт типу діода Шотткі. Розрахувавши висоту потенціального бар'єру ϕ та роботу виходу електронів у залізі, легованому вуглецем, можна побудувати відповідну зонну діаграму отриманої структури до контакту та після (рис. 4.6). Збільшення роботи виходу електронів, що спостерігається в залізі за відповідних умов легування вуглецем, спричиняє відповідну зміну в величині енергії Фермі отриманої системи (Fe+C) в порівнянні з чистим Fe. Тобто енергія Фермі заліза, легованого вуглецем, на 2,2 еВ нижча за енергію Фермі чистого заліза.

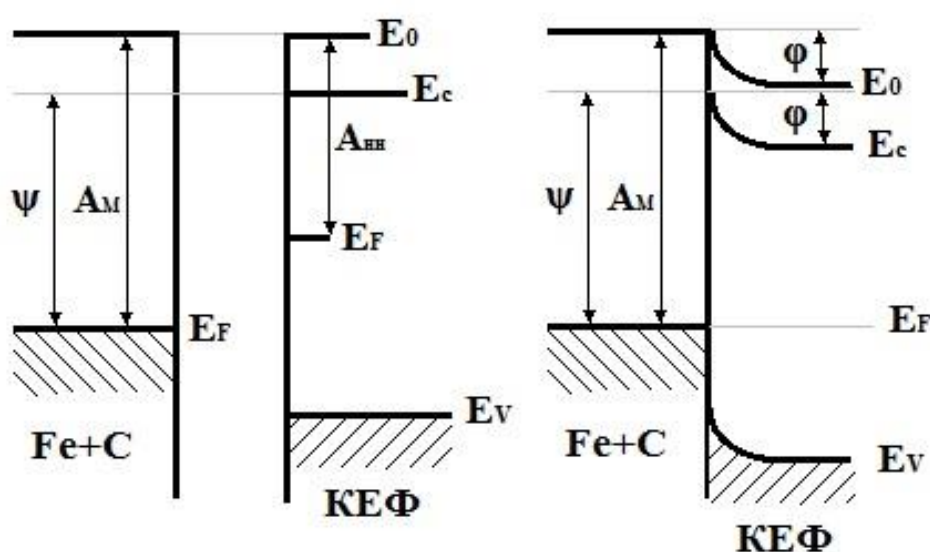


Рис. 4.6. Зонна структура досліджуваної системи: а) вихідних матеріалів, б) отриманого контакту; A_M , A_{HP} – робота виходу електронів з металу і напівпровідника, відповідно, E_F – енергія Фермі, E_V – верхня межа валентної зони, E_C – зона провідності, E_0 – енергія вільних електронів, ψ – робота виходу внутрішньої термоємності електронів у напівпровідник, ϕ – висота потенціального бар'єра.

Тому в розділі 3 при дослідженні контактів МТІ-системи Fe/MgO/(Fe+C) за умови легування одного з шарів заліза вуглецем, рівень Фермі легованого контакту розташовується на 2,2 еВ нижче за рівень Фермі контакту з чистого заліза (рис. 3.1 б).

4.5 Дифузійні процеси при протіканні електричного струму

При виготовленні зразків дифузійне розподілення вуглецю в залізі забезпечувалось не у всьому об'ємі металу, а лише в вузькій приповерхневій області. На першому етапі розпорошувався вуглець на напівпровідникову підкладку. Після чого напорошувалось залізо товщиною 20-25 нм і проводився дифузійний відпал за температури 600 К протягом 30 хв. Оскільки коефіцієнт дифузії в залізо на сім порядків вищий за коефіцієнт дифузії в кремній [122], то вуглець переважно розподілювався в об'ємі напорошеного металу. Останнім етапом виготовлення контакту є додаткове напорошення заліза товщиною 80-100 нм. В результаті отриманий контакт представляє із себе складну систему, де легуюча домішка зосереджена в певній вузькій області металу на інтерфейсі з напівпровідниковою підкладкою (рис 4.7).

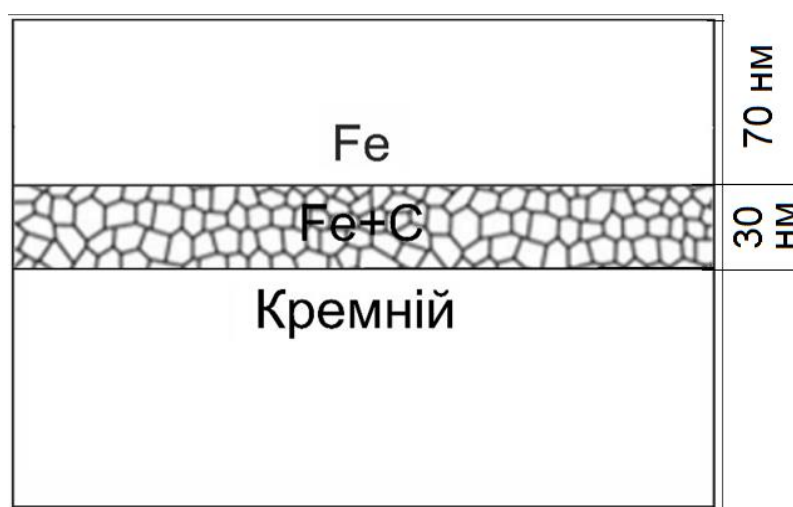


Рис. 4.7. Схема отриманого контакту (Fe+C) на напівпровідниковій підкладці

Дослідження дифузії вуглецю в залізі та його сплавах при різноманітних факторах на сьогодні є актуальною проблемою [126-129]. Враховуючи відсутність в літературі кількісних даних про коефіцієнт дифузії вуглецю в залізо за кімнатної температури, було проведено екстраполяцію з використанням формули (2.2), яка описує дифузію в температурному інтервалі 800 - 1050 К. В результаті екстраполяції зроблена оцінка коефіцієнту дифузії $D = 1,44 \times 10^{-21} \text{ м}^2/\text{с}$ за температури 300 К. Підставивши його в наступну формулу, можна розрахувати, на яку глибину проникає вуглець в залізо за добу:

$$x = \sqrt{2Dt} \quad (4.5)$$

де, x – глибина проникнення, D – коефіцієнт дифузії, t – час

Отримуємо, що при знаходженні зразка в атмосфері за кімнатної температури вуглець в залізо проникає на глибину 10 нм за добу. Оскільки вимірювання проводились протягом тижня, то можна вважати, що вуглець лише частково розчиняється в об'ємі заліза.

При вимірюванні струм, що протікає через отриманий контакт, стимулює процеси електродифузії вуглецю. В результаті змінюється опір отриманої системи. Це пов'язано з тим, що вуглець в залізі знижує загальну концентрацію вільних електронів. Тому, наприклад, питомий опір чистого заліза в півтора раз нижчий за питомий опір сталі. Підтвердженням зміни концентрації вуглецю під дією електричного струму служить наступний експеримент. До контакту з залізом, легованим вуглецем, прикладалась постійна напруга в 4 В і проводилось вимірювання струму протягом 20 хв. В результаті в залежності від полярності напруги, відповідно і зміни напрямку струму, відбувається або зростання опору, або зменшення (рис. 4.8).

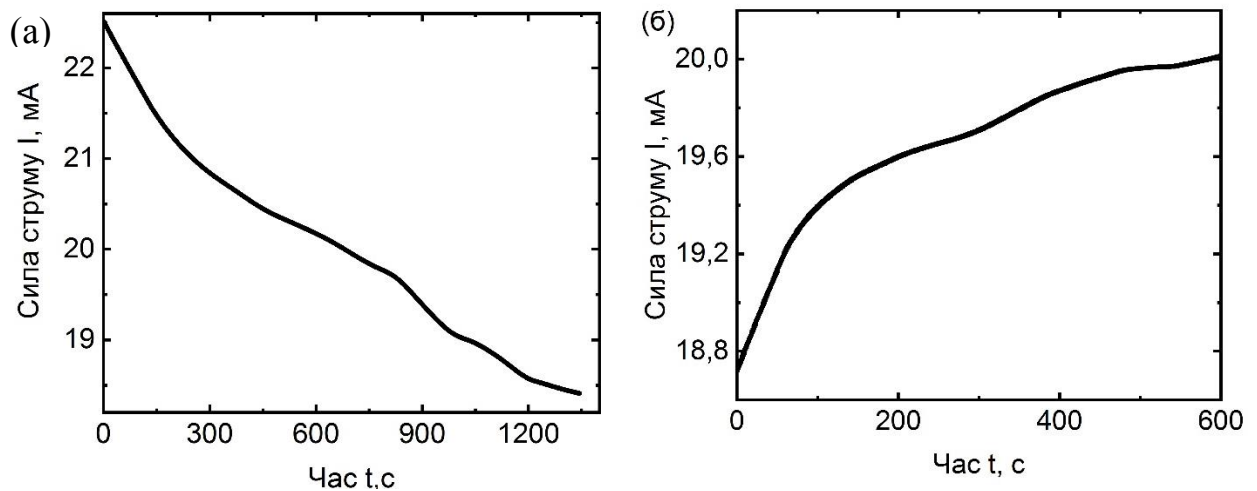


Рис. 4.8. Вимірювання струму за постійної напруги в 4 В для контакту (Fe+C) на напівпровідниковій підкладці КЕФ n -типу провідності в залежності від напрямку струму: а) з контакту (Fe+C) в підкладку б) навпаки

Вуглець в залізі має позитивний заряд, тому на його електроміграцію впливають два фактори: полярність напруги, яка стимулює його рух в напрямку катода, та електронний вітер, який рухається в бік анода. Електрони зіштовхуються із іонами вуглецю, передають йому свій імпульс, тим самим рухаючи його в напрямку власного руху. При забезпеченні струму достатньої густини вуглець в залізі буде рухатись від катода до анода[111]. Відповідно зміна полярності напруги змінює напрямок міграції вуглецю. Видно (рис. 4.8, а), що після 20 хв. вимірювання зміна опору уповільнюється, це означає проходження дифузії вуглецю під дією електроміграції на глибину, що приблизно відповідає товщині плівки. Знаючи час вимірювання (1400 с) та товщину плівки (~ 100 нм), можливо розрахувати ефективний коефіцієнт дифузії вуглецю в залізо при протіканні струму:

$$D_{eff} = \frac{x^2}{2t} \quad (4.6)$$

де, x – глибина проникнення, t – час вимірювання

Отримуємо, що ефективний коефіцієнт дифузії вуглецю в залізо складає $3,5 \times 10^{-18} \text{ м}^2/\text{с}$. Аналогічно, за результатами, представленими на рис 3.7 для системи Fe/MgO/(Fe+C), розраховано $D_{\text{eff}} = 2,66 \times 10^{-18} \text{ м}^2/\text{с}$. Порівнюючи отриманий результат з термоактивованим коефіцієнтом дифузії за аналогічної температури в 300 К $D = 1,44 \times 10^{-21} \text{ м}^2/\text{с}$, можна зробити висновок, що основний внесок в транспортні процеси вуглецю вносить електроміграція під дією струму. Оскільки при зміні полярності відбувається зростання струму, то даний процес є зворотній і управляється зміною напрямку струму. Отримані результати можуть лягти в основу для методики вимірювання ефективного коефіцієнту дифузії в тонких плівках при протіканні струму.

4.6 Фотовольтаїчні властивості отриманих контактів

Для напівпровідникових матеріалів та їх систем характерний процес збудження світлом електрорушійної сили (ЕРС) на межі між металом та напівпровідником, що називається вентильним фотоефектом. Метод генерації електроенергії шляхом перетворення сонячного випромінення у постійний електричний струм лежить в основі сучасних перетворювачів сонячної енергії, модуляторів та перемикачів світлових потоків, пристроїв запису, зберігання і обробки оптичної інформації [136-140].

Контакти із чистого заліза на напівпровідникових підкладках *p*- та *n*-типу провідності при взаємодії зв світлом не проявляли фотовольтаїчних ефектів. Для контактів із заліза, легованого вуглецем, на напівпровідниковій підкладці КЕФ *n*-типу провідності спостерігається виникнення незначної фотоЕРС в 1-2 мВ при опроміненні білим світлом. Даний ефект спостерігається одразу після напорошення зразків і з часом зникає. Це пов'язано з тим, що залізо при знаходженні в атмосфері утворює оксид, який негативно впливає на поглинання контактом світла.

4.7 Рентгеноструктурний аналіз

Для того щоб визначити, в якій модифікації перебуває залізо в досліджуваних зразках, в аморфній, чи кристалічній, було проведено рентгеноструктурний аналіз на установці ДРОН-3М. Для цього в камеру при напорошені зразків розміщались завчасно підготовлена підкладка, яка виступала в ролі свідка. Це необхідно, оскільки площа досліджуваної плівки замала, для того щоб сфокусувати рентгенівський промінь при визначенні її структури. В результаті рентгеноструктурний аналіз проводився для тонкого шару заліза до 100 нм на монокристалічній підкладці з кремнію та ситалу, напорошених під час виготовлення відповідних зразків.

При дослідженні нанорозмірних плівок рентгеноструктурний аналіз проводити досить складно, це пов'язано з тим, що рентгенівське випромінювання має малу довжину хвилі (0,15 нм для $\text{Cu K}\alpha_1$) і дифракція променів відбувається не тільки на плівці, а також на підкладці. Тому дослідження наноплівки заліза на кремнієвій монокристалічній підкладці проводилось в два етапи. Перший етап в широкому діапазоні кутів $20-55^\circ$. Вимірювання відбувалися з використанням анодної трубки $\text{Cu K}\alpha_1$ при напрузі $U = 29$ кВ, силі струму $I = 25$ мА та кроці в $0,1^\circ$ з часом витримки на кожному кроці 12 с. Отримана рентгенограма зображена на рис. 4.9.

Перших два піка в районі 2Θ 24° та 27° притаманні для кремнію. Наступний пік спостерігається в діапазоні $40-45^\circ$ і має низьку інтенсивність. Проведено повторну зйомку області з 38° до 48° для залізної наноплівки на кремнієвій підкладці з витримкою в часі 60 с на кожному кроці для збільшення відношення сигнал/шум та для чистої кремнієвої підкладки з витримкою в часі 20 с, щоб переконатись, що пік належить залізу.

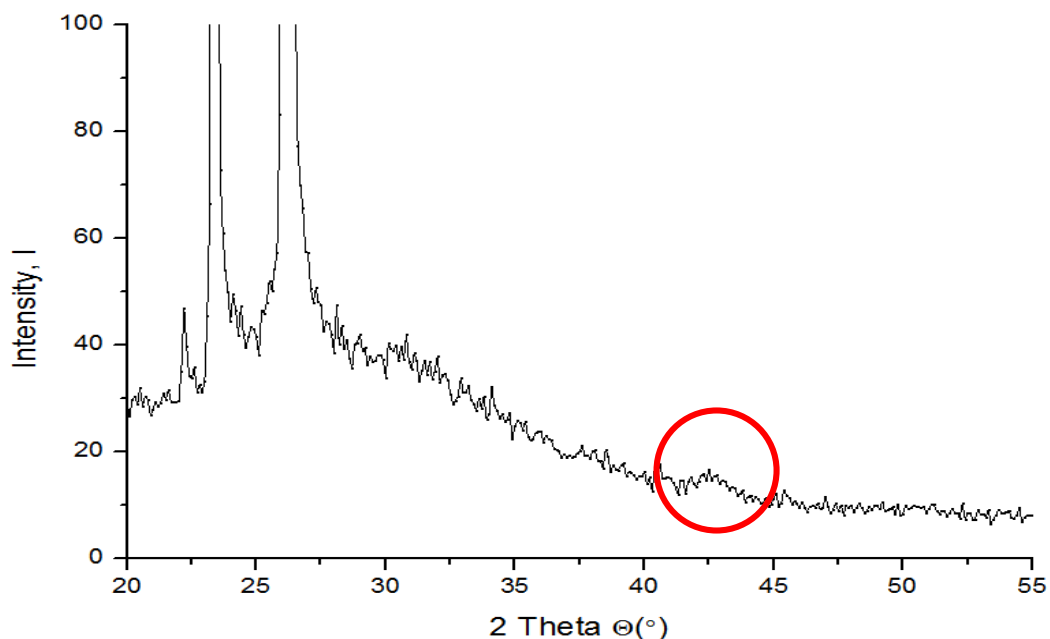


Рис. 4.9. Рентгенограма тонкого шару заліза до 100 нм на кремнієвій монокристалічній підкладці

В результаті для рентгенограми тонкого шару заліза на кремнієвій підкладці (рис. 4.10, а) на кутах 2Θ $43,5^\circ$ - 45° спостерігається пік, характерний для ОЦК заліза, який відсутній на рентгенограмі з чистої підкладки кремнію (рис. 4.10, б). Тому можна зробити висновок, що в досліджуваних зразках залізо перебуває в кристалічному стані з ОЦК ґраткою.

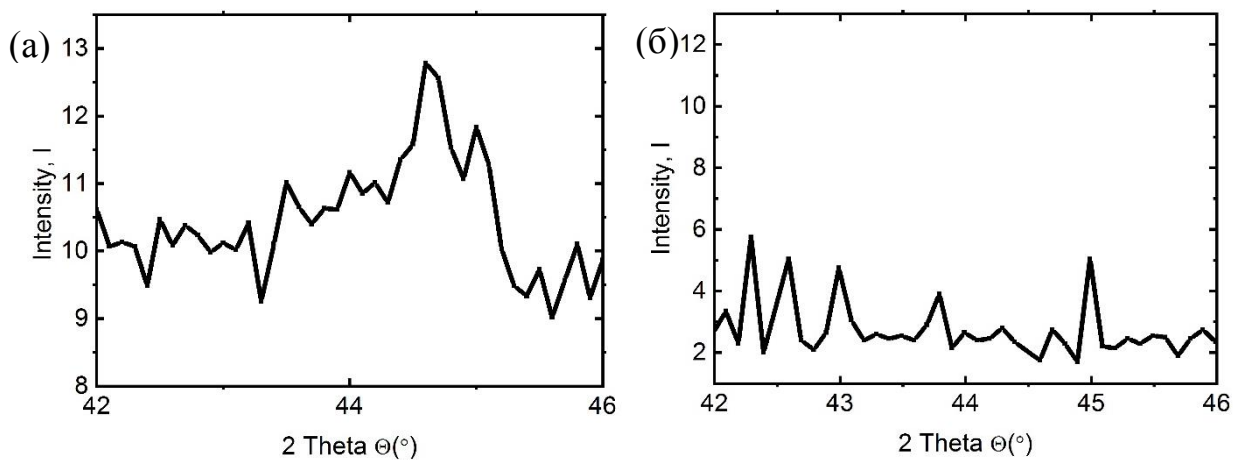


Рис. 4.10. Рентгенограма: а) тонкого шару заліза на кремнієвій підкладці
б) чистої кремнієвої монокристалічної підкладки

4.8 Визначення хімічного складу

Для визначення концентрації вуглецю та наявності небажаних домішок, які могли вплинути на результат досліджень, проведено електронну мікроскопію отриманих контактів на скануючому електронному мікроскопі (SEM) з приставкою для хімічного аналізу Oxford X-Max 50. Зображення поверхні чотирьох досліджуваних контактів з відповідними спектрами:

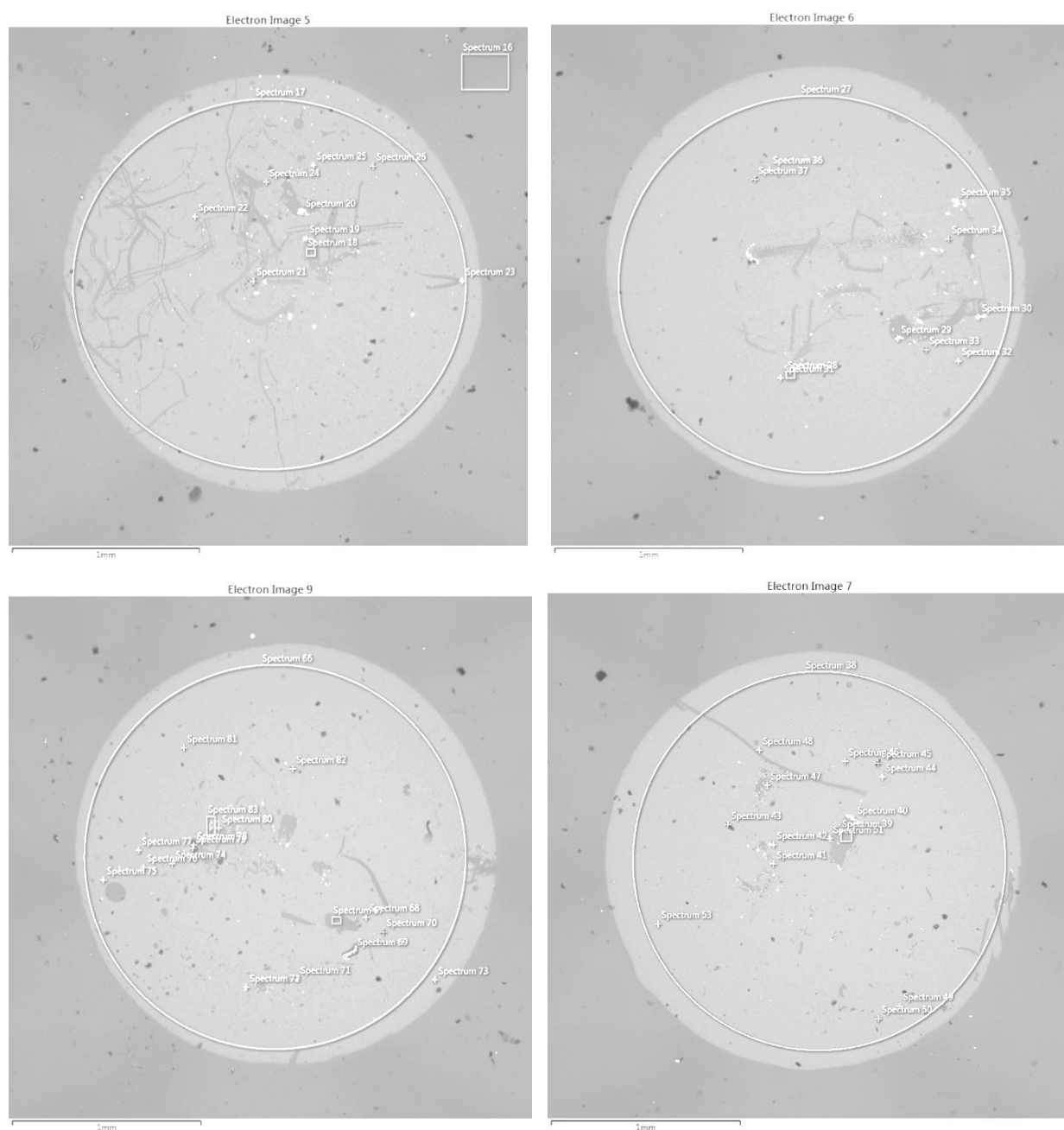


Рис. 4.11. Зображення досліджуваних контактів, отримані за допомогою електронної мікроскопії

Оскільки в камері присутній залишкові пари масла, то на всіх зображеннях отриманих SEM при аналізі хімічного складу присутній вуглець. Для того щоб виключити його вплив, отримано спектр із поверхні кремнієвої підкладки за межами напорошеного контакту, позначений Spectrum 16 (рис. 4.11, а). Враховуючи його, можна встановити хімічний склад отриманих контактів Spectrum 17 (рис. 4.11, а), Spectrum 27 (рис. 4.11, б), Spectrum 66 (рис. 4.11, в), Spectrum 38 (рис. 4.11, г), результати хімічного аналізу з цих ділянок наведені на рис 4.12.



Рис. 4.12. Хімічний склад отриманих контактів

З результатів хімічного аналізу (рис. 4.12) Spectrum 16 видно, що для даних умов вимірювання присутність вуглецю в камері становить 10%, тому враховуючи це значення із спектрів отриманих для самих контактів можна зробити висновок, що концентрація вуглецю коливається від 2,4% до 4,3% для різних досліджуваних контактів.

Присутність будь-яких інших елементів незначна і пов'язана з технологічним процесом виготовлення самої кремнієвої підкладки, а не умов напорошення контактів.

Для заліза характерно утворення тонкого окисного шару при тривалому знаходженні в атмосфері, тому на отриманих спектрах присутній кисень. Для уникнення якого поверхню контактів бажано покривати захисним шаром металу, наприклад хромом.

4.9 Перспективи практичного використання

Діоди Шотткі знаходять широке застосування в мікроелектроніці. У цифровій мікроелектроніці діод Шотткі вводиться в схеми транзистор-транзисторної логіки для підвищення швидкодії [131,132]. Призначення діода Шотткі в таких схемах - екстракція носіїв з області $p-n$ переходу біполярного транзистора при його перемиканні. Екстракція носіїв підвищує швидкість перемикання транзистора. Іншим застосуванням діодів Шоттки є використання в якості керуючого електрода польового транзистора. Висока швидкодія діодів Шотткі лежить в основі їх використання в СВЧ електроніці. Застосування біполярних транзисторів і діодів з $p-n$ переходом в СВЧ електроніці ускладнено, оскільки в роботі таких структур використовуються, як електронні так і діркові струми. Також діоди Шотткі використовуються в світловипромінюючих пристроях за рахунок електролюмінісценції [133] та в спінтроніці.

Однією з головних функцій спінової електроніки є передача інформації за допомогою проекції спіна електрона, який може приймати лише два значення $+1/2$ або $-1/2$. Ця функція може бути реалізована з використанням контактів феромагнітний метал-напівпровідник [134]. У феромагнітному діоді Шотткі в порівнянні зі звичайними приладами швидкодія підвищується в 2 рази (мінімум) за рахунок одночасного використання передачі, пов'язані з величиною струму електронів, і інформації, закладеної в значенні спіна. Крім

того, прилади такого типу в перспективі можуть застосовуватись для шифрування інформації [134]. Тому отримання випрямляючого контакту метал–напівпровідник з використанням феромагнітних металів є актуальною задачею на сьогодні. В даному розділі представлені результати реалізації такої можливості при контакті заліза, легованого вуглецем, з напівпровідником КЕФ n -типу провідності.

4.10 Висновки до четвертого розділу

Легування вуглецем заліза на напівпровідниковій підкладці КЕФ n -типу призводить до зміни провідності із омичної, отриманої для чистого заліза, в експоненціальну асиметричну провідність, характерну для випрямляючого контакту метал–напівпровідник. Це пов'язано зі збільшенням роботи виходу електронів в залізі за рахунок легування вуглецем. В результаті при контакті з напівпровідником n -типу провідності, для якого робота виходу електронів менше, утворюється потенціальний бар'єр ϕ . За допомогою аналітичної методики, визначивши з вольт-амперних характеристик отриманого контакту, розраховано висоту потенціального бар'єра i , відповідно, роботу виходу електронів і енергію Фермі для заліза за відповідних умов легування вуглецем.

ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ

- 1) Вперше експериментально отримано НДО на ВАХ тонкоплівкових систем феромагнетик–діелектрик–феромагнетик за відповідного вибору матеріалів в якості верхнього та нижнього металу з відмінностями в електронній густині станів між ними. Формування області НДО на ВАХ пояснена з застосуванням моделі провідності в 1D-, 0D-структурах, що виникають в результаті нерівномірності товщини діелектрика.
- 2) Виявлено закономірність: чим вища диференційна провідність на початковій ділянці ВАХ, тим нижча напруга, за якої спостерігається область з НДО. Зниження температури призводить до збільшення показника PVR області НДО.
- 3) Показано, що для виникнення області з НДО на ВАХ необхідної відмінності в зонній структурі системи між верхнім і нижнім металом вдається досягти навіть при виборі однотипних металів, легуючи один із них. Це дозволяє розширити пошук можливих систем для отримання оптимальних властивостей МДМ системи, ВАХ якої містить область з НДО.
- 4) Виявлено суттєвий вплив міграції вуглецю під дією електронного вітру на електрофізичні властивості тонкоплівкових шаруватих систем на основі заліза за кімнатної температури, що має реверсивний характер. Встановлено, що внесок електроміграції на три порядки перевищує вклад термоактивованої дифузії вуглецю в залізі за квазірівноважних умов.
- 5) Окислювальний процес, що відбувається з верхнім шаром заліза при знаходженні зразка Fe/MgO/Fe в атмосфері за кімнатної температури, призводить до асиметрії вольт-амперних характеристик, що притаманно для випрямляючого контакту діода Шотткі.

6) З експериментів на напівпровідникових підкладках p - та n -типу провідності визначено зміну роботи виходу електронів для контактів заліза за відповідних умов легування вуглецем. На напівпровідниковій підкладці КЕФ n -типу це призводить до зміни провідності із омичної, отриманої для контакту чистого заліза, в експоненціальну асиметричну провідність, характерну для випрямляючого контакту метал–напівпровідник.

СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

1. Хасса Г. Физика тонких пленок. Современное состояние исследований и технические применения: учебное пособие Т.1 / Под ред. г. Хасса.— Москва: Мир, 1967. — 344 с.
2. Zhu J. Magnetic tunnel junctions / J. Zhu, C. Park. // Materials Today. — 2006. — №9(11). — P. 36–45.
3. Sudirgo S. Quantum And Spin Tunnel Devices For Memory Applications / S. Sudirgo, S. Rommel, S. Kurinec. — 2008.
4. Inomata K. Large Tunneling Magnetoresistance at Room Temperature Using a Heusler Alloy with the B2 Structure / K. Inomata, S. Okamura, R. Goto, N. Tezuka. // Japanese Journal of Applied Physics. — 2003.
5. Bar'yakhtar V.G. Magnetoresistance in $\text{La}_{1-x}\text{Sr}_x\text{MnO}_{3-\delta}$ ($x=0.15-0.30$) polycrystalline samples / V.G. Bar'yakhtar, A.N. Pogorilyi, N.A. Belous, A.I. Tovstolytkin // Journal of Magnetism and Magnetic Materials.—1999.— №207.— P. 118–120
6. Sakuraba Y. Giant tunneling magnetoresistance in $\text{Co}_2\text{MnSi}/\text{Al-O}/\text{Co}_2\text{MnSi}$ magnetic tunnel junctions / Y. Sakuraba, M. Hattori, M. Oogane, Y. Ando, H. Kato, A. Sakuma, T. Miyazaki. // Applied Physics Letters. — 2006. — №88. — P. 192508.
7. Kämmerer S. Co_2MnSi Heusler alloy as magnetic electrodes in magnetic tunnel junctions / S. Kämmerer, A. Thomas, A. Hutten, G. Reiss. // Applied Physics Letters. — 2004. — №85. — P. 79–81.
8. Sakuraba Y. Magnetic tunnel junctions using B2-ordered Co_2MnAl Heusler alloy epitaxial electrode / Y. Sakuraba, J. Nakata, M. Oogane, H. Kubota, Y. Ando, A. Sakuma, T. Miyazaki.// Applied Physics Letters. — 2006. — №88. — P. 022503.
9. Inomata K. Structural and magnetic properties and tunnel magnetoresistance for $\text{Co}_2(\text{Cr,Fe})\text{Al}$ and Co_2FeSi full-Heusler alloys / K. Inomata, S. Okamura, A. Miyazaki, M. Kikuchi, N. Tezuka, M. Wojcik, E. Jedryka. // Journal of Physics D: Applied Physics. — 2006. — №39. — P. 816.

10. Okamura S. Large tunnel magnetoresistance at room temperature with a Co_2FeAl full-Heusler alloy electrode / S. Okamura, A. Miyazaki, S. Sugimoto, N. Tezuka, K. Inomata. // *Applied Physics Letters*. – 2005. – №86. – P. 232503.
11. Tezuka N. Tunnel magnetoresistance for junctions with epitaxial full-Heusler $\text{Co}_2\text{FeAl}_{0.5}\text{Si}_{0.5}$ electrodes with B2 and L21 structures / N. Tezuka, N. Ikeda, A. Miyazaki, S. Sugimoto, M. Kikuchi, K. Inomata. // *Applied Physics Letters*. – 2006. – №89. – P. 112514
12. Kubota T. Half-metallicity and Gilbert damping constant in $\text{Co}_2\text{Fe}_x\text{Mn}_{1-x}\text{Si}$ Heusler alloys depending on the film composition / T. Kubota, S. Tsunegi, M. Oogane, S. Mizukami, T. Miyazaki, H. Naganuma, Y. Ando. // *Applied Physics Letters*. – 2009. – №94. – P. 122504
13. Ishikawa T. Spin-dependent tunneling characteristics of fully epitaxial magnetic tunneling junctions with a full-Heusler alloy Co_2MnSi thin film and a MgO tunnel barrier / T. Ishikawa, T. Marukame, H. Kijima, K.-I. Matsuda, T. Uemura, M. Arita, M. Yamamoto. // *Applied Physics Letters*. – 2006. – №89. – P. 192505
14. Ishikawa T. Fabrication of fully epitaxial $\text{Co}_2\text{MnSi}/\text{MgO}/\text{Co}_2\text{MnSi}$ magnetic tunnel junctions / T. Ishikawa, S. Hakamata, K.-I. Matsuda, T. Uemura, M. Yamamoto. // *Journal of Applied Physics*. – 2008. – №103. – P. 07A919
15. Tsunegi S. Large tunnel magnetoresistance in magnetic tunnel junctions using a Co_2MnSi Heusler alloy electrode and a MgO barrier / S. Tsunegi, Y. Sakuraba, M. Oogane, K. Takanashi, Y. Ando. // *Applied Physics Letters*. – 2008. – №93. – P. 112506
16. Liu H.-X. Giant tunneling magnetoresistance in epitaxial $\text{Co}_2\text{MnSi}/\text{MgO}/\text{Co}_2\text{MnSi}$ magnetic tunnel junctions by half-metallicity of Co_2MnSi and coherent tunneling / H.-X. Liu, Y. Honda, T. Taira, K.-I. Matsuda, M. Arita, T. Uemura, M. Yamamoto. // *Applied Physics Letters*. – 2012. – №101. – P. 132418
17. Taira T. Spin-dependent tunnelling characteristics of fully epitaxial magnetic tunnel junctions with a Heusler alloy Co_2MnGe thin film and a MgO barrier / T.

- Taira, T. Ishikawa, N. Itabashi, K. Matsuda, T. Uemura, M. Yamamoto. // Journal of Physics D: Applied Physics. – 2009. – №42. – P. 084015
18. Yamamoto M. Effect of defects in Heusler alloy thin films on spin-dependent tunnelling characteristics of $\text{Co}_2\text{MnSi}/\text{MgO}/\text{Co}_2\text{MnSi}$ and $\text{Co}_2\text{MnGe}/\text{MgO}/\text{Co}_2\text{MnGe}$ magnetic tunnel junctions / M. Yamamoto, T. Ishikawa, T. Taira, G. Li, K. Matsuda, T. Uemura. // Journal of Physics: Condensed Matter. – 2010. – №22. – P. 164212
 19. Wang W.H. Giant tunneling magnetoresistance up to 330% at room temperature in sputter deposited $\text{Co}_2\text{FeAl}/\text{MgO}/\text{CoFe}$ magnetic tunnel junctions / W.H. Wang, H. Sukegawa, R. Shan, S. Mitani, K. Inomata. // Applied Physics Letters. – 2009. – №95. – P. 182502
 20. Tezuka N. Improved tunnel magnetoresistance of magnetic tunnel junctions with Heusler $\text{Co}_2\text{FeAl}_{0.5}\text{Si}_{0.5}$ electrodes fabricated by molecular beam epitaxy / N. Tezuka, N. Ikeda, F. Mitsunashi, S. Sugimoto. // Applied Physics Letters. – 2009. – №94. – P. 162504
 21. Marukame T. Highly spin-polarized tunneling in fully epitaxial $\text{Co}_2\text{Cr}_{0.6}\text{Fe}_{0.4}\text{Al}/\text{MgO}/\text{Co}_{50}\text{Fe}_{50}$ magnetic tunnel junctions with exchange biasing / T. Marukame, T. Ishikawa, S. Hakamata, K. Matsuda, T. Uemura, M. Yamamoto. // Applied Physics Letters. – 2007. – №90. – P. 012508
 22. Marukame T. Tunnel magnetoresistance in fully epitaxial magnetic tunnel junctions with a full-Heusler alloy thin film of $\text{Co}_2\text{Cr}_{0.6}\text{Fe}_{0.4}\text{Al}$ and a MgO tunnel barrier / T. Marukame, M. Yamamoto. // Journal of Applied Physics. – 2007. – №101. – P. 083906
 23. Liu H.-X. Influence of film composition in quaternary Heusler alloy $\text{Co}_2(\text{Mn,Fe})\text{Si}$ thin films on tunnelling magnetoresistance of $\text{Co}_2(\text{Mn,Fe})\text{Si}/\text{MgO}$ -based magnetic tunnel junctions / H.-X. Liu, T. Kawami, K. Moges, T. Uemura, M. Yamamoto, F. Shi, P.M. Voyles. // Journal of Physics D: Applied Physics. – 2015. – №49. – P. 164001

24. Parkin S. S. Giant tunnelling magnetoresistance at room temperature with MgO (100) tunnel barriers / S. S. Parkin, C. Kaiser, A. Panchula et al.. // *Nature Materials*. – 2004. – №3. – P. 862–867.
25. Meena J. Overview of emerging nonvolatile memory technologies / J. Meena, S. Sze, U. Chand, T. Tseng. // *Nanoscale Research Letters*. – 2014. – №9. – P. 526.
26. Chang T.-C. Resistance random access memory / T.-C. Chang, K.-C. Chang, T.-M. Tsai, T.-J. Chu, and S. M. Sze. // *Materials Today*. – 2016. – №19. – P. 254–264.
27. Sudirgo S. NMOS/SiGe Resonant Interband Tunneling Diode Static Random Access Memory / S. Sudirgo, D.J. Pawlik, S.K. Kurinec, P.E. Thompson, J.W. Daulton, S.y. Park, R. Yu, P.R. Berger, S.L. Rommel // *Device Research Conference 2006 64th*. – 2006. – P. 265–266.
28. Wagt J. P. A. Tunneling-based SRAM / J. P. A. van der Wagt // in *Proceedings of the IEEE*. – 1999. – №87. – P. 571–595.
29. Sorada H. A monolithically integrated Si interband tunneling diode (IBTD)/MOSFET memory for ultra low voltage operation below 0.5 V / H. Sorada, K. Morita, K. Morimoto, S. Yoshii, T. Uenoyama, K. Ohnaka. // *Superlattices and Microstructures*. – 2000. – №28. – P. 331–337.
30. Chakraverty M. First Principle Simulations of Fe/MgO/Fe MTJs for Applications in MRAM based Cell Phone Architectures / M. Chakraverty, H. Kittur. // *International Journal of Micro and Nano Systems*. – 2011. – №2. – P. 1–6.
31. Товстолиткін О. І. Фізичні основи спінтроніки. Навчальний посібник / О. І. Товстолиткін, М. О. Боровий, В. В. Курилюк, Ю. А. Куницький. // Вінниця: Нілан-ЛТД, 2014. – С. 437–451.
32. Naji P.K. A 256 kb 3.0 V 1T1MTJ nonvolatile magnetoresistive RAM / P.K. Naji, M. Durlam, S. Tehrani, J. Calder, M.F. DeHerrera. // *IEEE International Solid-State Circuits Conference. Digest of Technical Papers. ISSCC*. – 2001. – P. 122–123.

33. Prejbeanu I.L. Thermally assisted MRAM / I.L. Prejbeanu, M. Kerekes, R.C. Sousa, H. Sibuet, O. Redon, B. Dieny, J.P. Nozieres. // *Journal of Physics Condensed Matter*.— 2001.— P. 1-26.
34. Uemura T. Proposal and experimental demonstration of magnetic tunnel junction connected in parallel with tunnel diode / T. Uemura, S. Honma, T. Marukame, M. Yamamoto. // *Electronics Letters*.—2003.— №39(21)
35. Halupka D. Negative resistance read and write schemes for STT-MRAM in 0.13 μm CMOS / D. Halupka, S. Huda, W. Song, A. Sheikholeslami, K. Tsunoda, C. Yoshida, M. Aoki. // Paper presented at the IEEE International Solid-State Circuits Conference.— 2010.
36. Matsunaga S. A 3.14 μm^2 4T-2MTJ-Cell Fully Parallel TCAM Based on Nonvolatile Logic-in-Memory Architecture / S. Matsunaga // *IEEE VLSIC*.— 2012.— P. 44-45.
37. Halupka D. Negative-Resistance Read and Write Schemes for STT-MRAM in 0.13 μm CMOS / D. Halupka // *IEEE ISSCC*.—2010.— P. 256-256.
38. Umeki Y. A negative-resistance sense amplifier for low-voltage operating STT-MRAM / Y. Umeki, K. Yanagida, S. Yoshimoto. // *The 20th Asia and South Pacific Design Automation Conference*.—2015.
39. Li J. Modeling of failure probability and statistical design of spin-torque transfer magnetic random access memory (STT MRAM) array for yield enhancement // J. Li, C. Augustine, S. Salahuddin, K. Roy. // *45th ACM/IEEE Design Automation Conference*.— 2008.— P. 278–283.
40. Kang W. Yield and reliability improvement techniques for emerging nonvolatile STT-MRAM / W. Kang et al. // *IEEE Journal on Emerging and Selected Topics in Circuits and Systems*.— 2015.— №1.— P. 28–39.
41. Kang W. Variation-tolerant and disturbance-free sensing circuit for deep nanometer STT-MRAM / W. Kang et al. // *IEEE Transactions on Nanotechnology*.— 2014.— №6, P. 1088–1092.
42. Wang S. Tunneling Negative Differential Resistance-Assisted STT-RAM for Efficient Read and Write Operations / S. Wang, A. Pan, C. O. Chui, P. Gupta. //

- IEEE Transactions on Electron Devices.— 2017.— №1, P. 121–129.
43. Li R. AlGaSb/InAs tunnel field-effect transistor with on-current of $78\mu\text{ A}/\mu\text{m}$ at 0.5 V / R. Li et al. // IEEE Electron Device Lett.— 2012.— №3, P. 363–365.
 44. Eberl K. Si-based resonant inter- and intraband tunneling diodes // K. Eberl, R. Duschl, O. G. Schmidt, U. Denker, R. Haug. // Journal of Crystal Growth.— 2001.—vol. 227, P. 770–776.
 45. Esaki L. Long Journey into Tunneling / L. Esaki. // Science.— 1974.— №183(4130).— P. 1149–1155.
 46. Esaki L. New Phenomenon in Narrow Germanium p–n Junctions / L. Esaki. // Physical Review. — 1958. — №109. — P. 603–604.
 47. Rashidi M. Time-Resolved Imaging of Negative Differential Resistance on the Atomic Scale / M. Rashidi, M. Taucer, I. Ozfidan, E. Lloyd, M. Koleini, H. Labidi et al.// Physical Review Letters.— 2016.— №117(27).
 48. Dragoman M. Negative differential resistance in graphene-based ballistic field-effect transistor with oblique top gate / M. Dragoman, A. Dinescu, D. Dragoman // Nanotechnology.—2014.— №41.
 49. Liu G. Graphene-based non-Boolean logic circuits / G. Liu, S. Ahsan, A. G. Khitun et al. // Journal of Applied Physics.— 2013.— №114(15).— P. 154310.
 50. Zhang K. Negative differential resistance in low Al-composition p-GaN/Mg-doped $\text{Al}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{N}/\text{n}^+\text{-GaN}$ hetero-junction grown by metal-organic chemical vapor deposition on sapphire substrate / K. Zhang, H. Liang, R. Shen et al. // Applied Physics Letters.—2014.— №104.— P. 053507
 51. Härtle R. Resonant electron transport in single-molecule junctions: Vibrational excitation, rectification, negative differential resistance, and local cooling / R. Härtle, M. Thoss // Physical Review B.—2011.— №83(11).
 52. Nguyen P. D. Negative differential resistance effect in planar graphene nanoribbon break junctions / P. D. Nguyen, T. C. Nguyen, F. M. Hossain, D. H. Huynh, R. Evans, E. Skafidas. // Nanoscale.—2015.— №7.— P. 289-293
 53. Al-Dirini F. Negative Differential Resistance in Planar Graphene Quantum Dot Resonant Tunneling Diodes / F. Al-Dirini, M. A. Mohammed, L. Jiang et al. //

- 2017 IEEE 17th International Conference on Nanotechnology (IEEE-NANO).– 2017.– P. 965- 968.
54. Luo Z. Rayleigh-like nonlinear dielectric response and its evolution during electrical fatigue in antiferroelectric (Pb,La)(Zr,Ti)O₃ thin film / Z. Luo, X. Lou, F. Zhang et al // Applied Physics Letters.– №104(14).– P. 142904.
 55. Weymann I. Negative differential conductance and magnetoresistance oscillations due to spin accumulation in ferromagnetic double-island devices / I. Weymann, J. Barnaś. // Physical Review B.–2006.– №73(3)
 56. Lu Z.-Y. Spin-Dependent Resonant Tunneling through Quantum-Well States in Magnetic Metallic Thin Films / Z.-Y. Lu, X.-G. Zhang, S.T. Pantelides // Physical Review Letters.– 2005.– №94(20).– P. 207210.
 57. Ciorga M. Tunable negative differential resistance controlled by spin blockade in single-electron transistors / M. Ciorga, M. Pioro-Ladriere, P. Zawadzki, P. Hawrylak, A. S. Sachrajda // Applied Physics Letters.– 2002.– №80(12).– P. 2177–2179.
 58. Tsu R. Tunneling in a finite superlattice / R. Tsu, L. Esaki // Applied Physics Letters.– 1973.– №22(11), 562–564.
 59. Esaki L. BiSb Alloy Tunnel Junctions / L. Esaki, P. J. Stiles. // Physical Review Letters.– 1966.– №16(13), P. 574–576.
 60. Xie M. Negative differential resistance of a metal–insulator–metal device with gold nanoparticles embedded in polydimethylsiloxane / M. Xie, K. C. Awa, M. Langlois, W. Gaoc // Solid State Communications.– 2012.– №152.– P. 835–838.
 61. Sun H. Multilevel unipolar resistive switching with negative differential resistance effect in Ag/SiO₂/Pt device / H. Sun, Q. Liu, S. Long et al. // Journal of Applied Physics.– 2014.– №116(15), P. 154509.
 62. Jiang Z. Negative Differential Resistance in Bidirectional Threshold Switching of Ag/HfO_x/Pt Device / Z. Jiang, D. Wang, Y. Li et al.– 2020.
 63. Chow D. H. Negative differential resistances from Hg_{1–x}Cd_xTe–CdTe single quantum barrier heterostructures / D. H. Chow, T. C. McGill // Applied Physics Letters.– 1986.– № 48(21).– P. 1485–1487.

64. Chow D. H. Observation of negative differential resistance from a single barrier heterostructure/ D. H. Chow, T. C. McGill, I. K. Sou, J. P. Faurie, C. W. Nieh // Applied Physics Letters.–1988.– № 52(1), P. 54–56. doi:10.1063/1.99316
65. Khachaturova T. A. Negative differential conductivity of metal-insulator-metal tunneling structures/ T. A. Khachaturova, A. I. Khachaturov // Journal of Experimental and Theoretical Physics.–2008.– № 107.– P. 864–869 (2008).
66. Jiang J. Gap state charge induced spin-dependent negative differential resistance in tunnel junctions / J. Jiang, X.-G. Zhang, X. F. Han, // EPL Europhysics Letters.– 2016.– №114(1).– P. 17005.
67. Tersoff J. Schottky barriers and semiconductor band structures / J. Tersoff // Physical Review B.–1985.– №32(10).– P. 6968–6971.
68. Iffländer T. Local Density of States at Metal-Semiconductor Interfaces: An Atomic Scale Study / T. Iffländer, S. Rolf-Pissarczyk, L. Winking et al. // Physical Review Letters.–2015.– №114(14).– P. 146804
69. Chakraverty M. First Principle Simulations of Fe/MgO/Fe MTJs for Applications in MRAM based Cell Phone Architectures / M. Chakraverty, H. Kittur. // International Journal of Micro and Nano Systems.–2011.– №2.– P. 1-6.
70. Tomita H. Negative Dynamic Resistance and RF Amplification in Magnetic Tunnel Junctions / H. Tomita, H. Maehara, T. Nozaki, Y. Suzuki // Journal of Magnetism.–2011.– №16(2).– P. 140-144.
71. Chakraverty M Demonstration of Bias Dependence of Tunnel Magnetoresistance in Co-MgO-Co Magnetic Tunnel Junctions using First Principles Calculations / M. Chakraverty, P.S. Harisankar // 2018 4th International Conference on Devices, Circuits and Systems (ICDCS).–2018.– P. 130-136.
72. Suzuki Y. Spin-Torque Diode Effect and Its Application / Y. Suzuki, H. Kubota. // Journal of the Physical Society of Japan.–2008.– №77(3).– P. 031002.
73. Симон Ж. Молекулярные полупроводники. Фотоэлектрические свойства и солнечные элементы / Ж. Симон, Ж.-Ж. Андре., 1988. – 344 с. – (Мир).

74. Пахомов Л.Г. Пленочные структуры на основе органических полупроводников / Л. Г. Пахомов, Е. С. Леонов., 2007.— Нижний Новгород.— 79 с.
75. Орешкин П. Т. Физика полупроводников и диэлектриков.— М.: Высш. школа, 1977. - 448с.
76. Hill R. M. Dc and ac conductivity in hopping electronic systems / R. M. Hill, A.K.Jonscher // Journal of Non-Crystalline Solids.—1979.— №32.— P. 53-69
77. Почтенный А. Е. Прыжковая проводимость во фталоцианине меди и композиционных структурах на его основе / А. Е. Почтенный, Д. И. Сагайдак, Г. Г. Федорук, А. В. Мусевич // ФТТ 38.— №8.—1996.— С. 2592-2601
78. Seitz F. Modern theory of solids / F. Seitz. // New York.— 1940. — P. 547
79. Соколов А. А. Квантовая механика / А. А. Соколов, И. М. Тернов, В. Ч. Жуковский. - М.: Наука, 1979.
80. Gould R. D. Structure and electrical conduction properties of phthalocyanine thin films / R. D. Gould. // Coordination Chemistry Reviews. – 1996. – №156. – P. 237–274.
81. Frenkel J. On pre-breakdown phenomena in insulators and electronic semi-conductors / J. Frenkel // Phys. Rev.— 1938. – №54. – P. 647-648.
82. Дорохин М. В. Диод Шоттки на основе GaAs: технология получения и диагностика / М.В. Дорохин, А.В. Здоровейщев // Учебно-методическое пособие. — Нижний Новгород: Нижегородский госуниверситет.— 2013. — С.75
83. Шкловский Б. И. Неомическая прыжковая проводимость / Б. И. Шкловский // "ФТП".— 1976.— т. 10— С. 1440
84. Лебедев А. И. Физика полупроводниковых приборов / А. И. Лебедев. // Физматлит.— 2008.
85. Преображенский А. А. Магнитные материалы и элементы: Учебник для студ. вузов/ А. А. Преображенский // Москва.— 1986. – 352 с.

86. Казаков В. Г. Тонкие магнитные пленки / В. Г. Казаков // Иркутск 1997.
– С. 8
87. Parkin S. Spin-Polarized Current in Spin Valves and Magnetic Tunnel Junctions / S. Parkin. // MRS Bulletin. 2006. – №31. – P. 389 - 394.
88. Горюнов Ю. В. Магнитная анизотропия эпитаксиальных пленок железа на монокристаллических подложках MgO и Al₂O₃ / Ю. В. Горюнов, И. А. Гарифуллин // ЖЭТФ. – 1999. – т. 115, вып.2. – с. 689-703
89. Yuasa S. Giant roomtemperature magnetoresistance in single-crystal Fe/MgO/Fe magnetic tunnel junctions / S. Yuasa, T. Nagahama, A. Fukushima, Y. Suzuki, and K. Ando. // Nature Materials. – 2004. – №12, P. 868–871.
90. Yuasa S. Giant tunnel magnetoresistance in magnetic tunnel junctions with a crystalline MgO(001) barrier / S. Yuasa, D. D. Djayaprawira. // Journal of Physics D: Applied Physics. – 2007. – №40. – P. R337–R354.
91. Butler W. H. Spin-dependent tunneling conductance of Fe|MgO|Fe sandwiches / W. H. Butler, X.-G. Zhang, T. C. Schulthess, J. M. MacLaren. // Physical Review B. – 2001. – №63. – P. 054416.
92. Mathon J. Theory of tunneling magnetoresistance of an epitaxial Fe/MgO/Fe(001) junction / J. Mathon, A. Umerski // Physical Review B. – 2001. – №63. – P. 220403.
93. Бобылев А. В. Механические и технологические свойства металлов / Справочник, М.: Металлургия, 1986. – 208 с.
94. Roessler D. M. Electronic Spectrum and Ultraviolet Optical Properties of Crystalline MgO / D. M. Roessler, W. C. Walker // Phys. Rev. – 1967. – № 3. – P. 733 - 738
95. Кругляк Ю. А. Зонная структура MgO в модели GGA-PBE с учетом поправки Хаббарда U / Ю. А. Кругляк, А. В. Глушков, Н. Е. Кругляк // УДК 539.186
96. Бесогонов В. В. Уменьшение шероховатости поверхности ситалловой подложки до наноразмерных значений / В. В. Бесогонов, И. Н. Скворцова. // Приборостроение. – 2009. – №9.

97. Руководство по эксплуатации / Насос вакуумный пластинчато-роторный НВР.
98. Яковлева С. А. Технологические методы повышения точности прецизионных деталей газового подшипника поплавкового гироскопа / С. А. Яковлева // 2008. – 7с.
99. Бурлаков В. О. Вплив домішок на електрофізичні властивості магнітного тунельного переходу / В. О. Бурлаков, О. Є. Погорелов, О. В. Філатов // металофізика і новітні технології. – Т. 42 №7. – с. 919-928
100. Polishchuk D. M. Magnetic and resonance properties of FE nanowire arrays on oxidized step-bunched silicon templates / D.M. Polishchuk, A.I. Tovstolytkin, S.K. Arora, B.J. O'Dowd, I.V. Shvets // Physica E: Low-Dimensional Systems and Nanostructures. – 2015. – № 67. – P. 192–196.
101. Пост Вакуумный Универсальный ВУП-5М / Техническое описание и инструкция по эксплуатации – 2.950.161 ТО.
102. Pogrebnjak A. D. Application of micro- and nanoprobe to the analysis of small-sized 3D materials, nanosystems, and nanoobjects / A. D. Pogrebnjak, A. G. Ponomarev, A. P. Shpak, Yu. A Kunitskii // Physics Uspekhi. – 2012. – № 55. – P. 270–300
103. Goldstein J. K. Practical scanning electron microscopy: Electron and ion microprobe analysis / J. K. Goldstein, H. Yakowitz. // New York: Plenum Press. – 1975. – P. 582.
104. Goldstein J. I. Scanning electron microscopy and x-ray microanalysis (2nd ed.) / J. I. Goldstein, D. E. Newbury, P. Echlin, D. C. Joy. // New York: Plenum Press. – 1992
105. Brabazon, D., Raffer, A. 3 – advanced characterization techniques for nanostructures. In W. Ahmed & M. J. Jackson (Eds.), Emerging nanotechnologies for manufacturing // Boston: William Andrew Publishing. – 2010. – P. 59–91.
106. Хачатурова Т.А., Влияние электронной структуры барьера на транспортные характеристики туннельных контактов металл-изолятор-

- металл: диссертация / Т.А. Хачатурова, Донецк - 2011. – 146 с
107. Бакай Г. А. Исследование влияния карбида железа на некоторые свойства сплавов железа / Г.А. Бакай, М.П. Братущак, А.С. Кузема. // Ж. нано- і електрон. фіз.–2009.– Т.1. - №4. с. 110-113
 108. Filatov A. Negative differential resistance in magnetic tunnel junction systems /A. Filatov, A. Pogorelov, E. Pogoryelov // physica status solidi (b).–2014.– № 251.– P. 172-177.
 109. Jiang C. Structural, elastic, and electronic properties of Fe₃C from first principles / C. Jiang, S. G. Srinivasan, A. Caro, S. A. Maloy.// Journal of Applied Physics.–2008.– №103(4).– P. 043502.
 110. Тукмаков К. Н. Модель электродиффузионных процессов в тонких металлических плёнках / К. Н. Тукмаков, А. В. Архипов // Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета им. академика С.П. Королёва.–2010.– №1.– с. 185-194.
 111. Кузьменко П. П. Электроперенос, термоперенос и диффузия в металлах / П. П. Кузьменко // Киев.- Вища школа.– 1983.– 151 с.
 112. F. d’Heurle Electromigration in thin films : the effect of solute atoms on grain boundary diffusion / d’Heurle F. // J. Phys. Colloq..–1975.– №36 (C4).– P. 191-199.
 113. Kubby J. A. Scanning tunneling microscopy of semiconductor surfaces / J. A. Kubby, J. J. Boland, // Surface Science Reports.–1996.– №26(3-6), P. 61–204.
 114. Jönsson-Åkerman B. J. Reliability of normal-state current–voltage characteristics as an indicator of tunnel-junction barrier quality / B. J. Jönsson-Åkerman, R. Escudero, C. Leighton, S. Kim, I. K. Schuller // Applied Physics Letters.–2000.– №77(12).– P. 1870.
 115. Ventura J. Influence of Pinholes on MgO-Tunnel Junction Barrier Parameters Obtained from Current–Voltage Characteristics. / J. Ventura, J. M. Teixeira, J. P. Araujo et al. // Journal of Nanoscience and Nanotechnology.– 2010.– №10(4).– P. 2731–2734.
 116. Simmons J. G. Electric Tunnel Effect between Dissimilar Electrodes

- Separated by a Thin Insulating Film / J. G. Simmons // Journal of Applied Physics.— 1963.—№34(9).— P. 2581–2590.
117. Демиховский В. Я. Исследование электронных состояний в низкоразмерных структурах методами сканирующей зондовой микроскопии / В. Я. Демиховский, Д. О. Филатов // Нижний Новгород, ННГУ.— 2007. — 77 с.
 118. Myers E. B. Current-Induced Switching of Domains in Magnetic Multilayer Devices / E. B. Myers // Science.—1999.— №285(5429).— P. 867–870.
 119. Куркина И. И. Тонкие пленки из суспензии фторированного графена: создание, свойства и перспективы применения / И. И. Куркина // Якутск.— 2019.— 131 с.
 120. Lutz J. Semiconductor Power Devices - Physics, Characteristics, Reliability/ J. Lutz, H. Schlangenotto, U. Scheuermann, R. De Doncker. —2018. — 687 p.
 121. Поклонский Н.А. Физика электрического контакта металл/полупроводник / Н.А. Поклонский, Н.И. Горбачук, Н.М. Лапчук // Минск.— 2003.— 52 с.
 122. Нагорнов Ю. С. Термодинамика зародышеобразования карбида кремния в процессе карбонизации нанопористого кремния / Ю. С. Нагорнов // ЖТФ.— 2015.— т. 85, вып. 5
 123. Лазарев В. А. Влияние дефектов и поверхностно-активных элементов на диффузию углерода в железе / В. А. Лазарев, Б. А. Новиков, В. М. Голиков // Проблемы металловедения и физики металлов.— 1976.— №3.— С. 247-251
 124. Davis A. H. Spin dependent tunneling at finite bias / A. H. Davis, J. M. MacLaren // Journal of Applied Physics.—2000.— №9. — P. 5224–5226.
 125. Новиков С. Н. Изменение работы выхода электрона образцов Si(100) при различных энергетических воздействиях / С. Н. Новиков, С. П. Тимошенко, В. В. Калугин // Квантовая Магия.— 2011.— том 8, вып. 2.— С. 2116-2124
 126. Danilchenko V. E. Cyclic Martensitic Transformations Influence on the Diffusion Of Carbon Atoms in Fe-18 wt.%Mn-2 wt.%Si alloy / V. E.

- Danilchenko, A. V. Filatov, V. F. Mazanko, V. E. Iakovlev // *Nanoscale Research Letters*. – 2017. – №12. – P. 194
127. Bondar V. Y. Effect of Cyclic Martensitic γ – ϵ – γ Transformations on Diffusion Characteristics of Carbon in an Iron–Manganese Alloy / V. Y. Bondar, V. E. Danilchenko, V. F. Mazanko, O. V. Filatov, V. E. Iakovlev // *Usp. Fiz. Met.* – 2018. – №19. – P. 70–94
 128. Шипицын С. Я. Влияние дисперсионной нитридной фазы в матрице на перераспределение углерода в зоне циклического силового воздействия при испытании сталей на усталостную выносливость / С. Я. Шипицын, Т. В. Степанова, В. Ф. Мазанко, А. В. Филатов // XIV Міжнародна науково-практична конференція "Литво". – 2018. – С. 205-207
 129. Бурлаков В. О. Вплив домішок на електрофізичні властивості магнітного тунельного переходу / В. О. Бурлаков, О. Є. Погорелов, О. В. Філатов. // *Металлофізика та новітні технології*. – 2020. – № 7. – С. 919–928
 130. Seith H. Die elektrolytische uberfuhrung von kohlenstoff in festen stahl / H. Seith, O. Kubaschewski. // *z. elektrochem.* – 1935. – №41. – P. 551–558.
 131. Ефимов И. Е. Основы микроэлектроники. Учебник для студентов / И. Е. Ефимов, И.Я. Козырь // М.: Высш. шк. - 1983. - 384 с.
 132. Аваев Н. А. Основы микроэлектроники / Н. А. Аваев, Ю. Е. Наумов, В. Т. Фролкин // М.: Радио и связь. - 1991. – 288 с.
 133. Card H. C. Studies of tunnel MOS diodes I. Interface effects in silicon Schottky diodes / H. C. Card, E. H. Rhoderick // *J. Phys. D. Appl. Phys.* - 1971. - №10. - P.1589-1602.
 134. Holub M. Spin-polarized light-emitting diodes and lasers / M. Holub, P. Bhattacharya // *Journal of Physics D Applied Physics*. –2007. – V.40. – P. R179–R203.
 135. Blinova Yu. Structure and properties of deposited films in composite samples $\text{SiO}_2/\text{YSZ}/\text{CeO}_2/\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_y$ / Yu. Blinova, O. Snigirev, N. Porokhov et al. // *Physics of the Solid State*. –2016. – № 58. – P. 1513-1520.
 136. Li H. Dynamical thermo-optical switching based on nematic liquid crystals

- doped with push–pull azobenzene dyes / H. Li, C. Wang, Y. Pan, Y. Yang, R. Xia // *Optics Communications*.–2018.– V. 419.– P. 71-74
137. *Handbook of Photochemistry and Photophysics of Polymeric Materials*. Allen N.S. (Ed.). Wiley, Hoboken. 2010. 712 p.
138. Kozanecka-Szmigiel A. On stress – strain responses and photoinduced properties of some azo polymers / A. Kozanecka-Szmigiel, J. Antonowicz, D. Szmigiel et al.// *Polymer*.–2018.– №140.– P. 117–121.
139. Al'-Kadimi A. D. Features of the photoconductivity and information characteristics of recording media based on films of poly-N-epoxypropyl carbazole doped with polymethine dyes of various ionicities / A. D. Al'-Kadimi, N. A. Davidenko, V. A. Pavlov et al // *Journal of Optical Technolog.*–2002.– №69(10). P. 744–749.
140. Köhler A. *Electronic Processes in Organic Semiconductors: An Introduction* / A. Köhler, H. Bässler // Wiley-VCH : Weinheim.– 2015.– P. 424.

Додаток 1

ПЕРЕЛІК ОПУБЛІКОВАНИХ ПРАЦЬ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

Статті у наукових фахових виданнях

1. Бурлаков В. О. Вплив домішок на електрофізичні властивості магнітного тунельного переходу / В. О. Бурлаков, О. Є. Погорелов, О. В. Філатов. // Металофізика та новітні технології. – 2020. – № 7. – С. 919–928; <https://doi.org/10.15407/mfint.42.07.0919> (за наукометричною базою даних *Scopus* — *квартиль Q3*).
2. Бурлаков В. О. Вплив Карбону на властивості контакту метал–напівпровідник / В. О. Бурлаков, О. Є. Погорелов, О. В. Філатов. // Металофізика та новітні технології. – 2020. – № 9. – С. 1207–1215; <https://doi.org/10.15407/mfint.42.09.1207> (за наукометричною базою даних *Scopus* — *квартиль Q3*).
3. Burlakov V. Change Character of Conductivity in Metal–Insulator–Metal Thin Films / V. Burlakov, O. Filatov, O. Pogorelov // Phys. Status Solidi B. – 2020. – P. 2000502; <https://doi.org/10.1002/pssb.202000502> (за наукометричною базою даних *Scopus* — *квартиль Q2*).
4. Бурлаков В. О. Электрофизические свойства плёнок железа, легированных углеродом / В. О. Бурлаков, О. Є. Погорелов, О. В. Філатов. // Вісник Українського матеріалознавчого товариства ім. І. М. Францевича. – 2019. – № 12. – С. 17–20.

Публікації у міжнародних науково-технічних збірниках

і матеріалах наукових конференцій

5. Бурлаков В. О., Філатов О. В., Погорелов О. Є., Соляник П. О., Зінова О. С. Окислювальні процеси в тришарових плівкових структурах. Збірник наукових праць. V Міжнародна науково-практична конференція «Структурна релаксація в твердих тілах». – 2015. С. 96.
6. Бурлаков В. О., Філатов О. В., Погорелов О. Є. Вдосконалення сенсорів на MTJ-структурах. Abstract Book of the 8th International Scientific and Technical

Conference “Sensors electronics and microsystems technologies” (SEMST-8). – 2018. С. 147–148.

7. Бурлаков В. О., Філатов О. В., Погорелов О. Є. Електрофізичні властивості тонкоплівкових структур феромагнетик–діелектрик–феромагнетик за міграції електропровідних домішок. Збірник тез міжнародної конференції «Функціональні матеріали для інноваційної енергетики – ФМІЕ-2019». – 2019. С. 73.

8. Burlakov V. O., Pogorelov O. E., Filatov O. V. Electrophysical properties thin film iron alloyed by carbon. Abstract Book of the 6th International Conference “HighMathTech 2019”. – 2019. P. 181.

9. Burlakov V. O., Pogorelov O. E., Filatov O. V. Electrophysical properties carbon-doped thin film iron. Abstract Book of the XII International Conference “Electronic Processes in Organic and Inorganic Materials” (ICEPOM-12). – 2020