

PACS numbers: 61.72.Ff, 61.72.Hh, 61.72.Lk, 66.30.Lw, 78.67.Bf, 81.40.Lm, 83.60.Np

Зміна наноструктури та мікропластичних характеристик кристалів кремнію під впливом сильних магнетних полів

Л. П. Стебленко¹, В. В. Трачевський², А. К. Мельник³,
А. М. Курилюк¹, О. М. Кріт¹, С. М. Науменко¹, Ю. Л. Кобзар¹,
І. В. Юргелевич¹, С. Г. Розуван¹, П. О. Теселько¹

¹Київський національний університет імені Тараса Шевченка,
вул. Володимирська, 64/13,
01601 Київ, Україна

²Технічний центр НАН України,
вул. Покровська, 13,
04070 Київ, Україна

³Інститут сорбції та проблем ендоекології НАН України,
вул. Генерала Наумова, 13,
03164 Київ, Україна

В роботі вивчається вплив сильних магнетних полів ($B = 9,4$ Тл) на наноструктуру та мікропластичність кристалів кремнію. Встановлені магнетостимульовані ефекти вказують на наявність залежності між еволюцією наноструктури та типом легувальних домішок (Фосфор, Бор). При цьому виявлено, що сильні магнетні поля здійснюють діаметрально протилежний вплив на зміну наноструктури в кристалах Si n - та p -типу провідності. Виявлено, що сильні магнетні поля викликають довготривалі процеси структурної релаксації, які позначаються на характері зміни мікропластичних характеристик. Встановлено, що в кристалах Si з різним типом провідності залежність між рухливістю дислокацій і домішкою, яка визначає природу мікропластичності в кремнії (Оксиген), носить ідентичний характер.

In this paper, the influences of strong magnetic fields ($B = 9.4$ Tl) on the nanostructure and the microplasticity of silicon crystal are studied. Revealed magnetostimulated effects show dependence between the evolution of nanostructure and the type of dopant impurities (phosphorus, boron). As found, the strong magnetic fields lead to different changes in nanostructure of Si crystal of the n - and p -type conductivity. As shown, the strong magnetic fields cause long-term structural relaxation processes, which effect on the changes of microplastic characteristics. As established, the dependence between the mobility of dislocations and the impu-

rity, which determines the origin of microplasticity in silicon (namely, oxygen), is identical in Si crystals with different types of conductivity.

В работе изучается влияние сильных магнитных полей ($B = 9,4$ Тл) на наноструктуру и микропластичность кристаллов кремния. Обнаруженные магнитостимулированные эффекты указывают на существование зависимости между эволюцией наноструктуры и типом легирующих примесей (фосфор, бор) и зависимости между подвижностью дислокаций и примесью, которая определяет природу микропластичности в кремнии (кислород).

Ключові слова: кремній, магнетне поле, дислокації, наноструктура, мікропластичність.

Key words: silicon, magnetic field, dislocations, nanostructures, microplasticity.

Ключевые слова: кремний, магнитное поле, дислокации, наноструктура, микропластичность.

(Отримано 25 січня 2017 р.)

1. ВСТУП

Проблема модифікації дефектно-домішкової підсистеми кристалів кремнію завжди була і все ще залишається актуальною і визначальною у фізичній природі багатьох фізичних характеристик, зокрема характеристик мікропластичності. Важливість для сучасного напівпровідникового матеріалознавства, а також для практичних потреб мікроелектроніки диктує необхідність глибокого експериментального вивчення фізичних основ модифікації наноструктури кремнію.

Як показали дослідження останніх років, нові можливості керування наноструктурою та фізичними властивостями кремнію, який належить до немагнітних матеріалів, забезпечується дією магнітного поля (МП) [1–7]. Магнітне оброблення (МО) кристалів кремнію може бути економічно вигідним шляхом керування структурно-домішковим станом та морфологією поверхні кристалів кремнію, а відтак, і фізичними властивостями кремнію, який є базовим матеріалом у мікроелектроніці.

Пошук та вивчення нових ефектів, пов'язаних із зовнішнім впливом на наноструктуру та структурно-чутливі характеристики напівпровідникових матеріалів, має велике наукове та практичне значення, оскільки уможливорює прогнозувати ті фізичні процеси, які стимульовані дією зовнішніх факторів і які можуть призводити до зміни експлуатаційних характеристик електронних приладів в ході їхньої роботи. Крім того, залучення до дослі-

джень фізичних полів як різновиду технологічних оброблянь збільшує можливості контрольованого впливу на структурні характеристики кристалів кремнію і, як наслідок, на їхні фізичні властивості, що підкреслює як наукову, так і практичну спрямованість вказаної наукової проблеми.

В попередніх дослідженнях [8] нами було виявлено, що вплив слабого ($B = 0,17$ Тл) постійного магнітного поля (МП) на дислокаційні кристали Si призводить до затримки дислокацій в положенні старту та до гальмування їх руху, тобто викликає появу позитивного магнітопластичного ефекту (МПЕ).

Метою даної роботи було встановлення закономірностей зміни наноструктури та мікропластичних характеристик кристалів кремнію n - та p -типу провідності при дії сильного ($B = 9$ Тл) постійного магнітного поля.

2. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНА МЕТОДИКА

В роботі досліджувались кристали кремнію n - та p -типу провідності, вирощені за методом Чохральського. Кристали Si n -типу були леговані фосфором до питомого опору $\rho = 4,5$ Ом-см, а кристали Si p -типу — леговані бором до питомого опору $\rho = 10$ Ом-см. Зразки обох типів провідності мали кристалографічну орієнтацію поверхні $\{111\}$.

В якості мікропластичної характеристики виступала величина пробігів індивідуальних дислокацій, що вводилися у кристали кремнію методом чотириопорного деформування на згин.

Виявлення дислокацій та визначення відстані, пройденої дислокацією при вибраних умовах навантаження і температурах, проводилося по стандартній методиці подвійного хімічного щавлення (рис. 1).

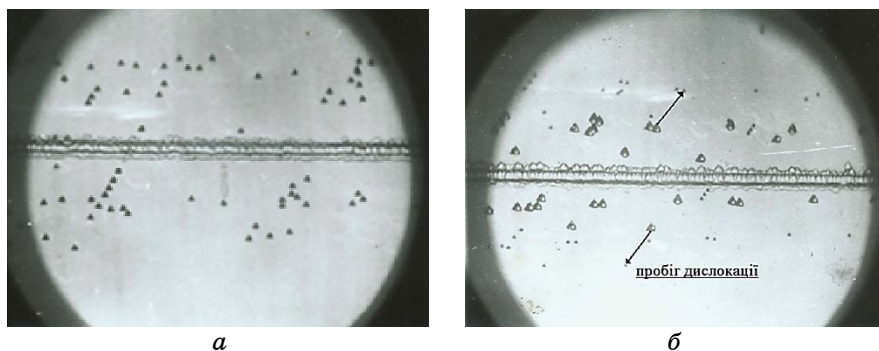


Рис. 1. Металографічне зображення дислокаційних зразків кремнію до (а) і після (б) дії механічного деформувального навантаження ($\times 200$).¹

Величина пробігу дислокацій l вимірювалася як відстань між центрами плоскодонної ямки щавлення, що відповідає початковому положенню дислокації і маленької гострокінцевої ямки, що відповідає новому положенню дислокації, що змістилася (рис. 1, б).

Магнітне оброблення зразків кремнію здійснювалося при кімнатній температурі шляхом витримки зразків в однорідному постійному магнітному полі величина магнітної індукції якого складала 9,4 Тл, час оброблення в МП становив 110 годин.

Мікроструктурні дослідження дислокаційних зразків та виміри пробігів дислокацій проводили на оптичному мікроскопі AXIO Observer A1m нового покоління фірми Carl Zeiss.

Середній пробіг дислокацій при даних умовах досліду до і після завершення магнітного оброблення визначався не менше, ніж по 50 окремих вимірах.

Дослідження рельєфу і шерсткості поверхні кремнію проводились за допомогою атомно-силового мікроскопа фірми 'NTEGRA' модифікації PRIMA російського виробника NT-MDT.

АСМ-зображення одержувалися у безконтактному режимі і обраховувалися за допомогою прикладного програмного забезпечення фірми NT-MDT.

Для вивчення структурних порушень при поверхневих шарів контрольних (вихідних) кристалів кремнію та кристалів кремнію, які пройшли магнітне оброблення, використовувався трикристальний дифрактометр.

Методом трикристальної рентгенівської дифрактометрії було визначено статичний фактор Дебая–Валлера L , який є характеристикою середньоквадратичного відхилення атомів з положення рівноваги. Трикристальний рентгенівський дифрактометр при бреггівському симетричному відбиванні від поверхні зразків $\text{SiK}_{\alpha 1}$ -випромінення працював в режимі 2θ -сканування.

Дифрактограми мали двопікову форму. З одержаних дифрактограм по різниці кутових положень головного та побічного максимумів визначався кут відхилення зразка від бреггівського положення α .

Для нашого випадку пікова інтенсивність головного максимуму була пропорційною до відношення: $I_M(\alpha) \propto E^2/\alpha^2$, де $E = e^{-L}$ — статичний фактор Дебая–Валлера. Отже, залежність логарифму інтенсивності головного піку від логарифму кута відхилення зразка від бреггівського положення α має вигляд прямої. Знаючи величину статистичного фактора Дебая–Валлера для еталонного кристалу, можна визначити аналогічну величину досліджуваного зразка.

Спектри ЕПР зразків кремнію реєструвалися при кімнатній температурі за допомогою ЕПР-спектрометра 'BRUKER ELEXSYS E580'. Частота мікрохвильового випромінення складала 9,81

ГГц, частота модуляції — 100 кГц, потужність мікрохвильового випромінювання варіювалась в межах 20–40 мВт. Спектри фіксувались в діапазоні розгортки ПМП $V_0 = 3480\text{--}3540$ Э.

Проведені в роботі еліпсометричні дослідження поверхневої наноструктури ґрунтувались на вимірюванні зсуву фаз Δ між p - та s -компонентами вектора поляризації і азимута Ψ відновленої лінійної поляризації, залежно від кута падіння світла φ . Ці мірювання виконувалися на стандартному лазерному еліпсометрі ЛЭФ-3М-1 з робочою довжиною хвилі гелій-неонового лазера $\lambda = 632,8$ нм. З кутових залежностей $\cos\Delta(\varphi)$ і $\text{tg}\Psi(\varphi)$ визначалися головний кут падіння світла φ_0 ($\cos\Delta = 0$) та $\text{tg}\Psi$ при цьому куті.

3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

В протипагу до слабого МП, яке гальмує рух дислокацій [8], вплив сильного МП на кристали Si n -типу приводить до зростання пробігів, а отже, і швидкості дислокацій в порівнянні з дислокаційними кристаллами кремнію, які не піддавалися магнітному впливу (рис. 2).

Таким чином, сильне МП спричинює існування негативного МПЕ. Останнє вказує на те, що стимульована сильним і слабким МП структурна еволюція, яка перебігає в підсистемі «дислокація–домішкова атмосфера» і яка впливає на характер руху дислокацій, має принципово різний характер.

Механізм виявлених особливостей динамічної поведінки дис-

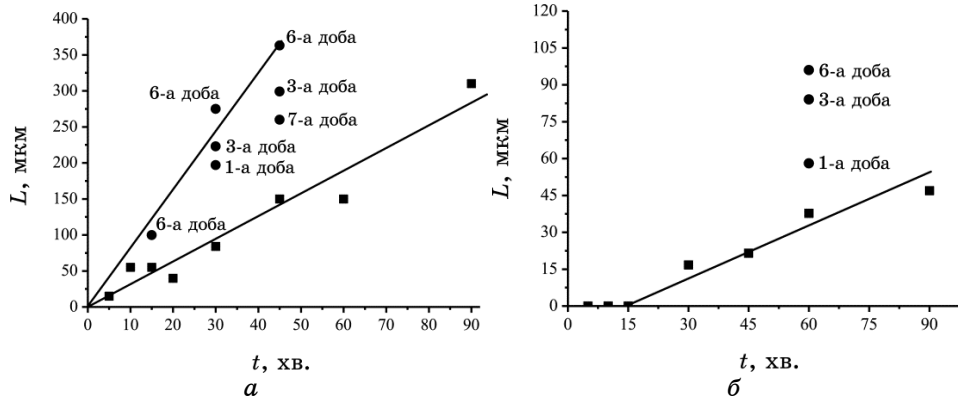


Рис. 2. Залежність середньої довжини пробігів дислокацій L від часу t дії механічного навантаження при температурі $T = 873$ К (а) та $T = 823$ К (б) в зразках Si n -типу: ■ — вихідні (контрольні) зразки; ● — зразки, витримані в сильному МП ($B = 9$ Тл) протягом 110 годин (1–7-а доба — день, на який здійснювалося деформування зразків).²

локацій, обумовлених впливом сильних МП, може бути пов'язаний зі зміною характеру взаємодії між дислокаціями та атомами Оксигену, які є домінуючими домішками в кремнії та головними гальмівними центрами для руху дислокацій. Ґрунтуючись на положеннях спін-залежної електронної теорії [9], можна припустити, що сильне МП приводить до синглет-триплетних переходів в системі «дислокація–домішка Оксигену» і стимулює зміну стану (спінової конфігурації) домішкових атомів Оксигену, що вже перебувають в ядрах дислокацій. Внаслідок цього середня енергія зв'язку Оксигену з дислокацією U_B зменшується, що приводить до втрати частини атомів Оксигену дислокаціями. Можна припустити, що в зв'язку зі зменшенням концентрації домішок Оксигену, які перебувають в ядрах дислокацій і які гальмують їх рух, швидкість дислокацій зростає.

Окрім появи негативного МПЕ, при дії сильних магнітних полів на зразки Si *n*-типу спостерігаються і інші характерні особливості, відмінні від особливостей, які мають місце при впливі слабких полів. Першою особливістю є наростання величини пробігів дислокацій по мірі збільшення проміжку часу між завершенням магнітного оброблення зразків кремнію та часом їх механічного деформування (рис. 2, *а*, *б*).

Стимульовані сильним магнітним полем процеси пластифікації особливо яскраво проявляються через кілька діб після завершення МО. Останнє свідчить про те, що сильні магнітні поля викликають довготривалі процеси структурної релаксації, які впливають на мікропластичність кристалів кремнію.

Можна припустити, що довготривалі процеси структурної перебудови змінюють структуру внутрішніх полів напружень і це призводить до того, що сформовані структурні елементи в наступний момент часу самі є джерелами внутрішніх неоднорідних полів напруги. Не виключено, що зростання пробігів дислокацій з часом, що минув після МО, пов'язане з формуванням таких структурних елементів, які приводять до релаксації внутрішніх полів напружень.

При цьому слід відмітити, що існує певний проміжок часу (в наших експериментальних умовах цей час складає 7 діб), за якого викликаний магнітним впливом ефект зростання пробігів починає релаксувати. Це свідчить про існування своєрідної «магнітної пам'яті», часова обмеженість якої може бути пов'язана з оборотністю стимульованого МП процесу структурної перебудови.

Друга характерна ознака, пов'язана з впливом сильних магнітних полів на зразки кремнію *n*-типу провідності, полягає в посиленому гетеруванні домішок поверхнею зразків Si, які пройшли МО, в порівнянні з контрольними зразками (рис. 3, *а*, *б*). У відповідності з [3] гетерування різних домішок з об'єму зразків

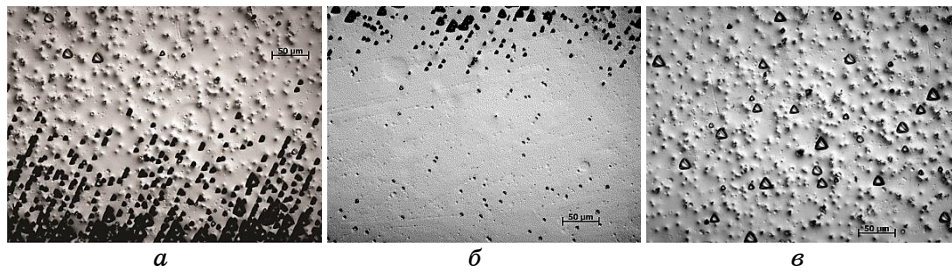


Рис. 3. Металографічне зображення поверхні дислокаційних зразків кремнію *n*-типу: зразки Si, що пройшли магнітне оброблення ($B = 9$ Тл, $t_{\text{МО}} = 110$ годин) (а), (с); вихідні (контрольні) зразки кремнію (б).³

кремнію вказує на те, що інертна, зазвичай, поверхня Si в сильному магнітному полі активується. Для поверхневої наноструктури зразків Si, сформованої під впливом сильного магнітного поля, характерним є також виникнення дефектів пакування (ДП). На рисунку 3, с представлено мікрофотографію поверхні Si після МО, яка ілюструє зароджені при МО дефекти пакування (світлі трикутники). ДП можуть з'явитися в силу різних причин, серед яких найбільш вірогідною є якість поверхні зразка, яка включає в себе локальні неоднорідності поверхні у вигляді механічних порушень (подряпин), домішок та ін.

Активування поверхні в магнітному полі і збільшення концентрації домішок в приповерхневому шарі, як було нами встановлено, позначається на характері поверхневого рельєфу кристалів Si *n*-типу. Проведені за допомогою методики АСМ-дослідження виявили, що після магнітного оброблення в сильних МП спостерігається зростання параметру шерсткості. Так, якщо на контрольних зразках параметр шерсткості становив $R_a = 12,5$ нм, то на зразках, які піддавалися магнітному впливу, параметр шерсткості зростає до значення $R_a = 17,4$ нм.

На порушення ступеня структурної досконалості приповерхневих шарів кремнію з електронним типом провідності вказують також результати досліджень, які здійснювались із залученням методу трикристальної дифрактометрії. Визначений за допомогою цього методу структурний параметр — фактор Дебая–Валлера після магнітного оброблення через дію сильного МП зростає на величину $\Delta L = 0,4$. Останнє свідчить про те, що в зразках кремнію в сильному МП зростає дефектність приповерхневих шарів. Ще одна характерна ознака магнітостимульованої зміни наноструктури полягає в наступному.

Дослідження спектрів ЕПР виявили, що характерною ознакою, пов'язаною з впливом сильних магнітних полів на зразки Si *n*-типу, є зменшення інтенсивності лінії ЕПР-спектру з *g*-фактором

2,0055, яка ототожнюється з розірваними зв'язками [10] (рис. 4).

Зменшення кількості розірваних зв'язків може бути пов'язане з міждефектними взаємодіями між розірваними зв'язками на по-

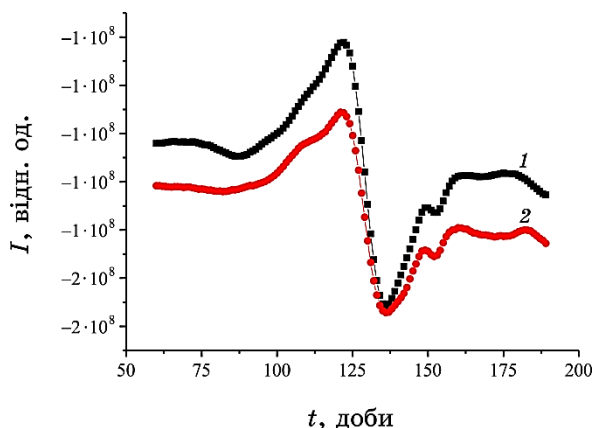


Рис. 4. Спектри ЕПР зареєстровані в кристалах Si n-типу: 1 — вихідні (контрольні) зразки кремнію; 2 — зразки Si, що пройшли магнітне оброблення ($B = 9$ Тл, $t_{\text{МО}} = 110$ годин).⁴

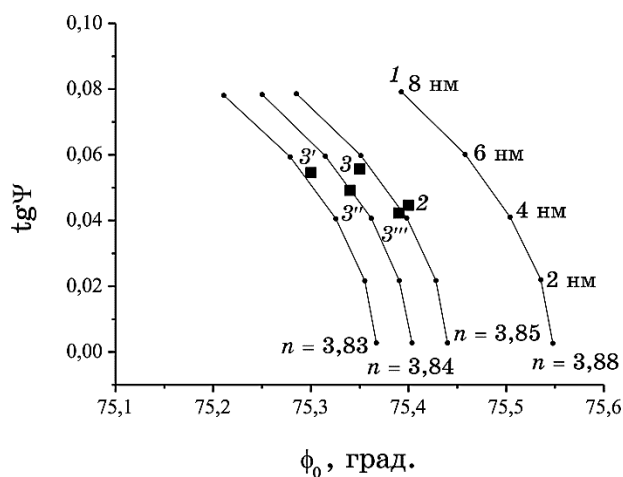


Рис. 5. Залежність азимута відновленої поляризації ($\text{tg}\psi$) від головного кута падіння світла (ϕ_0): 1 — літературні дані для системи Si-SiO₂ (де SiO₂ — природна окисна плівка); 2 — експериментальні дані, зафіксовані для зразка Si, який не перебував в магнітному полі; 3' — для зразка Si відразу після завершення магнітного оброблення; 3'' — досліджуваний зразок Si через 9 діб після завершення МО; 3''' — досліджуваний зразок Si через 129 діб після завершення МО; 3'''' — досліджуваний зразок Si через 395 діб після завершення МО.⁵

верхні та прогетерованими поверхнею домішками.

На те, що така взаємодія можлива, вказують результати досліджень, проведених із залученням методу еліпсометрії (рис. 5).

Як видно з рис. 5, в результаті магнітного оброблення в сильному магнітному полі на поверхні кремнію формується додаткова до природньої окисна плівка. Так, якщо товщина природньої плівки у контрольному зразку Si складала $h \approx 4,5$ нм, то після МО товщина плівки зростала до величини $h \approx 6$ нм. Було встановлено, що магнітний вплив проявляється не тільки в зростанні товщини окисної плівки, але й позначається на показникові заломлення (n) кремнію, хоча зазначені зміни параметра n мають місце не відразу після вилучення зразків з магнітного поля, а через деякий час після завершення його дії. Слід зазначити, що вищезазначені зміни, пов'язані з магнітостимульованим процесом окиснення носять оборотній характер, і через деякий час спостерігається поступова структурна релаксація.

Ознакою, пов'язаною з впливом сильних МП на кристали кремнію n -типу, є зміни картини деформаційного рельєфу. Суть цієї зміни полягає у інтенсифікації процесів пластифікації. У деформації починає брати участь велика участь дислокацій, на що вказує утворення ліній і полос ковзання (рис. 6, *a*). Подібні процеси не були виявлені нами при дослідженні контрольних зразків (рис. 6, *б*). Вплив слабких полів теж не супроводжувався появою ліній і полос ковзання.

Зазначені процеси можуть бути проявом зниження в сильному магнітному полі напружень пластичної течії кристалів Si. Ці процеси особливо яскраво проявляються в зразках Si n -типу при великих часах дії деформувальних напружень (≥ 60 хв.). Посилення процесів пластифікації при великих часах деформування

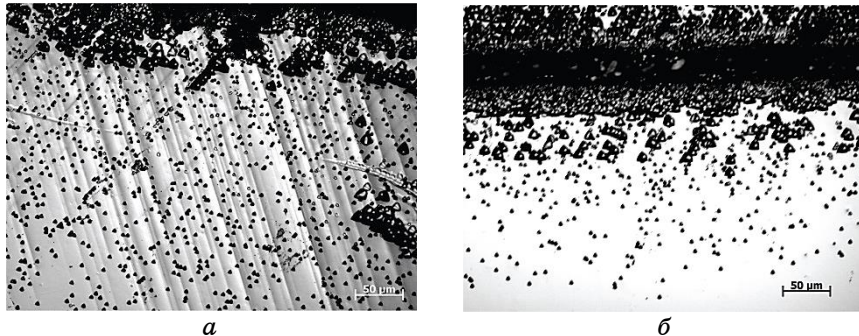


Рис. 6. Лінії і полоси ковзання, утворені при деформуванні дислокаційних зразків Si n -типу через 6 дб після завершення магнітного оброблення (*a*); вихідні (контрольні) дислокаційні зразки (*б*).⁶

свідчить про участь в процесах мікропластичності дифузійних процесів, які приводять до зміни механізму, який лімітує рух дислокацій. При цьому активну роль відіграє поперечне ковзання — рух дислокацій відбувається шляхом переповзання, який у даних експериментальних умовах активізується. Слід відзначити, що характерні ознаки еволюції дефектної структури і мікропластичності, які проявляються в сильних полях і про які йшла мова вище, притаманні кристалом кремнію *n*-типу провідності. Що стосується зразків Si *p*-типу, то для них прояв сильного МП на наноструктуру носить дещо інший характер.

Фактом, який відрізняє магнітостимульовані зміни наноструктури в кристалах Si *p*-типу від кристалів *n*-типу, є деяке зменшення параметра шерсткості поверхні. Так, якщо в контрольних зразках параметр шерсткості складав величину $R_a = 4,4$ нм, то після МО цей параметр набував значення $R_a = 3,7$ нм.

Нами було також встановлено, що вплив сильного МП на кристали Si *p*-типу викликає зменшення фактора Дебая–Валлера на величину $\Delta L \approx 1,4$. Таке істотне зменшення фактора Дебая–Валлера вказує на те, що в приповерхневих шарах кристалів Si *p*-типу в сильних МП формується менш дефектна структура у порівнянні з контрольними зразками *p*-типу та в порівнянні з кристалом Si *n*-типу. На зменшення дефектності приповерхневих шарів Si *p*-типу в порівнянні з кристалами Si *n*-типу вказує не лише структурний параметр (фактор Дебая–Валлера), але й інтенсивність ЕПР-сигналу для лінії, що співвідноситься з розірва-

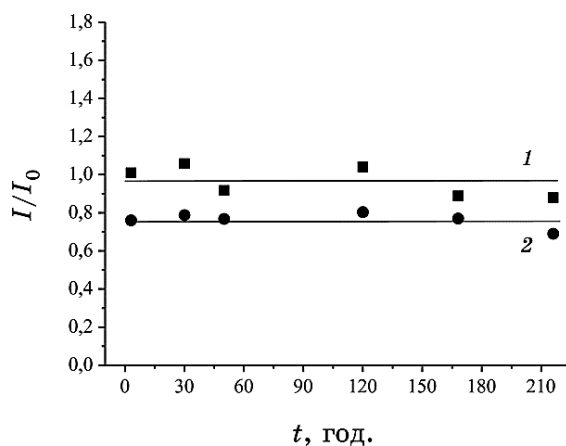


Рис. 7. Зміна відносної інтенсивності ЕПР-сигналу для лінії з $g = 2,0055$ в залежності від часу, що минув після завершення магнітного оброблення. Зразки кремнію: 1 — *p*-тип; 2 — *n*-тип. I_0 — інтенсивність ЕПР-сигналу в контрольних зразках; I — інтенсивність ЕПР-сигналу в зразках, що пройшли МО.⁷

ними зв'язками (рис. 7). Як видно з рис. 7, відносна інтенсивність для зазначеної лінії, зареєстрованої в зразках Si *p*-типу, $I/I_0 \cong 1$, що вказує на відсутність магнітостимульованих змін інтенсивності ЕПР-сигналу. В той же час, в зразках Si *n*-типу значення відносної інтенсивності свідчать про ефект зменшення інтенсивності ЕПР-сигналу від аналогічної лінії після МО.

Отже, сильні МП виявляють діаметрально протилежний вплив на певні структурні параметри кристалів Si *n*- та *p*-типу. Для з'ясування механізмів, які лежать в основі відмінностей виявлених ефектів необхідні додаткові експерименти, які пов'язані з дослідженням ролі легувальної домішки у магнітостимульованих ефектах.

Попри те, що в кристалах Si *n*- та *p*-типу магнітостимульовані зміни стану наноструктури та рельєфу поверхні істотно відрізняються, мікропластичні характеристики, які ідентифікуються з пробігами дислокацій, змінювалися в кристалах кремнію з різним типом провідності однаково чиним. В кристалах Si *p*-типу пробіги дислокацій після МО зростали, подібно до того як це має місце в кристалах *n*-типу. Крім того, кристалам *p*-типу також притаманне явище інтенсифікації процесів пластифікації при дії сильних магнітних полів (рис. 8, *a*). Подібне явище відсутнє в контрольних зразках Si *p*-типу (рис. 8, *б*).

Таким чином, нами було встановлено, що тип легувальної домішки впливає на еволюцію наноструктури та рельєфу поверхні кремнію і не позначається на характерних ознаках його мікропластичності. На наш погляд, це пов'язано з тим, що домінуючими домішками, які викликають зміну мікропластичності в кристалах Si *n*- та *p*-типу є не легувальні домішки, а Оксиген, який, як відомо, визначає природу дислокаційно-домішкової взаємодії

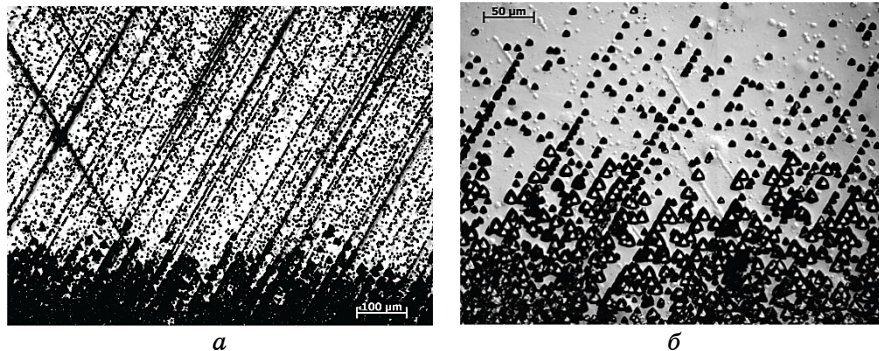


Рис. 8. Структура дислокаційних зразків Si *p*-типу через 6 діб після завершення магнітного оброблення ($B = 9$ Тл, $t_{MO} = 110$ годин) (*a*); структура вихідних (контрольних) дислокаційних зразків (*б*).⁸

в кремнії.

4. ВИСНОВКИ

В роботі встановлено, що характер зміни наноструктури в кристалах кремнію, стимульованої дією сильних магнітних полів, залежить від типу легувальної домішки.

Виявлені особливості у зміні характеристик мікропластичності, які викликані дією сильних МП на кристали Si, не залежать від типу провідності, а визначаються, найімовірніше, домінують в кремнії домішкою — Оксигеном.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА—REFERENCES

1. O. Koplak, R. Morgunov, and A. Buchachenko, *Chem. Phys. Lett.*, **560**: 29 (2013).
2. O. Koplak, A. Dmitriev, T. Kakeshita, and R. Morgunov, *J. Appl. Phys.*, **110**: 044905 (2011).
3. M. N. Levin, A. V. Tatarintsev, O. A. Kostsova, and A. M. Kostsov, *Zh. Tekh. Fiz.*, **73**, No. 10: 85 (2003) (in Russian).
4. M. N. Levin and B. A. Zon, *Zh. Eksp. Teor. Fiz.*, **111**, No. 4: 1373 (1997) (in Russian).
5. V. N. Buzyikin, O. I. Datsko, and S. N. Postnikov, *Elektron. Obrab. Mater.*, No. 2: 16 (1993) (in Russian).
6. Ya. B. Zel'dovich, A. L. Buchachenko, and E. L. Frankevich, *Usp. Fiz. Nauk*, **155**, No. 1: 3 (1988) (in Russian).
7. O. V. Koplak, R. B. Morgunov, and A. L. Buchachenko, *J. Exp. Theor. Phys. Lett.*, **96**, No. 2: 107 (2012) (in Russian).
8. V. A. Makara, L. P. Steblenko, I. V. Plyushchay, A. N. Kuryliuk, D. V. Kalinichenko, A. N. Krit, and S. N. Naumenko, *Fiz. Tverd. Tela*, **56**, No. 8: 1531 (2014) (in Russian).
9. A. L. Buchachenko, *JETP*, **132**, No. 3: 673 (2007) (in Russian).
10. A. B. Roytsyn and V. M. Maevskiy, *Usp. Fiz. Nauk*, **159**, No. 2: 297 (1998) (in Russian).

¹Taras Shevchenko National University of Kyiv,
64/13, Volodymyrska Str.,
01601 Kyiv, Ukraine

²Technical Centre, N.A.S. of Ukraine,
13, Pokrovska Str.,
04070 Kyiv, Ukraine

³Institute of Sorption and Problems Endoecology, N.A.S. of Ukraine,
13, General Naumov Str.,
03164 Kyiv, Ukraine

¹ Fig. 1. Metallographic image of dislocation silicon samples before (a) and after (b) action of the mechanical deforming load ($\times 200$).

² Fig. 2. Dependence of the mean path length L of dislocations on the time t of mechanical load at $T = 873$ K (a) and $T = 823$ K (b) in the Si n -type: ■—initial (control) samples; ●—samples after treatment in a strong MF ($B = 9$ T) for 110 hours (1–7-th day—the day, in

which samples are deformed).

³ Fig. 3. Metallographic image of surface of dislocation silicon sample *n*-type: Si samples after a magnetic treatment ($B = 9$ T, $t_{MT} = 110$ hours) (a), (e), initial (control) samples of silicon (б).

⁴ Fig. 4. EPR spectra in Si crystal *n*-type: 1—initial (control) samples of silicon; 2—samples Si after a magnetic treatment ($B = 9$ T, $t_{MT} = 110$ hours).

⁵ Fig. 5. Dependence of the azimuthal polarization angle ($\text{tg}\psi$) on the main angle of incidence (φ_0) for the native SiO_2 oxide/Si wafer system (curve 1), Si wafer measured before (point 2) and just after (point 3) exposure to magnetic field. Point 3' illustrates relaxation from point 3 when the wafer is kept in a state of rest for 9 days, while points 3'' and 3''' care that for 129 and 395 days.

⁶ Fig. 6. Lines and slip bands formed during deformation of dislocation Si samples *n*-type after 6 days after magnetic treatment (a); initial (control) dislocation samples (б).

⁷ Fig. 7. The change of relative intensity of the EPR signal for the line with $g = 2.0055$ depending on the time elapsed after the magnetic treatment. Samples of silicon: 1—*p*-type; 2—*n*-type. I_0 —intensity of the EPR signal in control samples; I —the intensity of the EPR signal in samples after the magnetic treatment.

⁸ Fig. 8. Structure of dislocation samples Si *p*-type after 6 days after magnetic treatment ($B = 9$ T, $t_{MT} = 110$ hours) (a); structure of initial (control) dislocation samples (б).