

МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ ПОВЕРХНОСТИ И ПЛЁНКИ

PACS numbers: 61.72.ur, 61.80.Jh, 68.37.Hk, 81.15.Jj, 81.40.Wx, 81.65.-b, 81.70.Jb

Масоперенесення у нанорозмірних шарах перехідних металів під дією йонно-плазмового оброблення

А. К. Орлов, І. О. Круглов, І. Є. Котенко, С. І. Сидоренко,
С. М. Волошко

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»,
просп. Перемоги, 37,
03056 Київ, Україна*

Досліджено особливості масоперенесення компонентів у системі Ni–Cu–Cr із шарами нанорозмірної товщини внаслідок йонно-плазмового оброблення різної тривалості. Виявлену поверхневу сегрегацію атомів Cu та Cr пов'язано із генерацією радіаційних дефектів і проявом зворотнього Кіркендаллового ефекту. Обговорюється можливість розробки нового ефективного способу йонно-плазмового керування хемічною активністю нанорозмірних шарів перехідних металів, що використовуються для формування топології мікро- та наноелектронних пристроїв і захисту їх від корозії.

Ключові слова: нанорозмірні шари, масоперенесення, йонно-плазмове оброблення, поверхнева сегрегація, радіаційні дефекти, корозія.

The features of mass transfer of components in the Ni–Cu–Cr system with layers of nanometre thickness because of ion–plasma processing of different duration are investigated. The observed surface segregation of Cu and Cr atoms is associated with the generation of radiation defects and manifestation of the inverse Kirkendall effect. The possibilities of developing a new effective method of ion–plasma control of the reactivity of nanoscale layers of

Corresponding author: Ivan Oleksandrovych Kruhlov
E-mail: ivankruhlov@gmail.com

*National Technical University of Ukraine 'Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute'
37 Peremohy Ave., 03056 Kyiv, Ukraine*

Please cite this article as: A. K. Orlov, I. O. Kruhlov, I. E. Kotenko, S. I. Sidorenko, and S. M. Voloshko, Mass Transfer in Nanosize Layers of Transition Metals Under the Influence of Ion–Plasma Processing, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **39**, No. 3: 349–361 (2017) (in Ukrainian), DOI: 10.15407/mfint.39.03.0349.

transition metals used to form the topology of micro- and nanoelectronic devices and protect them from corrosion are discussed.

Keywords: nanoscale layers, mass transfer, ion-plasma processing, surface segregation, radiation defects, corrosion.

Исследованы особенности массопереноса компонентов в системе Ni–Cu–Cr со слоями наноразмерной толщины вследствие ионно-плазменной обработки различной продолжительности. Обнаруженная поверхностная сегрегация атомов Cu и Cr связывается с генерацией радиационных дефектов и проявлением обратного эффекта Киркендалла. Обсуждается возможность разработки нового эффективного способа ионно-плазменного управления химической активностью наноразмерных слоёв переходных металлов, используемых для формирования топологии микро- и нанoeлектронных устройств и защиты их от коррозии.

Ключевые слова: наноразмерные слои, массоперенос, ионно-плазменная обработка, поверхностная сегрегация, радиационные дефекты, коррозия.

(Отримано 21 лютого 2017 р.)

1. ВСТУП

На сьогодні досягнення високого технологічного рівня мікро- і наноприладобудування неможливо уявити без методів йонно-променевої та йонно-плазмової модифікації матеріалів, які уможливають змінювати фізико-хімічні, механічні, електричні та магнетні властивості, тонку структуру поверхні матеріалів, забезпечують можливість проведення практично усіх основних технологічних операцій. З фізичної точки зору об'єднуювальним моментом цих двох методів є інтенсифікація перебігу процесів масоперенесення, фазових і структурних перетворень на субмікронному та нанометровому рівнях [1].

На теперішній час значну кількість експериментальних і теоретичних результатів присвячено взаємодії з поверхнею сфокусованих йонних пучків (ЙП) достатньо високої енергії (>10 кеВ) [2–5]. Вони використовуються для йонного розпорошення матеріалів, осадження плівок, йонного поверхневого легування матеріалів, йонної літографії, створення 3D-структур тощо.

Однак для запобігання радіаційним пошкодженням в матеріалі особливий інтерес представляє діапазон низьких енергій (<3 кеВ) йонів у плазмі. При цьому має забезпечуватися задана середня енергія пучка з мінімальним розкидом; густина струму ЙП для досягнення задовільної повторюваності має бути не нижчою $0,5$ – 1 мА/см², тоді як підвищення густини струму до значень вищих за 10 мА/см² обумовлює можливість теплових пошкоджень [6].

У нанорозмірних плівках імплантація йонів інертних газів і де-

градація властивостей відбувається за енергій ЙП 1–5 кеВ [7, 8].

Найбільш дослідженим напрямом стосовно плівкових технологій є низькоенергетичне йонне асистування в процесі магнетронного осадження металевих шарів. Виявлено, що оброблення йонами Ar^+ з енергією 1 кеВ може змінювати хемічний склад плівок, наприклад, у стопі $82Ni-18Fe$ концентрація Ni на поверхні зменшується зі збільшенням густини йонного струму, а біля підкладки утворюється шар, збагачений на Fe [9].

Наявність йонної компоненти порушує ріст кристалів в процесі осадження, що зумовлює зменшення розмірів зерен, збільшення рівня мікронапружень, кількості двійникових дефектів і дислокацій, пригнічує формування стовбчастої структури [10, 11].

Варіюванням енергії ЙП у низькоенергетичному діапазоні можна кардинально змінювати властивості осаджуваних шарів [12, 13]. Плазмова модифікація поверхні металевих плівок уможливорює поліпшувати їхні електрофізичні та фізико-механічні властивості, а також зменшувати нерівності поверхні та підвищувати їх однорідність і за рахунок цього збільшувати показник заломлення, зменшувати коефіцієнт розсіювання, збільшувати термін служби покриттів. Плазмове оброблення є єдиним видом модифікації, що дозволяє поліпшувати властивості покриттів після їх зберігання без вакууму [12]. Потужні стискальні напруження, що виникають в конденсованому плівковому матеріалі, сприяють створенню щільного однорідного матеріалу без мікротріщин [14]. Але слід враховувати, що надмірні напруження можуть призводити до втрати адгезії плівки з підкладкою, і, як наслідок, до розтріскування і відшарування.

Ще одним напрямком модифікації поверхні плівок мікронної, субмікронної та нанорозмірної товщини є оброблення хемічно активними йонами Оксигену O^+ низьких енергій для формування оксидних шарів. Цей оксидний шар, з одного боку, уможливорює захищати деградації плівок під дією атмосфери, а з іншого, може виконувати роль перехідного або ізоляційного шару при виготовленні багаторівневих структур для мікроприладів [15].

Багато робіт присвячено виключно технологічним питанням полірування, згладжування рельєфу зовнішньої поверхні та внутрішніх інтерфейсів тонкоплівкових матеріалів за допомогою низькоенергетичного йонного бомбардування. Як правило, морфологія інтерфейсів визначається типом застосовуваного йону благородного газу (Ne^+ , Ar^+ , Kr^+ , Xe^+) [16]. Автори [17] застосували плазму Ar для оброблення поверхні тонких плівок Cu (50 нм) для їх подальшого поєднання при температурах нижче $400^\circ C$ в технологіях 3D-інтеграції. Встановлено, що шерсткість поверхні і електричний опір істотно залежать від тривалості плазмового оброблення, а розмір зерна — від тиску робочого газу та потужності плазмового ро-

зряду.

Особливості процесів масоперенесення під дією низькоенергетичного йонного оброблення розглядаються у роботах Л. Н. Ларикова, В. Ю. Носенка, А. Л. Пивоварова [18–21]. Зокрема, доведено, що після оброблення в плазмі жеврійного розряду ($E < 1$ кеВ) полікристалічних тонкоплівкових конденсатів субмікронної товщини істотно інтенсифікується процес масоперенесення крізь межі поділу між шарами (коефіцієнти дифузії значно перевищують значення, одержані за відсутності дії жеврійного розряду), причому ефективність цього процесу суттєво залежить від ступеня взаємної розчинності елементів та виду робочого газу плазми [20, 21]. Як наслідок, може спостерігатися утворення твердих розчинів тих елементів, які за діаграмою стану є взаємно нерозчинними. Може спостерігатися і процес взаємодії атомів робочого газу плазми з компонентами зразка, наприклад, в результаті йонно-плазмового оброблення в атмосфері азоту може відбуватись дифузійне проникнення азоту по всій товщині плівки з утворенням відповідних нітридних сполук.

Однак роботи в цьому напрямку досі носять епізодичний характер і спрямовані, як правило, на виключно технологічні аспекти. Систематичні дослідження закономірностей масоперенесення, ефектів структурних змін, варіацій концентраційно-фазових неоднорідностей на інтерфейсах і в приповерхневих шарах багат шарових металевих плівкових композицій під дією йонно-плазмового оброблення практично відсутні. Особливо це стосується нанорозмірних композицій, які складаються з компонентів із різним ступенем взаємної розчинності. Тому подальші експериментальні дослідження в цьому напрямі представляють значний практичний інтерес.

Мета даної роботи полягає у дослідженні особливостей масоперенесення компонентів тришарової системи Cr–Cu–Ni нанорозмірної товщини під дією плазми жеврійного розряду в атмосфері аргону при різній тривалості оброблення.

2. ЗРАЗКИ ТА МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕННЯ

Зразки були одержані послідовним осадженням шарів Ni, Cu та Cr товщиною по 40 нм на підкладинку з ситалу СТ-50-1 (60% мас. SiO₂; 13% мас. Al₂O₃; 9,5% мас. MgO; 7,5% мас. CaO; 9,5% мас. TiO₂) в одному вакуумному циклі (10⁻⁴ Па) методом резистивного випаровування. Ni та Cr випаровували з вольфрамових дротяних тиглів, Cu — з молібденової стрічки. Нижній шар — Cr, верхній — Ni. Температура підкладинки становила 298 К до початку конденсації. Упродовж напорошення вона піднімалася на 40–50°C внаслідок радіаційного випромінення від випарників. Час випаровування кожного металу не перевищував 60 с. Відстань від випарників до підкладинки становила 90 мм, що забезпечувало рівномірність товщини

конденсату $\pm 5\%$ в межах 30 мм від центру підкладинки.

Йонно-плазмове оброблення проводилося на приладі ВУП-5М в плазмі аргону. Тиск в розрядній камері знаходився в межах 0,5–1 Па, струм розряду становив 0,5–1 мА при напрузі 500–600 В. Оброблення проведено впродовж 1200 с, 3600 с та 7200 с. Товщина конденсатів контролювалася методом багатопрменевої інтерференції за допомогою приладів МІІ-4 та МІІ-11.

Перерозподіл компонентів по товщині системи Ni–Cu–Cr під дією йонно-плазмового оброблення визначався методом мас-спектрометрії вторинних йонів (МСВЙ). Реєстрація струму однозарядних позитивних вторинних йонів основних компонентів та домішок проводилася на мас-спектрометрі МС-7201М. Зразки розпорошувалися позитивними йонами Ar^+ з енергією 5 кеВ; струм розряду йонної гармати — 0,4 мА; струм первинного пучка на цілі — 10 мкА (щільність струму 2 мкА/мм²). Початковий тиск в робочій камері спектрометра становив $P = 5,5 \cdot 10^{-5}$ Па. Розгорнення мас-спектру та оброблення результатів проводилися за допомогою комп'ютерної програми Spectrum Recorder (ver. 1.7). Для покращення пошарової роздільної здатності використовувалися «маски» з танталової фольги товщиною у 0,1 мм з діаметром отвору у 1 мм. Застосування лазерно-оптичного модуля уможливило визначати позицію точки йонного щавлення на зразку із похибкою, меншою, ніж 0,2 мм, що є достатнім для повної відтворюваності умов експерименту.

Дослідження еволюції мікроструктури поверхні проводилося за допомогою растрової електронної мікроскопії на приладі JSM-6490 фірми JEOL.

3. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ РЕЗУЛЬТАТИ

На рисунку 1 представлено результати мас-спектрометрії вторинних йонів для вихідного стану зразків та після йонно-плазмового оброблення різної тривалості. Вісь x — це час йонного розпорошення зразка до підкладки у хвилинах, який є пропорційним товщині. Вісь y — інтенсивність струму вторинних йонів основних елементів, тобто Купруму, Хрому, Ніклю, а також домішок — Карбону та Оксигену. Характер розподілу атомів Оксигену за товщиною зразка уможливило аналізувати процеси окиснення, оскільки особливістю методу МСВЙ є висока чутливість до хемічного зв'язку [22]. Саме тому при утворенні оксидної фази певного елемента, інтенсивність його вторинно-йонної емісії (ВІЕ) стрімко збільшується. Наприклад, оскільки ситал є сумішшю оксидів кремнію, титану та алюмінію і містить значну кількість кисню, це істотно підвищує вірогідність йонізації розпорошених атомів Хрому. Тому як у вихідному стані, так і після усіх оброблень спостерігається синхронне збільшення інтенсивностей сигналу для Хрому та Оксигену біля підкладинки. Якщо

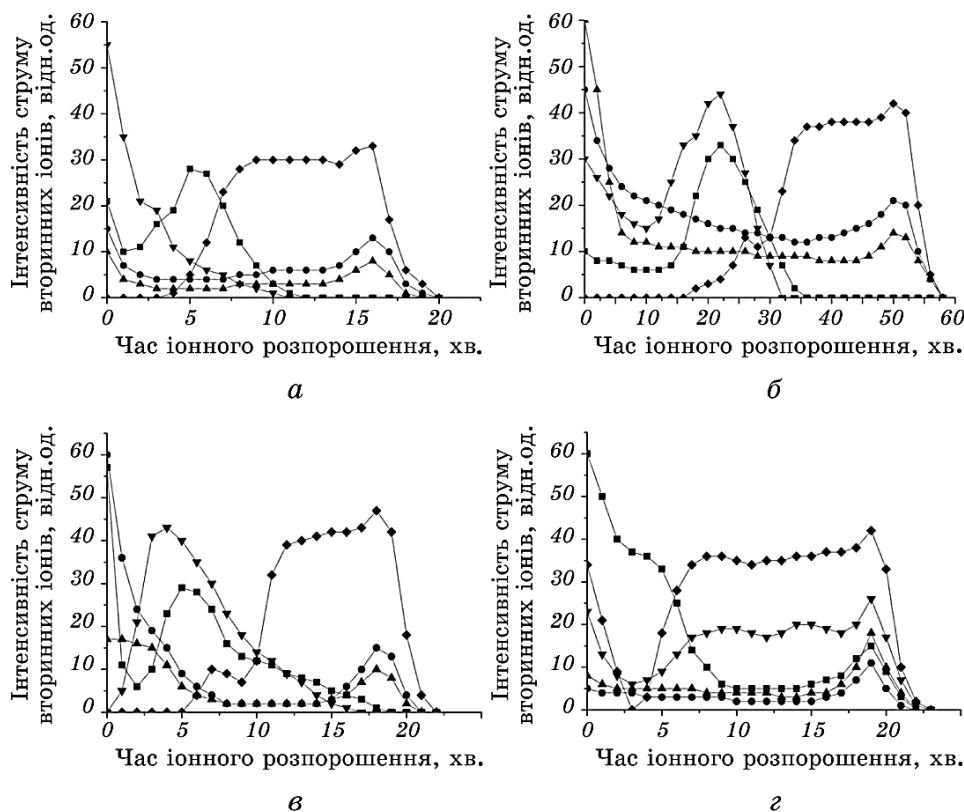


Рис. 1. Розподіл компонентів системи Ni–Cu–Cr по товщині у початковому стані (а) та після йонно-плазмового оброблення впродовж 1200 с (б), 3600 с (в) та 7200 с (г): —■— Cu, —▼— Ni, —▲— Cr, —●— O.

Fig. 1. The depth distribution of components of Ni–Cu–Cr system in initial state (a) and after ion–plasma processing during 1200 s (б), 3600 s (в), and 7200 s (г): —■— Cu, —▼— Ni, —▲— Cr, —●— O.

Купрум і Нікель досягають підкладки, то інтенсивність ВЙЕ від цих елементів також збільшується у цій області.

Аналогічні сплески інтенсивності спостерігаються у приповерхневих шарах для міді та нікелю у вихідному стані зразка (рис. 1, а). Слід відмітити, що досліджувана система є квазитришаровою у зв'язку із розвитком конденсаційно-стимульованої дифузії в процесі осадження металевих шарів. Атоми Купруму дифундують у плівку нікелю та накопичуються на зовнішній поверхні із подальшим окисненням. Атоми Нікелю також дифундують у плівку міді, взаємна дифузія міді та хрому відбувається в області межі поділу шарів.

Плазмове оброблення в атмосфері Ar^+ впродовж 1200 с (рис. 1, б) приводить до йонно-стимульованої синтези на поверхні зразка до-

даткового шару за рахунок полімеризації карбонвмісних фрагментів. Утворення пасивувальних полімерних плівок є добре відомим для випадку опромінення металевих поверхонь йонами високих енергій. Наприклад, подібний ефект було виявлено при дослідженні шарів міді товщиною до 12 мкм при високоенергетичному опроміненні йонами Ag^+ з енергією $E = 40-135$ кеВ [23].

Дослідження елементного складу поверхні свідчать про збільшення вмісту Карбону у 6 разів та Оксигену у 3 рази порівняно із вихідним станом. Відбувається також насичення плівкової системи по всій товщині Оксигеном, що призводить до значного збільшення часу її йонного розпорошення. Звертає на себе увагу також інтенсивна взаємна дифузія атомів Купруму та Ніклю з формуванням шару твердого розчину Ni-Cu, а також накопичення атомів Cr на межі поділу з цим шаром.

Скоріш за все, у даному випадку нарощений над початковою поверхнею полімерний шар не є суцільним, оскільки у ньому наявні мідь і нікель. Зазначимо, що при плазмових методах оброблення істотну роль відіграє також ефект переосадження розпорошених атомів, який може призвести до зменшення ефективної швидкості розпорошення поверхні цілі від 2 до 10 разів. Коефіцієнт переосадження визначається як відношення розпорошених атомів, які повернулися на поверхню, до їх загальної кількості. Тому наявність атомів Купруму та Ніклю у нарощеному шарі може обумовлюватися також проявом ефекту переосадження.

При збільшенні часу оброблення до 3600 с (рис. 1, е) коефіцієнт переосадження розпорошених атомів, ймовірно, зменшується і, як наслідок, ефективна швидкість розпорошення плівки стає більш високою. У цьому випадку інтенсифікується процес поверхневої сегрегації атомів Cu.

Відомо, що йонно-плазмове оброблення масивних металевих матеріалів приводить до перерозподілу початкових концентрацій матричних елементів в приповерхневих шарах [21]. Вважається, що цей ефект пов'язаний з виникненням потоків дефектів, які генеруються в приповерхневій області зразка за рахунок взаємодії з енергетичними частинками плазми, і у подальшому дифундують в об'єм зразка. Наявність направлено в глибину кристалу потоку дефектів спричиняє зустрічний потік матричних атомів (у даному випадку Cu) до зовнішньої поверхні. Такий механізм перерозподілу компонентів зразка в умовах радіаційної дії має назву зворотнього Кіркендаллового ефекту [24].

Можна бачити (рис. 1, е), що за таким механізмом на поверхні системи Ni-Cu-Cr формується тонкий шар міді, яка знаходиться в окисненому стані. За оцінками, товщина цього шару складає близько 5 нм. Наступним є прошарок збагачений Ніклем, після якого спостерігається область твердого розчину мідь-нікель. Для цього

випадку більш помітною стає дифузія атомів Купруму та Ніклю у шар хрому, тобто в напрямку до підкладки. Слід відмітити, що у приповерхневому шарі спостерігається наявність значної кількості домішкових атомів Оксигену та Карбону.

Схематично процеси масоперенесення та дефектоутворення під дією йонно-плазмового оброблення представлено на рис. 2.

Найбільш цікавий результат одержано після оброблення зразка впродовж 7200 с (рис. 1, з). На поверхні не тільки продовжується накопичення атомів Купруму, але і відбувається сегрегація атомів Хрому. При цьому у приповерхневій області формується прошарок міді, за яким аж до підкладки спостерігається область, у якій відбулася повна гомогенізація усіх трьох компонентів.

Послідовна сегрегація атомів Cu та Cr на зовнішній поверхні системи Ni–Cu–Cr спостерігається при термічному оброблянні [25], а також при лазерному опроміненні [26].

Результати дослідження морфології поверхні йонно-опромінених

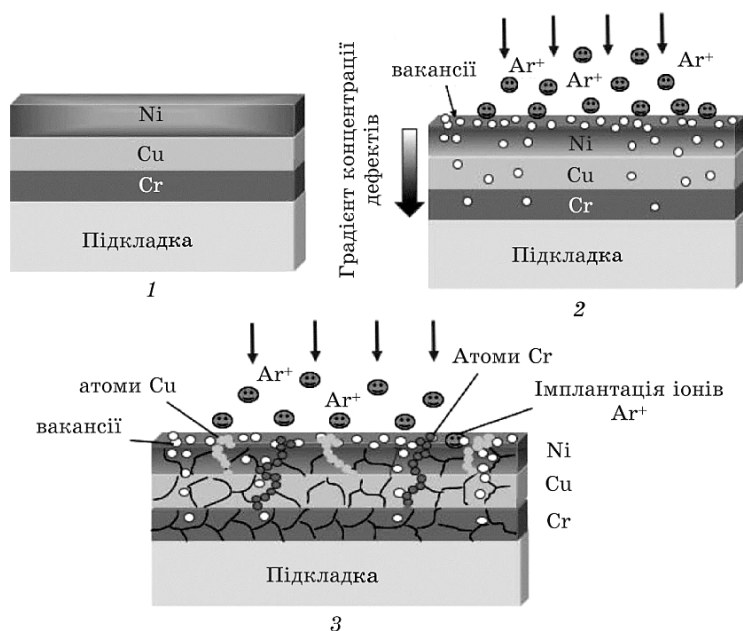


Рис. 2. Схема перерозподілу компонентів в умовах радіаційної дії та реалізації зворотнього Кіркендаллового ефекту: 1 — вихідний стан системи Ni–Cu–Cr, 2 — генерація радіаційних дефектів, 3 — масоперенесення атомів Cu та Cr до зовнішньої поверхні.

Fig. 2. The scheme of components' redistribution under the radiation exposure and the implementation of inverse Kirkendall effect: 1—initial state of Ni–Cu–Cr system, 2—generating of radiation defects, 3—mass transfer of the Cu and Cr atoms to outer surface.

зразків методом растрової електронної мікроскопії наведено на рис. 3.

Відомо, що бомбардування поверхні твердого тіла йонними пучками приводить до істотних змін, а саме, до утворення на поверхні конусів, пірамід, ям, терас, сходинок та інших елементів мікрорельєфу [20]. Це пояснюється залежністю йонного розпорошення матеріялу від напрямку кристалографічної орієнтації його зерен, наявністю включень, які погано розпорошуються, або домішкових атомів та областей з концентраційною неоднорідністю. В результаті такого селективного розпорошення на поверхні формуються виступи (рис. 3, *a*), які в подальшому трансформуються у конуси та клиновидні хребти (рис. 3, *б*). Формування особливостей мікрорельєфу відбувається в результаті генерації та накопичення радіаційних дефектів під дією йонно-плазмового оброблення. Щільність таких структурних недос-

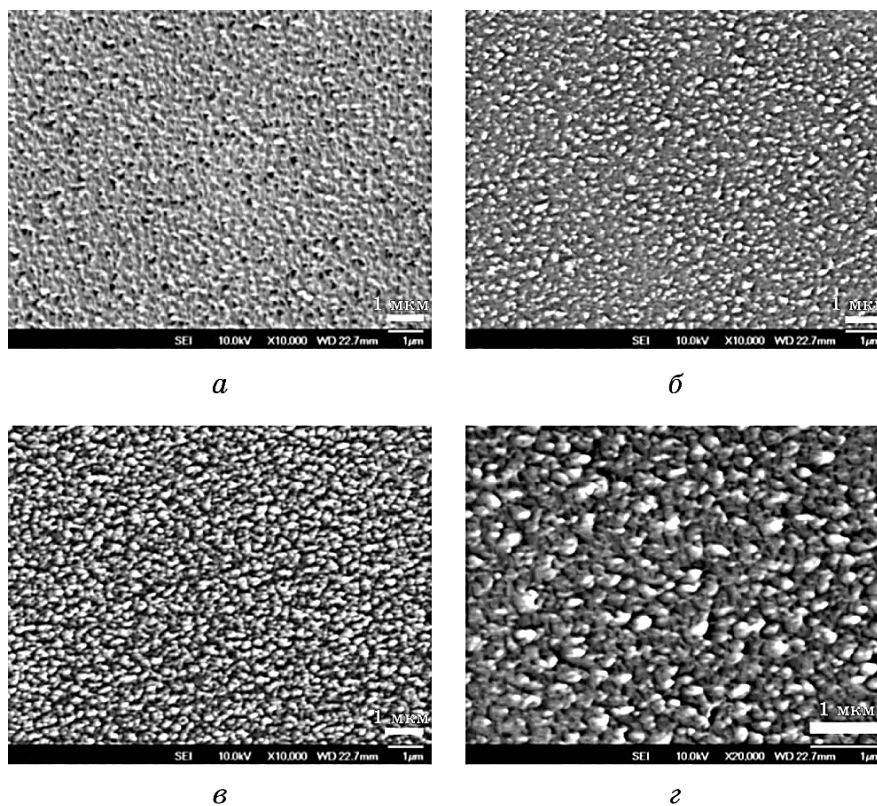


Рис. 3. Мікроструктура поверхні системи Ni-Cu-Cr після йонно-плазмового оброблення впродовж 1200 с (*a*), 3600 с (*б*) та 7200 с (*в*, *г*).

Fig. 3. The surface microstructure of Ni-Cu-Cr system after the ion-plasma processing with duration of: 1200 s (*a*), 3600 s (*б*), and 7200 s (*в*, *г*).

коналостей зростає із збільшенням часу оброблення (рис. 3, в, г).

Ще один особливий ефект, на який слід звернути увагу, — це незначна кількість Оксигену та Карбону по товщині плівки після йонно-плазмового оброблення впродовж 7200 с (рис. 1, г). Інтенсивність сигналу ВІЕ від Оксигену та Карбону на поверхні не відрізняється від об'єму. Подібний ефект зазначається у роботі [27]. За допомогою методу рентгенівської фотоелектронної спектроскопії авторам вдалося встановити істотні зміни у відносній концентрації атомів Оксигену та значні втрати Карбону після витримки у плазмі плівок діелектричних матеріалів.

Таким чином, сплески інтенсивності струму вторинних йонів основних компонентів на поверхні системи зумовлені саме їх сегрегацією, а не окисненням. Формування такої хемічно пасивної структури може бути обумовлене істотними змінами стану приповерхневих шарів йонно-опромінених металів, в результаті чого змінюються умови взаємодії кисню з поверхневими атомами. Найбільш ймовірно, що імплантація йонів Аргону запобігає сорбції інших домішок з залишкової атмосфери вакуумної камери в процесі оброблення та забезпечує гальмування реакції окиснення [28, 29]. Можна зробити попередній висновок щодо доцільності розробки нових ефективних способів йонно-плазмового керування хемічною активністю металевих шарів, що використовуються для формування топології мікро- та наноелектронних пристроїв, та захисту їх від корозії.

4. ВИСНОВКИ

Досліджено зміни концентраційних неоднорідностей по товщині нанорозмірної системи Ni–Cu–Cr під дією йонно-плазмового оброблення впродовж 1200–7200 с. Показано, що таке оброблення інтенсифікує процес масоперенесення атомів Cu та Cr із глибинних шарів до зовнішньої поверхні з наступною їх сегрегацією. Ефект обумовлений генерацією радіаційних дефектів у приповерхневій області під дією йонного бомбардування та реалізацією зворотнього Кіркендаллового ефекту. Зроблене припущення щодо формування хемічно пасивної структури приповерхневих шарів внаслідок імплантації йонів Аргону, яка запобігає сорбції домішкових атомів із залишкової атмосфери вакуумної камери в процесі оброблення та забезпечує гальмування реакції окиснення.

У подальшому планується провести рентгеноструктурну аналізу із використанням синхротронного випромінення для з'ясування домінуючих у часі механізмів дифузійного масоперенесення (межової дифузії, дифузії по об'єму, дифузійно-індукованої міграції меж зерен тощо) атомів Купруму та Хрому до зовнішньої поверхні.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. К. К. Кадыржанов, Ф. Ф. Комаров, А. Д. Погребняк, В. С. Русаков, Т. Э. Туркебаев, *Ионно-лучевая и ионно-плазменная модификация материалов* (Москва: МГУ: 2005).
2. I. Utke, S. Moshkalev, and P. Russell, *Nanofabrication Using Focused Ion and Electron Beams: Principles and Applications* (Oxford: Oxford University Press: 2012).
3. K. Jun, J. Joo, and J. M. Jacobson, *J. Vac. Sci. Technol. B: Nanotechnol. Microelectron.: Mater., Process., Meas., Phenom.*, **27**, No. 6: 3043 (2009).
4. C. A. Sanford, L. Stern, L. Barriss, L. Farkas, M. DiManna, R. Mello, and P. F. Alkemade, *J. Vac. Sci. Technol. B: Nanotechnol. Microelectron.: Mater., Process., Meas., Phenom.*, **27**, No. 6: 2660 (2009).
5. O. D. Roshchupkina, J. Grenzer, T. Strache, J. McCord, M. Fritzsche, A. Muecklich, and J. Fassbender, *J. Appl. Phys.*, **112**, No. 3: 033901 (2012).
6. В. И. Фареник, *Физическая инженерия поверхности*, **3**, № 1–2: 4 (2005).
7. S. Zuccon, E. Napolitani, E. Tessarolo, P. Zuppella, A. J. Corso, F. Gerlin, and M. G. Pelizzo, *Optical Materials Express*, **5**, No. 6: 176 (2015).
8. R. Steinberger, J. Walter, T. Greunz, J. Duchoslav, M. Arndt, S. Molodtsov, and D. Stifter, *Corros. Sci.*, **99**: 66 (2015).
9. Y. Nagai, C. Nishimura, and T. Tushima, *J. Vac. Sci. Technol.*, **3**, No. 6: 2147 (1985).
10. H. Windischmann, *J. Appl. Phys.*, **62**, No. 5: 1800 (1987).
11. K. Zhang, M. Wen, G. Cheng, X. Li, Q. N. Meng, J. S. Lian, and W. T. Zheng, *Vacuum*, **99**: 233 (2014).
12. И. Ш. Абдуллин, В. С. Желтухин, И. Р. Сагбиев, М. Ф. Шаехов, *Модификация нанослоёв в высокочастотной плазме пониженного давления* (Казань: Казан. гос. технол. ун-т.: 2007).
13. P. S. Goohpattader, N. Dwivedi, E. Rismani-Yazdi, N. Satyanarayana, R. J. Yeo, S. Kundu, and C. S. Bhatia, *Tribology International*, **81**: 73 (2015).
14. А. И. Калининченко, С. С. Перепелкин, В. Е. Стрельницкий, *Вопросы атомной науки и техники*, **6**, № 101: 116 (2007).
15. А. И. Стогний, С. В. Корякин, В. А. Вирченко, *ЖТФ*, **71**, № 6: 87 (2001).
16. A. J. R. van den Boogaard, E. Zoethout, I. A. Makhotkin, E. Louis, and F. Bijkerk, *J. Appl. Phys.*, **112**, No. 12: 123502 (2012).
17. M. Park, S. Baek, S. Kim, and S. E. Kim, *Appl. Surf. Sci.*, **324**: 168 (2015).
18. Л. Н. Лариков, Н. В. Дубовицкая, С. М. Захаров, С. П. Ченакин, *Ускорение диффузии в твёрдом теле при взаимодействии с плазмой* (Минск: МРТИ: 1978).
19. А. Л. Пивоваров, С. П. Ченакин, В. Т. Черепин, *К вопросу о модели ускоренного массопереноса в условиях ионно-плазменного насыщения твёрдых тел* (Донецк: 1991) (Препр./АН УССР, Донецк. физ.-техн. ин-т, 1991).
20. В. Ю. Носенко, А. Л. Пивоваров, С. П. Ченакин, В. Т. Черепин, *Металлофизика*, **14**, № 2: 86 (1992).
21. В. Ю. Носенко, А. Л. Пивоваров, С. П. Ченакин, *Поверхность. Физика, химия, механика*, **11**: 83 (1992).
22. В. Т. Черепин, *Ионный микрозондовый анализ* (Киев: Наукова думка: 1992).
23. В. В. Перинский, И. В. Перинская, *Технология металлов*, № 11: 31 (2008).
24. A. D. Marwick, *J. Phys. F: Metal Phys.*, **8**, No. 9: 1849 (1978).

25. С. І. Сидоренко, М. О. Васильєв, С. М. Волошко, *Дифузія в металевих плівках з мікро- та нанорозмірною структурою* (Київ: Наукова думка: 2011).
26. M. Vasylyev, M. M. Nishenko, S. Sidorenko, and S. Voloshko, *Defect and Diffusion Forum*, **272**: 31 (2007).
27. M. T. Nichols, K. Mavrakakis, Q. Lin, and J. L. Shohet, *J. Appl. Phys.*, **114**, No. 10: 104107 (2013).
28. В. Т. Черепин, М. А. Васильєв, Ю. Н. Иващенко, *ДАН СССР*, **210**, № 4: 821 (1973).
29. М. А. Васильєв, А. Б. Гончаренко, С. П. Ченакин, В. Т. Черепин, *Металлофизика*, **2**, № 5: 114 (1980).

REFERENCES

1. K. K. Kadyrzhanov, F. F. Komarov, A. D. Pogrebnyak, V. S. Rusakov, and T. E. Turkebaev, *Ionno-Luchevaya i Ionno-Plazmennaya Modifikatsiya Materialov* [Ion-Beam and Ion-Plasma Modification of Materials] (Moscow: MGU: 2005) (in Russian).
2. I. Utke, S. Moshkalev, and P. Russell, *Nanofabrication Using Focused Ion and Electron Beams: Principles and Applications* (Oxford: Oxford University Press: 2012).
3. K. Jun, J. Joo, and J. M. Jacobson, *J. Vac. Sci. Technol. B: Nanotechnol. Microelectron.: Mater., Process., Meas., Phenom.*, **27**, No. 6: 3043 (2009).
4. C. A. Sanford, L. Stern, L. Barriss, L. Farkas, M. DiManna, R. Mello, and P. F. Alkemade, *J. Vac. Sci. Technol. B: Nanotechnol. Microelectron.: Mater., Process., Meas., Phenom.*, **27**, No. 6: 2660 (2009).
5. O. D. Roshchupkina, J. Grenzer, T. Strache, J. McCord, M. Fritzsche, A. Muecklich, and J. Fassbender, *J. Appl. Phys.*, **112**, No. 3: 033901 (2012).
6. V. I. Farenik, *Fizicheskaya Inzheneriya Poverkhnosti*, **3**, Nos. 1–2: 4 (2005) (in Russian).
7. S. Zuccon, E. Napolitani, E. Tessarolo, P. Zuppella, A. J. Corso, F. Gerlin, and M. G. Pelizzo, *Optical Materials Express*, **5**, No. 6: 176 (2015).
8. R. Steinberger, J. Walter, T. Greunz, J. Duchoslav, M. Arndt, S. Molodtsov, and D. Stifter, *Corros. Sci.*, **99**: 66 (2015).
9. Y. Nagai, C. Nishimura, and T. Toshima, *J. Vac. Sci. Technol.*, **3**, No. 6: 2147 (1985).
10. H. Windischmann, *J. Appl. Phys.*, **62**, No. 5: 1800 (1987).
11. K. Zhang, M. Wen, G. Cheng, X. Li, Q. N. Meng, J. S. Lian, and W. T. Zheng, *Vacuum*, **99**: 233 (2014).
12. I. Sh. Abdullin, V. S. Zheltukhin, I. R. Sagbiev, and M. F. Shaekhov, *Modifikatsiya Nanosloev v Vysokochastotnoy Plazme Ponizhennogo Davleniya* [Modification of Nanolayers in High-Frequency Low-Pressure Plasma] (Kazan: Kazan. Gos. Tekhnol. Univ.: 2007) (in Russian).
13. P. S. Goohpattader, N. Dwivedi, E. Rismani-Yazdi, N. Satyanarayana, R. J. Yeo, S. Kundu, and C. S. Bhatia, *Tribology International*, **81**: 73 (2015).
14. A. I. Kalinichenko, S. S. Perepelkin, and V. E. Strel'nitskiy, *Voprosy Atomnoy Nauki i Tekhniki*, **6**, No. 101: 116 (2007) (in Russian).
15. A. I. Stogniy, S. V. Koryakin, and V. A. Virchenko, *Zh. Tekh. Fiz.*, **71**, No. 6: 87 (2001) (in Russian).
16. A. J. R. van den Boogaard, E. Zoethout, I. A. Makhotkin, E. Louis, and

- F. Bijkerk, *J. Appl. Phys.*, **112**, No. 12: 123502 (2012).
17. M. Park, S. Baek, S. Kim, and S. E. Kim, *Appl. Surf. Sci.*, **324**: 168 (2015).
 18. L. N. Larikov, N. V. Dubovitskaya, S. M. Zakharov, and S. P. Chenakin, *Uskorenie Diffuzii v Tverdom Tele Pri Vzaimodeystvii s Plazmoy* [Acceleration of Diffusion in Solids Interacting with Plasma] (Minsk: MRTI: 1978) (in Russian).
 19. A. L. Pivovarov, S. P. Chenakin, and V. T. Cherepin, *K Voprosu o Modeli Uskorenogo Massoperenosa v Usloviyakh Ionno-Plazmennogo Nasyshcheniya Tverdykh Tel* [On the Question About the Model of Accelerated Mass Transfer in the Conditions of Ion–Plasma Saturation of Solids] (Donetsk: 1991) (Preprint/AN Ukr.SSR, Donetsk Fiz.-Tekhn. Inst., 1991) (in Russian).
 20. V. Yu. Nosenko, A. L. Pivovarov, S. P. Chenakin, and V. T. Cherepin, *Metallofizika*, **14**, No. 2: 86 (1992) (in Russian).
 21. V. Yu. Nosenko, A. L. Pivovarov, and S. P. Chenakin, *Poverkhnost'. Fizika, Khimiya, Mekhanika*, **11**: 83 (1992) (in Russian).
 22. V. T. Cherepin, *Ionnyy Mikrozonodovyy Analiz* [Ion Microprobe Analysis] (Kiev: Naukova Dumka: 1992) (in Russian).
 23. V. V. Perinskiy and I. V. Perinskaya, *Tekhnologiya Metallov*, No. 11: 31 (2008) (in Russian).
 24. A. D. Marwick, *J. Phys. F: Metal Phys.*, **8**, No. 9: 1849 (1978).
 25. S. I. Sidorenko, M. O. Vasyliiev, and S. M. Voloshko, *Difuziya v Metalevykh Plivkakh z Mikro- ta Nanorozmirnoyu Strukturoyu* [Diffusion in Metal Films with Micro- and Nanosize Structure] (Kyiv: Naukova Dumka: 2011) (in Ukrainian).
 26. M. Vasylyev, M. M. Nishenko, S. Sidorenko, and S. Voloshko, *Defect and Diffusion Forum*, **272**: 31 (2007).
 27. M. T. Nichols, K. Mavrakakis, Q. Lin, and J. L. Shohet, *J. Appl. Phys.*, **114**, No. 10: 104107 (2013).
 28. V. T. Cherepin, M. A. Vasiliev, and Yu. N. Ivashchenko, *DAN SSSR*, **210**, No. 4: 821 (1973) (in Russian).
 29. M. A. Vasiliev, A. B. Goncharenko, S. P. Chenakin, and V. T. Cherepin, *Metallofizika*, **2**, No. 5: 114 (1980) (in Russian).