

В.С. ВОЙЦЕНЯ,¹ О.Ф. БАРДАМИД²¹ Інститут фізики плазми ННЦ ХФТІ НАНУ
(Вул. Академічна, 1, Харків 61108)² Київський національний університет імені Тараса Шевченка
(Вул. Володимирська, 60, Київ 01601; e-mail: ngn@univ.kiev.ua)

ПОВЕДІНКА МЕТАЛЕВИХ ДІАГНОСТИЧНИХ ДЗЕРКАЛ ІЗ РІЗНОЮ СТРУКТУРОЮ В УМОВАХ, ЩО ІМІТУЮТЬ УМОВИ ЇХ РОБОТИ В ТЕРМОЯДЕРНОМУ РЕАКТОРІ ІТЕР

УДК 533.9.08, 539.12.043:
621.039.665

У статті V.S. Voitsenya et al. (*Plasma Phys. Rep.* **20**, 217 (1994)) створено основи методології щодо пошуків оптимального вибору матеріалу внутрішніх дзеркал для оптичних і лазерних методів діагностики плазми в експериментальному термоядерному реакторі ІТЕР. На основі розробленої методології проведені системні імітаційні дослідження при довготривалому розпиленні іонами дейтерієвої (у деяких випадках аргону) плазми поведінки зразків дзеркал із різних металів та із різною структурою: полікристалічною (Be, Al, SS, Cu, Ti, Mo, W, Ta), монокристалічною (SS, Ni, Mo, W), плівкових (плівка/підкладка, тобто Be/Cu, Cu/Cu, Rh/Cu, Rh/V, Rh/SS, Mo/SS, Mo/Mo) та дзеркал із аморфних сплавів типу ZrTiCuNiBe. Показано значну перевагу дзеркал із аморфних сплавів у стійкості до розвитку шорсткості при довготривалому розпиленні в порівнянні з дзеркалами іншого типу структури, що зумовлено відсутністю будь-якої упорядкованої структури на рівні більш ніж декілька нанометрів. Найбільш важливі результати цих досліджень знайшли підтвердження в експериментах, спільно проведених у зарубіжних центрах на великих термоядерних установках: токамаки TEXTOR (Juelich) і ASDEX-U (Garching) в Німеччині, Tore Supra (Kadarach, Франція), TRIAM-1M (Kyoto, Японія), геліотрон Large Helical Device (Toki, Японія) та Lausanne University (Швейцарія).

Ключові слова: плазма, ІТЕР, діагностичне дзеркало, бомбардування поверхні іонами, рельєф, структура металевих дзеркал, механізм формування рельєфу.

1. Вступ

Наразі у Франції споруджується експериментальний термоядерний реактор ІТЕР. Формально у проєкті беруть участь 34 держави. Перша плазма повинна бути утворена в 2020 р. Хоча на першій стадії роботи ІТЕРа в ролі робочого газу буде використано водень, усі системи діагностики і управління реактором розроблюються з урахуванням того, що в реакторних умовах, при роботі на суміші дейтерію і тритію, коли всі внутрішні елементи діагностичного комплексу будуть зазнавати впливу достатньо великих потоків нейтронів та γ -випромінювання.

При роботі експериментального термоядерного реактора ІТЕР у певному запропонованому режимі багато різних характеристик плазми повинні детально контролюватись як в об'ємі утримання плазми, так і в диверторі. Приблизно 45% всіх вимірювань плазмових параметрів будуть робитися за допомогою оптичних і лазерних методів діагностики в широкому діапазоні електромагнітних хвиль. Через великі потоки гамма- і нейтронного випромінювання з термоядерної плазми всі схеми оптичних вимірювань повинні бути основані на металевих дзеркалах, оскільки оптичні властивості діелектричних елементів (лінзи, призми) швидко деградують. Таким чином, кожна оптична схема буде включати в собі: дзеркало, яке повернуте до плазми (так зване перше дзеркало, ПД), розташоване

© В.С. ВОЙЦЕНЯ, О.Ф. БАРДАМИД, 2015

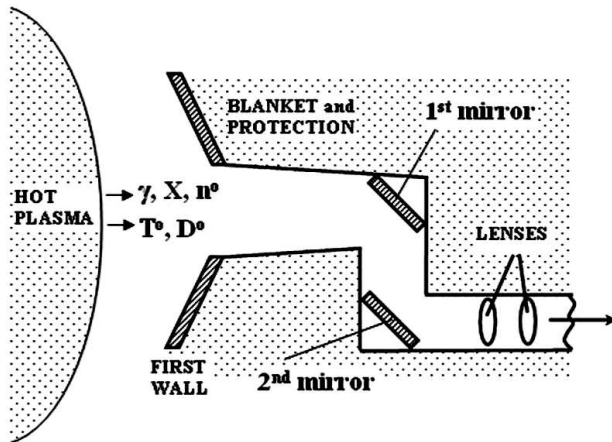


Рис. 1. Схематичне зображення розташування елементів оптичних вимірювань

ближче до плазми, ніж всі інші елементи схеми, вторинне дзеркало (чи декілька таких дзеркал) та лінзи чи оптоволоконні світловоди, розташовані в перископічному лабіринті, а також вихідне вікно, як це схематично показано на рис. 1.

Всі ці елементи будуть у різній мірі зазнавати впливу випромінювань термоядерної плазми, але найважчі умови експлуатації будуть у першого дзеркала. Нарівні з гамма- і нейтронним випромінюванням воно буде зазнавати впливу електромагнітного випромінювання в діапазоні від м'якого рентгенівського до інфрачервоного, а також бомбардування атомів перезарядки (АП) із широким енергетичним спектром (середня енергія декілька сотень електрон-вольт [1]) і з такою ж приблизно щільністю, як і щільність потоку АП на першу стінку реактора, тобто $\sim 2 \cdot 10^{15}$ ат./см²·с. Якщо вплив електромагнітного випромінювання можна мінімізувати впровадженням додаткового охолодження дзеркала, то нейтрони і особливо АП будуть створювати зміни в оптичних властивостях дзеркал: нейтрони – за рахунок наробітку різного роду дефектів у матеріалі дзеркала, а АП – через розпилення поверхні і утворення шорсткості, що приведе до деградації оптичних властивостей. Сумісний вплив обох цих факторів може привести до появи нових синергетичних ефектів, які повинні бути досліджені завчасно у експериментах, що моделюють поведінку дзеркал в ІТЕРі. За час експлуатації реактора товщина розпорошеного шару першого дзеркала досягне від декількох

мікрон (для вольфраму) до декількох десятків мікрон (для молібдену, родію, міді), що стане причиною появи шорсткості, і приведе до деградації оптичних властивостей.

В роботі наводяться та обговорюються основні результати:

- імітаційних досліджень поведінки при довготривалому розпиленні іонами дейтерієвої плазми дзеркал із металів, що мають полікристалічну структуру (Al, SS, Cu, Ti, Mo, W, Ta), монокристалічних (SS, Ni, Mo, W), плівкових (плівка/підкладка, тобто: Be/Cu, Cu/Cu, Rh/Cu, Rh/V, Rh/SS, Mo/SS, Mo/Mo) та дзеркал з аморфних сплавів;

- експериментів де моделюється одночасний вплив нейтронного випромінювання та іонів перезарядки на дзеркала з металів, що є перспективними у використанні в ролі внутрішніх дзеркал (Cu, SS, W) для діагностики плазми в ІТЕРі;

- розробки моделі розвитку шорсткості мікрорельєфу на поверхні полікристалічного дзеркала, що утворюється при його розпиленні;

- хімічних процесів у водневій (дейтерієвій) плазмі з домішками вуглецю та кисню.

2. Результати впливу дейтерієвої плазми на поведінку металевих дзеркал із різною структурою

2.1. Полікристалічні дзеркала

Експерименти з полікристалічними зразками дзеркал, виготовленими з Be, Al, SS, Cu, Ti, Mo, W, Ta, показали, що серед металів із полікристалічною структурою неможливо знайти такі, які б при довготривалому розпиленні зберігали би дзеркальні властивості. При розпиленні поверхні полікристалічного дзеркала поступово розвивається рельєф, зумовлений тим, що по-різному орієнтовані зерна металу розпилюються з різною швидкістю. Таким чином, з'являється ступінчаста структура поверхні [2, 3], яка пов'язана з орієнтацією граней. Це добре видно на мікрофото, наведеному на рис. 2, на якому одночасно методом EBSD (Electron Backscatter Diffraction) були зафіксовані орієнтації граней усіх зерен на поверхні у полі зору мікроскопа [4]. Крім того, на поверхні деяких зерен розвивається дрібномасштабніший рельєф, імовірність появи якого також залежить від орієнтації зерна, як, наприклад, було описано в ро-

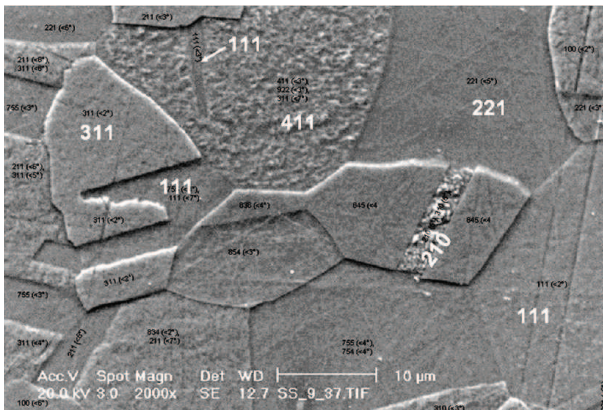


Рис. 2. Рельєф поверхні дзеркала з нержавіючої сталі (SS) після опромінення іонами водню. Цифри на зернах вказують орієнтацію їх поверхонь. Видно, що зерна з орієнтацією (111), або близької до неї, розпилені сильніше, але при цьому мають більш гладку поверхню, ніж ті зерна, що орієнтовані по-іншому

боті [4]. У разі нержавіючої сталі найбільш стійкою до розвитку рельєфу виявилась грань (111), яка у той самий час має найбільший коефіцієнт розпилення.

Подібні експерименти були проведені зі дзеркалами із полікристалічного вольфраму [5]. Їх результати якісно збігаються з даними, одержаними для SS дзеркал, якщо брати до уваги те, що нержавіюча сталь та вольфрам відносяться, відповідно, до ГЦК та ОЦК металів. Тобто, у вольфрамі, на відміну від сталі, саме грань (111) виявилась найбільш стійкою до розпилення, як видно з рис. 3, а сильніше всього розпилились зерна з орієнтацією граней (110). Видно також, що незначне відхилення грані ($\approx 9^\circ$), від точної орієнтації [111] не дуже змінило пріоритетність цієї грані порівняно з іншими.

Наведені зміни морфології поверхні погіршують оптичні властивості дзеркала. Шорсткість поверхні і, відповідно, швидкість деградації коефіцієнта відбиття (КВ) дзеркала, як було вперше встановлено в [2, 3], зростає з підвищенням енергії іонів, які розпилюють поверхню дзеркала. На рис. 4, а показана поведінка КВ при нормальному падінні світла для SS дзеркал (довжина хвиль 600 нм) залежно від товщини розпиленого шару іонами водневої плазми різних енергій, а на рис. 4, б – залежно від енергії іонів для товщини розпиленого шару 4 мкм (товщина знаходилась за втратою маси

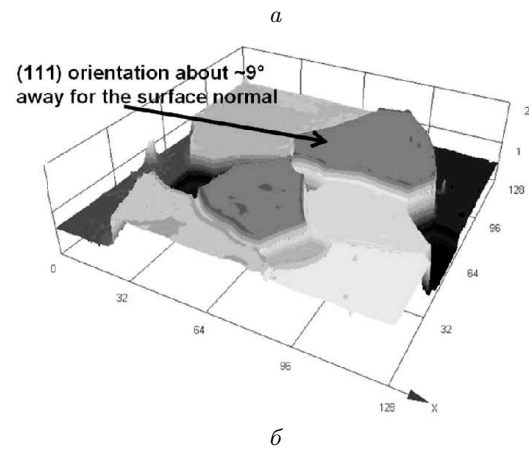
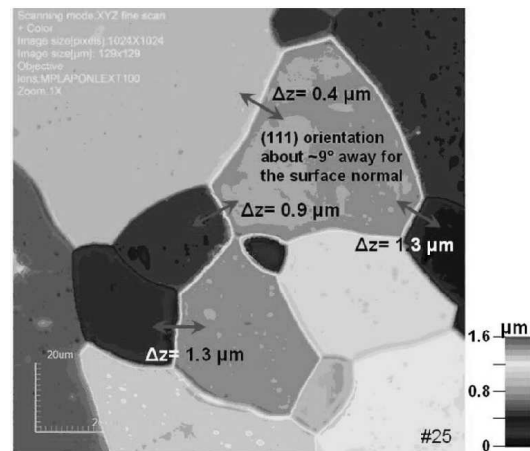


Рис. 3. Сукупні дані методу EBSD і лазерної профілометрії. Двовимірні (а) та тривимірні (б) зображення поверхні полікристалічного вольфрамового дзеркала після розпилення 4 мкм (у середньому, як знайдено за втратою маси) іонами аргону з енергією 600 еВ [5]. Найвищі зерна мають відхилення $\approx 9^\circ$ від нормального положення грані (111)

зразків). Як видно з даних растрового електронного мікроскопа [3], така поведінка КВ зумовлена більшою шорсткістю поверхні, що розвивається при розпиленні на одну й ту саму середню глибину, зі збільшенням енергії частинок, що бомбардують поверхню. Це може бути пов'язано тільки з тим, що різниця в швидкостях розпилення зерен металу з різними орієнтаціями зростає по мірі зростання енергії бомбардуючих іонів. Наведений результат раніше майже не дискутувався в науковій літературі.

У [6] було проведено аналіз результатів багаторічних експериментів із дзеркалами із полікриста-

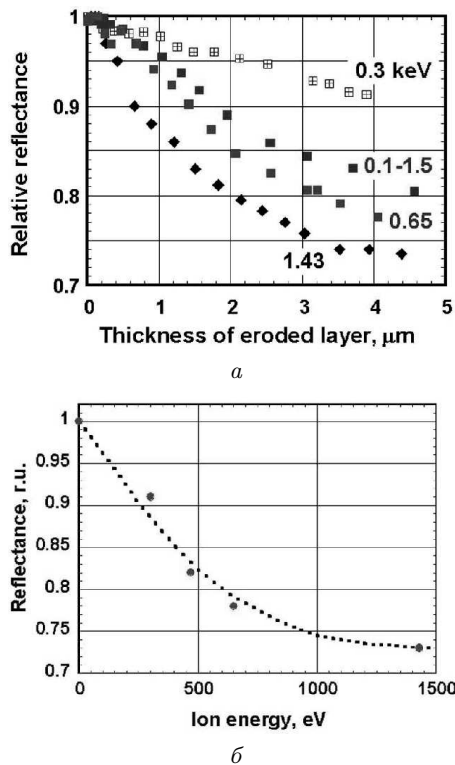


Рис. 4. Деградація КВ дзеркал з нержавіючої сталі при опроміненні іонами водневої плазми різних енергій. Середня енергія для іонів із широким розподіленням по енергіях (470 еВ) знайдена з урахуванням того, що у водневій плазмі одночасно є іони H^+ , H_2^+ та H_3^+ [3]

лічних металів з різними розмірами кристалів: від десятків нанометрів до десятків мікрометрів, а саме, дзеркал, виготовлених із аморфного металевого сплаву (АМС), дзеркал, отриманих шляхом відпалу АМС (розмір кристалів 30–70 нм), плівкових дзеркал (Rh плівка на Cu підкладці, розмір кристалів 100 нм), мілко-зернистих Cu, Mo та W дзеркал (розмір зерен 250–350 нм), ITER-grade вольфраму (розмір кристалів вздовж поверхні та перпендикулярно їй 1–3 мкм і ~ 5 мкм, відповідно), а також зразків дзеркал вольфраму, що були рекристалізовані при температурі 2073 К вже після поліровки (розмір зерен 10–100 мкм [5]). Була проведена математична обробка даних рельєфу, одержаних за допомогою атомно-силового мікроскопа або лазерного профілометра. На основі аналізу була розроблена модель розвитку шорсткості при розпиленні дзеркала з полікристалічною структурою, яка описана детально в роботі [6].

В основі моделі лежить відомий факт, що в полікристалічному металі коефіцієнт розпилення окремих зерен залежить від орієнтації їх кристалографічних осей по відношенню до поверхні. Логічно припустити, що незначне відхилення від точної орієнтації кристалографічних осей, наприклад, у межах $\pm 15^\circ$, не тягне за собою якихось помітних змін коефіцієнта розпилення. Це припущення отримало якісну підтримку при порівнянні характеристик рельєфу, який з'явився на поверхні зразка полікристалічного W дзеркала після довготривалого його розпилення та результатів вимірювань орієнтації граней всіх зерен на поверхні методом EBSD. Мається на увазі те, що при відхиленні на $\approx 9^\circ$ від істинного положення (рис. 3), грані з такою орієнтацією (тобто близько до (111)), все одно знаходяться значно вище у порівнянні із гранями, що мають інші орієнтації [5].

Ідея моделі полягає в такому.

Якщо не вживати якихось спеціальних заходів текстурування металу, які, наприклад, застосовуються при вирощуванні монокристалів, то при охолодженні металу ймовірність орієнтації його зерен буде однаковою для будь-якого напрямку 0° – 360° . Таким чином, буде велика ймовірність того, що деякі зерна, близькі до однієї з орієнтацій, утворять де-небудь на поверхні більш-менш ізольовану групу, що має приблизно один і той самий коефіцієнт розпилення, а деякі зерна з іншою орієнтацією зберуться у групу на певному віддаленні і будуть мати помітний інший коефіцієнт розпилення. Тобто на поверхні почне розвиватися рельєф, поздовжній розмір якого буде характеризуватися не тільки розміром окремого зерна, а й розмірами таких груп та відстанню між ними.

Гарною ілюстрацією появи груп з близькою орієнтацією зерен всередині групи, але з різною орієнтацією між групами, є рис. 5, а, одержаний методом EBSD при аналізі поверхні зразка полікристалічного вольфраму (на рис. 3 показана частина цієї мікрофотографії із більшим масштабом). Як видно, в порівнянні із стереографічним трикутником, що вказує на орієнтацію окремих зерен, існує багато груп зерен з малою різницею кольорів між ними, тобто з малою різницею в орієнтації граней, і відповідно, коефіцієнтів розпилення.

Описана модель була застосована для обробки даних про рельєф, одержаних за допомогою атомно-силового мікроскопа для перелічених вище

зразків дзеркал (за винятком закристалізованого аморфного, де поверхня досліджувалась в растровому електронному мікроскопі, і рекристалізованого вольфраму, де було проведено аналіз даних лазерної профілометрії). Були одержані функції розподілу поздовжніх неоднорідностей шорсткості поверхні. Один з характерних прикладів наведено на рис. 5, б для зразка W дзеркала.

Як видно, у спектрі є неоднорідності із розміром вздовж поверхні значно більшим, ніж розміри більшості зерен (10–100 мкм) у цьому типі вольфраму. Така ж картина спостерігається (якісно) і для подібних розподілів, знайдених при обробці результатів даних про рельєф інших зразків дзеркал.

Методика розрахунків та результати детально описані в [6]. Тут тільки відзначимо, що у всіх випадках “рельєф” має компоненти, поздовжні розміри яких набагато перевищують розмір найбільших “кристалів”.

Таким чином, експериментальні результати і результати моделювання свідчать про те, що навіть при використанні дзеркал полікристалічних металів із розмірами кристалів набагато меншими за довжину хвилі випромінювання, що відбивається, рельєф, який з’явиться при розпиленні, приведе до деградації коефіцієнта відбиття. Наглядним прикладом може бути поява на поверхні дзеркала з закристалізованого аморфного сплаву рельєфу із характерним розміром неоднорідності ~ 1 мкм, хоча розміри кристалів становлять 30–70 нм [6].

2.2. Монокристалічні дзеркала

Виявлення причини деградації полікристалічних дзеркал дало обґрунтування для висновку про можливість позбавитися розвитку ступінчастої структури шляхом виготовлення дзеркал із монокристалів. Такі експерименти були проведені з монокристалічними дзеркалами з Мо, W та нержавіючої сталі з різною орієнтацією базових кристалічних осей, що виходять на поверхню (100), (111), (110). Зразки розпилялись іонами дейтерієвої плазми з широким розподілом за енергіями, якісно подібним до розподілу атомів перезарядки в ІТЕРі. Було вивчено поведінку дзеркал при довготривалому розпиленні [7, 8] і показано, що вони мають значно більшу стійкість до розвитку рельєфу при ерозії, ніж полікристалічні дзеркала (рис. 6). Цей результат було підтверджено в експериментах

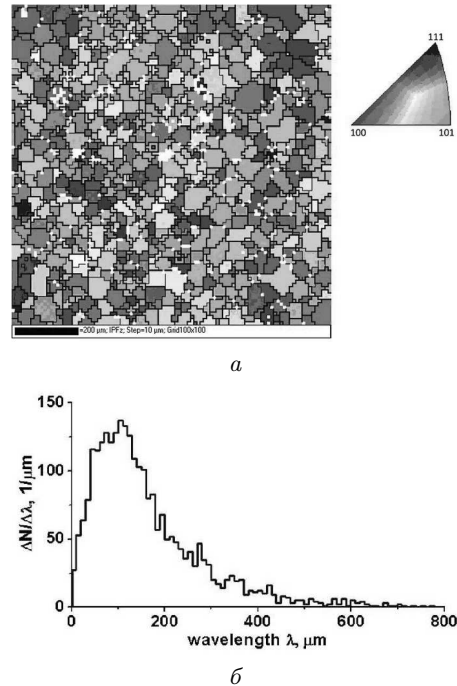


Рис. 5. EBSD результати, отримані від дзеркала з полікристалічного вольфраму після розпилення ≈ 4 мкм (а); результати профілометрії: розподіл за розмірами неоднорідностей рельєфу вздовж поверхні цього зразка вольфраму (б)

на крупних діючих термоядерних установках Tore Supra (Франція) [9] та ASDEX (Німеччина) [10].

На підставі наведених даних ІТЕРівським співтовариством було прийнято рішення про те, що матеріалом перших дзеркал для діагностики плазми в ІТЕРі буде монокристалічний молібден. Цей матеріал має доволі низький коефіцієнт розпилення і не дуже низький КВ у ближньому ультрафіолеті та видимій області спектра.

Але в умовах ІТЕРа є велика ймовірність того, що під впливом гамма- і нейтронного випромінювання, монокристал втратить свою досконалу кристаліграфічну структуру (створюються структурні дефекти), і тоді розпилення АП може привести до розвитку шорсткості поверхні і втрати оптичних властивостей. Це підтверджується результатами експериментів із розпилення монокристалічного дзеркала із дефектною структурою, коли спостерігалась значна деградація КВ, хоча і з меншою, у порівнянні з деградацією полікристалічного дзеркала, швидкістю (крива W (111) block на рис. 6). В той самий час, нам невідомі експеримен-

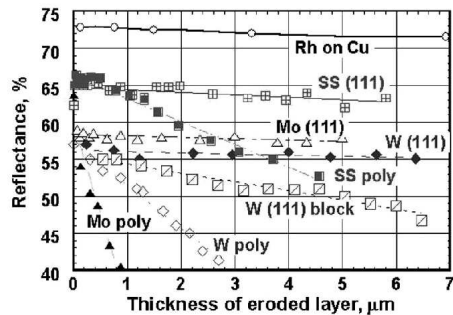


Рис. 6. Порівняння залежності коефіцієнта відбиття від товщини розпиленого шару для дзеркал з деяких полікристалічних і монокристалічних металів та дзеркала з родієвою плівкою на мідній підкладці. Символом “W (111) block” позначено дані, одержані при розпиленні полікристалічного текстурованого вольфраму з орієнтацією (111) більшості ($\approx 96\%$) всіх зерен

ти, в яких поєднувались впливи на поверхню монокристалічних дзеркал гамма- і нейтронного випромінювання та іонного бомбардування.

2.3. Плівкові дзеркала

Була досліджена й інша можливість обійти утворення ступінчастої структури при розпиленні полікристалічних дзеркал, тобто покриття їх поверхні плівкою металу з доволі високим КВ (Rh, Mo) і товщиною (декілька мкм), яка була б достатньою, щоб витримати довготривале розпилення АП у місці розташування дзеркала в камері реактора ІТЕР. Такі плівки, як правило, мають дрібнокристалічну структуру (≤ 100 нм), тому очікувалось [11], що масштаб мікрорельєфу, який з’являється при довготривалому їх розпиленні, може бути значно меншим за довжину хвилі світла з робочого діапазону дзеркала.

Експерименти з різними плівками на різних підкладках (Be/Cu, Cu/Cu, Rh/Cu, Rh/V, Rh/SS, Mo/SS, Mo/Mo) показали великі розбіжності їх поведінки при експозиціях до іонів дейтерієвої плазми. Якщо адгезія плівки до підкладки була високою, то довготривале розпилення майже не вело до деградації оптичних властивостей таких дзеркал. Наприклад, плівки Rh/Cu, виготовлені зі застосуванням процесу пресування їх у підкладку, зберегли свої характеристики навіть після розпилення шару товщиною більш ніж 7 мкм [7, 8].

Однак одержати плівки з високою адгезією є непростим завданням. У багатьох випадках при экс-

понуванні до дейтерієвої плазми зразків плівкових дзеркал при кімнатній температурі мала місце поява блістерів на поверхні розподілу плівка-підкладка [12, 13]. Зменшити ймовірність появи блістерів у роботі [13] вдалося підгрівом зразків у процесі розпилення іонами дейтерієвої плазми до температури $\approx 200^\circ\text{C}$. Причиною такого впливу нагріву, скоріше за все, є підвищення швидкості зворотної до поверхні плівки дифузії дейтерію, що проникає у плівку. Цей результат є дуже важливим, оскільки відкриває перспективу використання плівкових дзеркал у ІТЕРі.

Оскільки металеві плівки є, як правило, полікристалічними за своєю структурою, то при довготривалому розпиленні їх поверхня поступово стає все більш шорсткою, і, як наслідок, знижуються оптичні властивості.

2.4. Дзеркала з аморфних сплавів

Альтернативою до монокристалічних дзеркал можуть бути дзеркала з аморфних металевих сплавів (АМС). На відміну від досконалої структури монокристалів АМС не мають структурного порядку уже на відстані декількох нанометрів, тому повинні зберігати початкову якість своєї поверхні без якогось обмеження часу розпилення. Таке припущення, зроблене ще в роботі [11], вдалося підтвердити тільки після того, як з’явилась технологія одержання аморфних відливок з розмірами, достатніми для виготовлення зразків аморфних дзеркал (≥ 10 мм).

Результати експериментів із дзеркалами із аморфних сплавів на основі цирконію та титану показали їх надзвичайну стійкість до довготривалого розпилення [14, 15]: дзеркало з АМС зберегло свої оптичні властивості навіть після розпилення шару товщиною 13,4 мкм, рис. 7. Як свідчать дані мікроскопії, поверхня дзеркала ніяк не змінилась порівняно з тією, яка була до початку розпилення.

В експериментах із вивчення взаємодії дейтерієвої плазми з дзеркалами з аморфного сплаву ZrTiNiCuBe було одержано ще один важливий результат, щодо поглинення дейтерію при експонуванні до іонів з енергією декілька десятків електрон-вольт [15]. Воно виявилось набагато більш ефективним, ніж в експериментах, коли насичення воднем проводиться із газової фази або в електроліті. Виміряна залежність ма-

си поглиненого дейтерію від іонного флуенса (до $1,5 \cdot 10^{25}$ іон/м²) дала можливість оцінити ефективність поглинення дейтерію, яка становить $\approx 10\%$ для енергії іонів ≈ 60 еВ. Це приблизно в 10 разів вище, ніж в експериментах по насиченню воднем в електроліті [16]. Причиною є те, що водневі (дейтерієві) іони плазми таких енергій можуть легко проникати на глибину, більшу, ніж товщина окисного шару (декілька нм), і одразу попадати в об'єм матеріалу, тоді як, наприклад, у випадку насичення із газової фази процес поглинання має декілька ступенів: фізична абсорбція молекул, дисоціація молекул, хімічна сорбція, і тільки потім – дифузія всередину.

Велика поглинаюча здатність по відношенню до ізотопів водню не дає перспектив для ZrTiNiCuBe аморфних сплавів бути використаними в ролі матеріалу внутрішніх дзеркал для діагностики плазми в ІТЕРі. Однак достатньо швидкий прогрес у розвитку таких матеріалів дозволяє сподіватися, що через деякий час будуть створені АМС з неістотною здатністю утримання водню та його ізотопів, що дозволить використовувати їх як матеріал для внутрішніх дзеркал в умовах великих потоків атомів перезарядки, нейтронів та γ -випромінювання.

3. Вплив хімічних процесів на оптичні властивості

3.1. Дзеркала з берилію

Як відомо, берилій вибрано в ролі першої стінки реактора ІТЕР. При роботі реактора, у результаті ерозії під впливом плазми він буде поширюватися по всій камері та осідати в місцях, більш віддалених від об'єму утримання плазми, в тому числі на дзеркалах оптичних і лазерних методів діагностики плазми. Тобто є велика ймовірність того, що дзеркало з будь-якого металу поступово буде покриватись плівкою берилію і змінить свої оптичні властивості. У той самий час, для Ве дзеркала осадження Ве плівки не повинно значно змінити його оптичні характеристики. Тому нами було проведено детальне дослідження поведінки Ве дзеркал під впливом дейтерієвої плазми [17, 18]. В експериментах було виявлено, що велику роль у модифікації оптичних властивостей відіграють хімічні процеси, а саме перетворення окисної плівки в плівку гідроокису за реакцією: $2\text{BeO} + 2\text{D} \Rightarrow \text{Be}(\text{OD})_2 + \text{Be}$. Оскільки в ІТЕРі обов'язково буде деяка кількість

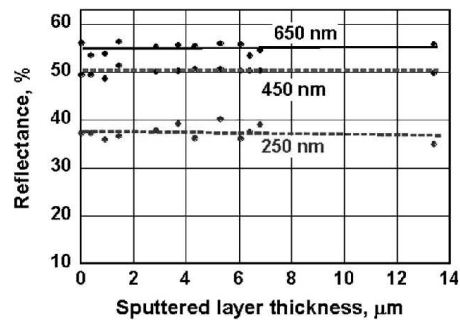


Рис. 7. Коефіцієнт відбиття аморфного дзеркала на вказаних довжинах хвиль від товщини шару, що розпилювався іонами аргону з різною енергією в інтервалі 0,1–1,35 кеВ [14]

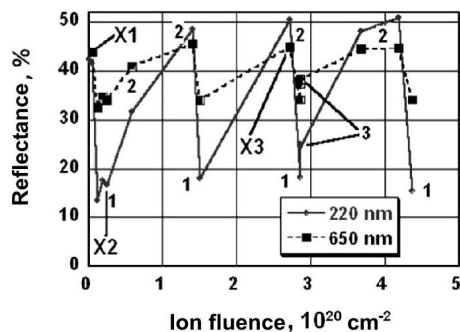


Рис. 8. Залежність коефіцієнта відбиття на вказаних довжинах хвиль для Ве зразків дзеркал: 1 – падіння КВ після бомбардування іонами з енергією 1350 еВ, 2 – відновлення КВ після довготривалих експозицій до іонів з енергією 60 еВ, 3 – часткове відновлення КВ після вакуумного відпалу (2 години, 200 °С) [18]

кисню, то звільнений Ве атом знову створить молекулу окису, ВеО, і таким чином, товщина плівки (окис + гідроокис) буде поступово зростати. Саме такий процес мав місце у наших експериментах з Ве дзеркалами, що експонувалися в дейтерієвій плазмі з домішками кисню.

На рис. 8 показано повторювання процесу падіння КВ, коли Ве дзеркало короткий час експонується до іонів дейтерієвої плазми кеВ-ної енергії, і його відновлення впродовж значно довшого часу, коли енергія іонів низька, на рівні 50 еВ. Для декількох Ве зразків процедура "спад-підняття" коефіцієнта відбиття повторювалась 4-5 разів без помітного зниження відновлюваного рівня, як це видно з рис. 8. Така поведінка КВ однозначно вказує на те, що всі зміни оптичних властивостей зумовлені хімічними процесами на поверхні Ве дзеркала,

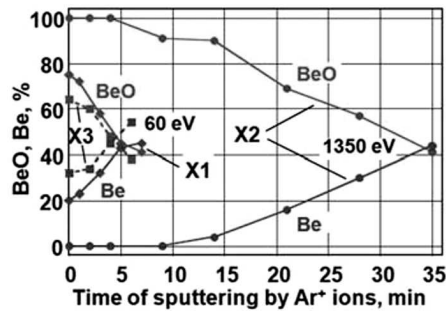


Рис. 9. РФС результати для Ве дзеркала, яке було проекспоновано до іонів дейтерієвої плазми: \blacklozenge – очищення іонами Ar^+ (X1 на рис. 8), $E_i = 300$ eВ; \bullet – падіння відбиття після D^+ іонного бомбардування $E_i = 1350$ eВ (X2 на рис. 8); \blacksquare – відновлення відбиття після експозиції до D^+ іонів, $E_i = 60$ eВ після другого спаду відбиття (X3 на рис. 8) [18]

а шорсткість поверхні дзеркала імовірно залишається на початковому рівні.

Результати рентгенівської фотоелектронної спектроскопії (РФС), що показані на рис. 9, дозволили прояснити причини поведінки Ве дзеркал, яка спостерігалася під дією іонів плазми дейтерію з різною енергією. Кожна короткочасна дія кеВ іонів D^+ плазми в умовах експериментального стенда ДСМ-2 (з певною кількістю водяної пари) приводить до поступового збільшення товщини окисленого шару. Процес, головним чином, протікає через формування гідрооксиду $Be(OD)_2$ за схемою: $2BeO + 2D \Rightarrow Be(OD)_2 + Be$. Ця перша стадія процесу характеризується повною (чи майже повною) трансформацією існуючої оксидної плівки (коефіцієнт екстинції $k \approx 0$) у плівку гідрооксиду (для якої $k > 0$ [18]) і веде до падіння КВ після дуже малого флуенса іонів кеВ-ного діапазону енергій, на рівні $5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$. Друга стадія характеризується відносно повільнішим зростанням товщини оксид-гідрооксидного (можливо тільки гідрооксидного) шару за рахунок реакцій вільних Ве атомів з новими молекулами кисню і створенням оксиду, або з молекулами води із створенням гідрооксиду. Ця стадія супроводжується поступовим зменшенням швидкості падіння КВ і виходом на насичення при іонних флуенсах $\approx 2 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-2}$, а сам рівень падіння тим глибше, чим вища енергія іонів дейтерієвої плазми. Для другої фази процесу зростання товщини оксид-гідрооксидного шару важливим є швидкість постачання вільних Ве атомів до по-

верхні цього шару, бо ні молекули кисню, ні молекули води не можуть пройти крізь нього. Постачання Ве атомів може бути забезпечено тільки розпиленням поверхні берилію іонами дейтерію, що пройшли оксидну плівку наскрізь: чим більша енергія D^+ іонів, тим вища швидкість розпилення металевго берилію і скоріше наростання товщини оксид-гідрооксидної плівки, тобто, тим сильніше падіння коефіцієнта відбиття. А насичення падіння КВ зумовлено тим, що для кожної енергії іонів дейтерію є своя довжина пробігу в плівці, що містить кисень.

Якщо знизити енергію іонів у процесі експонування, до значення, коли їх пробіг стане меншим від товщини оксид-гідрооксидної плівки (у наших експериментах енергія D^+ $E_i = 60$ eВ), то буде виключено “джерело” вільних Ве атомів (тобто розпилення об’єму металу), і може початися процес, протилежний до процесу, який привів до зростання товщини оксид-гідрооксидної плівки. Цей процес – зменшення товщини окисленого шару і відновлення металевго берилію йде за реакцією: $BeO + 2D \Rightarrow DO + Be$, або $Be(OD)_2 + 2D \Rightarrow 2DO + Be$. Швидкість процесу відновлення металевго берилію, тобто, повернення КВ до початкового рівня, йде зі значно меншою швидкістю, ніж падіння КВ, як свідчать дані, наведені на рис. 8.

Важливим результатом, одержаним в експериментах із Ве дзеркалами, є те, що два таких дзеркала пройшли через декілька процедур падіння та часткового або повного встановлення КВ (рис. 8), так що повний іонний флуенс для кожного з них досяг $2,5 \cdot 10^{25} \text{ іон/м}^2$ при середньому струмі іонів 15 А/м^2 (повний час експонування в дейтерієвій плазмі перевищив 60 годин). Але обидва зразка все ще зберегли високу здатність передавати зображення предмета так само якісно, як і алюмінієвий еталон [18, 19].

Цей факт є додатковим доказом того, що зміни КВ не пов’язані з розвитком мікрорельєфу Ве поверхні, а цілком зумовлені хімічними процесами в плівці оксиду, як обговорювалося вище.

3.2. Дзеркала із алюмінію

Якісно такий самий ефект спостерігався при експонуванні в тих самих умовах Al дзеркал завдяки тому, що між цими елементами (Ве, Al), які знаходяться поруч в Періодичній системі, існує, так

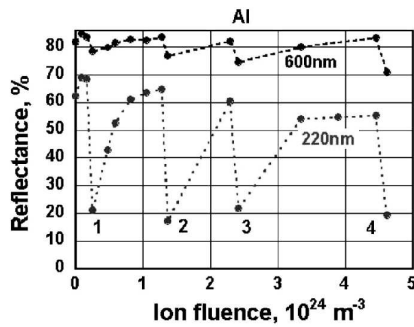


Рис. 10. Залежність від повного іонного флуенса коефіцієнта відбиття на вказаних довжинах хвиль для зразка Al дзеркала. Різкі падіння є результатом короткотермінового бомбардування іонами дейтерієвої плазми з енергією 1350 eV (стадії 1, 2, 4) та з широким розподілом по енергіях (100–1350 eV, стадія 3). Всі зростання відбуваються завдяки довготривалим експозиціям до іонів низької енергії (60 eV)

звана, діагональна аналогія, тобто схожість багатьох хімічних і фізичних властивостей. У наших експериментах було вперше показано, що близька аналогія є і в поведінці дзеркал із цих металів, коли вони підлягають впливу водневої плазми, як видно при порівнянні даних, що показані на рис. 8 і 10 [18, 20].

Експерименти з Al дзеркалами дали змогу одержати додаткові докази наявності процесів, описаних вище для Be дзеркал. Методами ВІМС (вторинна іонна мас-спектрометрія) і оже-спектроскопії було проведено пошаровий аналіз приповерхневого шару зразків Al дзеркал після різної послідовності операцій із впливом на них іонів дейтерієвої плазми [20]. Було встановлено, що короткострокове бомбардування іонами з енергією 1350 eV веде до зростання товщини шару що містить кисень, а більш тривале експонування до низькоенергетичних іонів – до значного зменшення його товщини. Про це, зокрема, свідчить збільшення виходу із приповерхневого шару іонів AlO^- та $AlOD^+$, які є, відповідно, фрагментами молекул Al_2O_3 та $Al(OD)_3$, після бомбардування зразка іонами з енергією 1350 eV і значне зменшення виходу цих фрагментів після подальшого, більш тривалого, експонування зразків до іонів з енергією 60 eV, що продемонстровано на рис. 11.

Дуже подібні цим розподілам по глибині є дані для іонів з масою 2, якими можуть бути як атомарні іони D^+ , так і молекулярні іони H_2^+ , але оскільки робочим газом був дейтерій, можна стверджу-

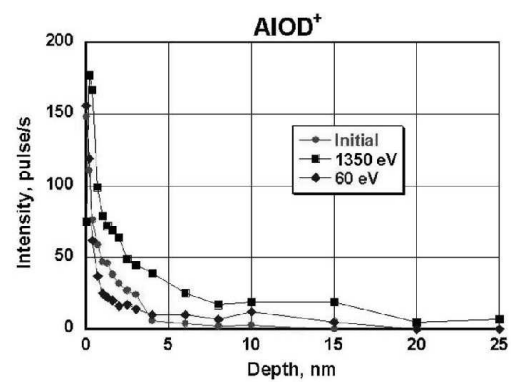
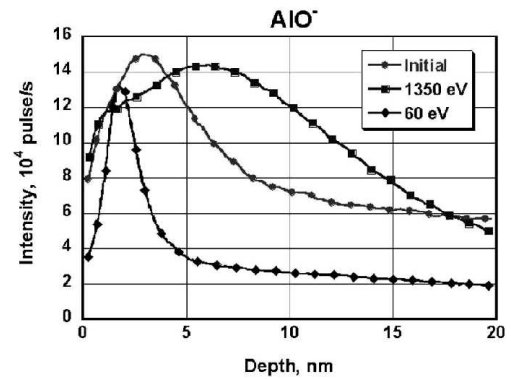


Рис. 11. Дані ВІМС аналізу щодо складу приповерхневого шару Al дзеркал. Показані дані виходу іонів AlO^- та $AlOD^+$ залежно від глибини їх знаходження [20]

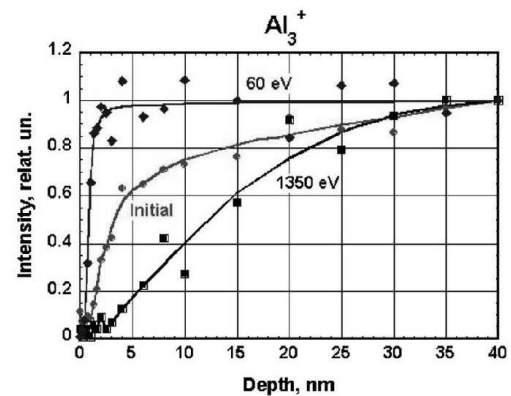


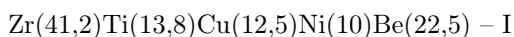
Рис. 12. Залежність від повного іонного флуенса коефіцієнта відбиття на вказаних довжинах хвиль для зразка Al дзеркала. Різкі падіння є результатом короткотермінового бомбардування іонами дейтерієвої плазми з енергією 1350 eV (стадії 1, 2, 4) та з широким розподілом по енергіях (100–1350 eV, стадія 3). Всі зростання відбуваються завдяки довготривалим експозиціям до іонів низької енергії (60 eV)

вати з великою ймовірністю, що більша доля струму двоатомних іонів пов'язана з іонами дейтерію (рис. 8 у [20]).

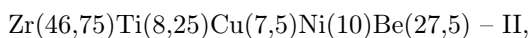
Особливо показовими є результати вимірювань виходу кластерів Al^{3+} з тих самих зразків алюмінію (рис. 12). Такі кластери легко утворюються, коли розпиляється чиста поверхня металу. Коли ж поверхня покрита плівкою окислу, ймовірність утворення кластерів різко зменшується і збільшується вихід фрагментів, що містять кисень. В наших експериментах після короткого часу бомбардування іонами з енергією 1350 еВ товщина шару, в якій спостерігалось поступове зростання виходу іонів кластерів, значно збільшилась. Однак після довготривалого опромінення іонами з енергією 60 еВ перехідний шар став дуже тонким.

3.3. Дзеркала з аморфного металевого сплаву

Вивчалися зразки дзеркал двох типів з одних і тих самих компонентів, але з різним їх співвідношенням: виготовлені зі сплаву



в ННЦ "ХФТТ" та зі сплаву



який було розроблено в інституті Гана-Мейтнер (Німеччина) [15]. В обох сплавах присутній Be, тому можна було очікувати, що в чомусь поведінка аморфних дзеркал буде схожа на поведінку Be та Al дзеркал. Проведені виміри підтвердили це припущення. Експонування дзеркал до іонів дейтерієвої плазми з високою і низькою енергією вело до таких же змін у КВ, як і у випадках із дзеркалами з Be та Al. Але на відміну від Be дзеркал, зміни КВ при зміні енергії іонів значно менші, що очевидно пов'язано з відносно невисокою часткою Be в цьому сплаві.

Зміни хімічного складу у приповерхневому шарі дзеркал із АМС при взаємодії D^+ плазми з поверхнею були отримані за допомогою методу ВІМС. Деякі з одержаних даних наведено на рис. 13. Аналіз було зроблено на кожному зразку на двох ділянках, позначених 1 і 2, і результати з обох показані на графіках. Розбіжності даних з обох ділянок доволі малі, тому їх можна не брати до уваги. Як свідчать ВІМС дані, після бомбардування іонами дейтерієвої плазми з енергією 1350 еВ,

спостерігається помітне збільшення товщини шару для всіх без виключення оксидів металів, що входять до складу аморфного сплаву. Однак після опромінювання іонами 60 еВ товщина оксидного шару майже повертається до величини, що була зафіксована зразу після розпилення іонами аргону.

Той факт, що саме берилій відіграє ключову роль у процесах окислювання поверхні дзеркал із аморфних сплавів збігається з результатами роботи [21], де для аналізу приповерхневого шару зразків того самого складу автори використали метод рентгенівської фотоелектронної спектроскопії.

Наведені дані дозволяють зрозуміти описані вище результати про якісно подібну поведінку КВ берилієвих дзеркал та дзеркал з АМС, що містять Be (рис. 8, 9 та рис. 13).

4. Імітація нейтронного випромінювання

Відповідно до розрахунків, зроблених багато років тому назад, дефекти, що утворюються в матеріалі дзеркала високоенергетичними нейтронами, можна імітувати бомбардуванням їх іонами МеВ-них енергій. Щоб запобігти змінам хімічного складу приповерхневого шару дзеркала, це повинні бути іони тих самих металів, з яких дзеркало зроблено [8, 22]. Тому в наших експериментах мідне дзеркало експонувалось до потоку іонів Cu^+ , дзеркала з нержавіючої сталі (SS) – до іонів Cr^+ та алюмінієве дзеркало – до іонів Al^+ у діапазоні енергій 1–3 МеВ, а вольфрамові дзеркала – до іонів W^{6+} , прискорених до енергії 20 МеВ. На основі даних про енергетичний розподіл АП, одержаних на токамаках PLT, ASDEX та JFT-PIU, а також знайдених при моделюванні [1], всі дзеркала, за виключенням W, бомбардувалися іонами дейтерієвої плазми з широким спектром по енергіях: від 50 до 1350 еВ.

У цих імітаційних експериментах було знайдено, що тільки одне нейтронне випромінювання не повинно викликати помітні зміни коефіцієнта відбиття $R(\lambda)$ аж до доз ~ 10 сна, які значно перевищують дози, характерні для роботи ІТЕРу за весь час його експлуатації. Цей результат був пізніше якісно підтверджений в прямих експериментах із опроміненням нейтронами, коли Мо кутовий відбивач довготривалий час експонувався в японському атомному реакторі [23].

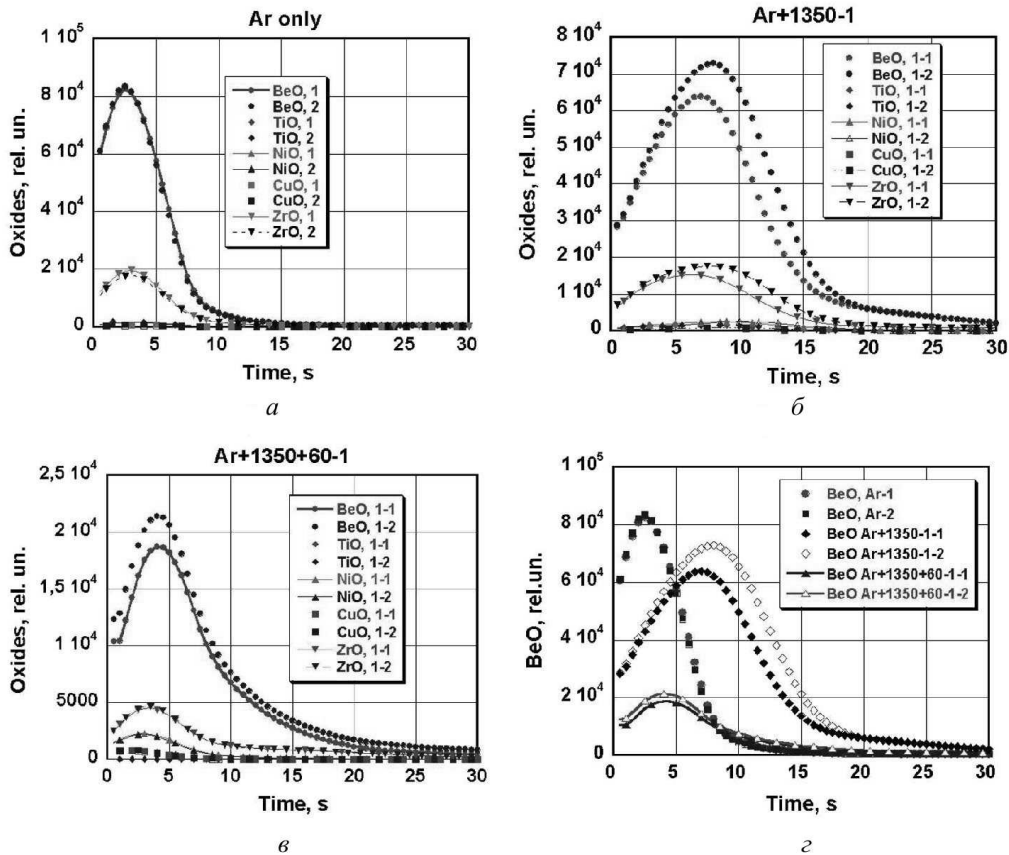


Рис. 13. Дані методу ВІМС для зразків із сплаву $Zr(46,75)Ti(8,25)Cu(7,5)Ni(10)Be(27,5)$. Показані залежності від часу розпилення всіх оксидів (а, б, в) та тільки окису берилію (г), після розпилення іонами Ar^+ (а), після бомбардування іонами плазми дейтерію з енергією 1350 eV (б), та після експонування до іонів 60 eV (в)

Але значно важливішими є дослідження одночасного впливу нейтронів і АП. Експерименти по імітуванню такої ситуації проводилися зі зразками Cu , SS та W дзеркал, і було показано [5, 8, 11], що в межах доз нейтронного опромінювання, які очікуються в ІТЕРі (приблизно, 3 сна), деградація оптичних властивостей дзеркала при довготривалому розпиленні іонами дейтерієвої плазми практично не залежить від того, бомбардувалось воно попередньо іонами металу МеВ-них енергій чи ні.

Як приклад, на рис. 14 показана залежність коефіцієнта відбиття на довжині хвилі 600 нм (при нормальному падінні світла) від товщини шару, розпиленого іонами аргону з енергією 600 eV для зразків дзеркал двох типів вольфраму: рекристалізованого (W-rc) та ІТЕР-grade (W-Ig). Одна сто-

рона кожного зразка бомбардувалась іонами W^{6+} з енергією 20 MeV, а друга сторона служила як контрольний зразок, що не опромінювалось. З рисунка видно, що для обох сторін зразків: опроміненої іонами W^{6+} і неопроміненої, помітна різниця в поведінці КВ відсутня.

5. Про використання формули Беннетта

Для оцінок шорсткості поверхні, що з'являється при ерозії металевого дзеркала, часто використовується формула Беннетта [24]:

$$R = R_0 \exp\left(-\frac{(4\pi d)^2}{\lambda^2}\right), \quad (1)$$

де R_0 – відбивна здатність ідеально гладкої поверхні для нормального падіння світла, λ – довжина хвилі випромінювання, що відбивається від

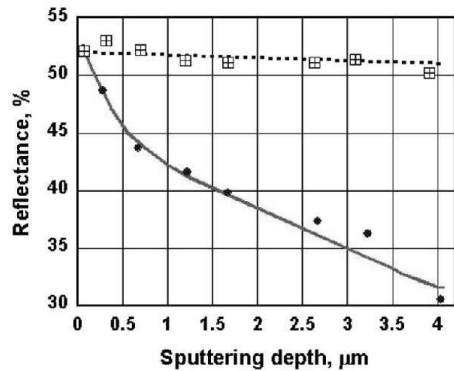


Рис. 14. Залежність коефіцієнта відбиття на довжині хвилі 600 нм від товщини шару, розпиленого іонами аргону з енергією 600 eV, для зразків дзеркал двох типів вольфраму: рекристалізованого (W-rc) та ITER-grade (W-Ig) неопромінених (лінії) та опромінених 20 MeV W^{6+} іонами до 3 дпа (символи)

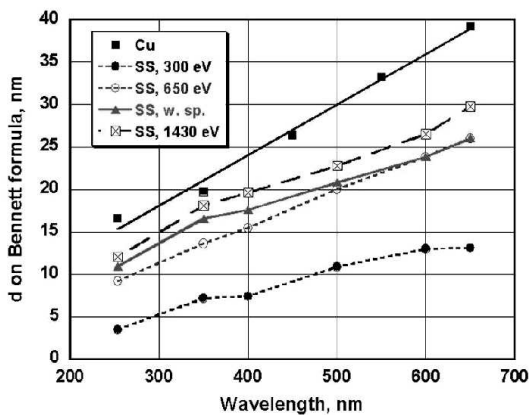


Рис. 15. Величини d , знайдені за формулою (1) для зразків дзеркал з міді та нержавіючої сталі. На вставці – енергії іонів дейтерієвої плазми при опроміненні зразків

поверхні дзеркала з коефіцієнтом R , d – середня шорсткість цієї поверхні. Коли такі оцінки робляться, часто не звертають увагу на те, що формула була виведена для поверхні, шорсткість якої може бути описана формулою Гауса. Насправді, у більшості випадків, коли йдеться про розпилення металевих дзеркал, рельєф поверхні має зовсім інший характер. Наприклад, у разі полікристалічного матеріалу, поверхня може стати ступінчатою (рис. 2, 3, 5 у даній статті, рис. 13 у [8], рис. 4, 5 у [5]), можуть з'явитися ямки травлення (рис. 2, 6 у [25]), “хребти і долини” (рис. 4 у [6]) тощо.

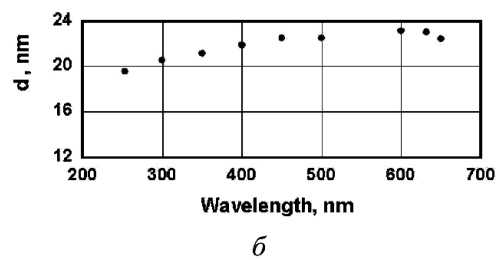
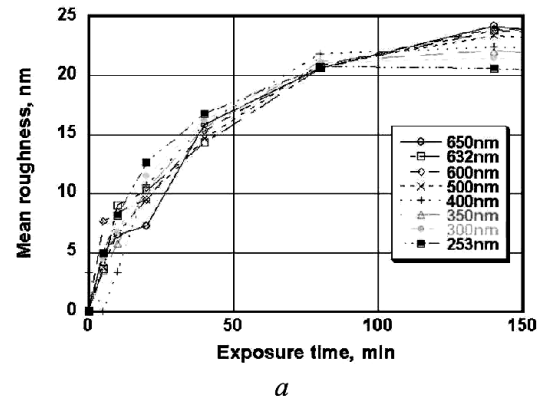


Рис. 16. Величини d , знайдені з формули (1) для одного зі зразків дзеркал “Rh півка на мідній підкладці” в залежності від часу розпилення (а) і від довжини хвилі після останньої експозиції в плазмі (б)

Простіше за все зробити перевірку того, справедливо чи ні використовувати формулу (1) для оцінок шорсткості. Це може бути зроблено, якщо застосувати її формально для різних довжин хвиль. Якщо знайдені величини шорсткості будуть мало відрізнятися одна від одної, це буде ознакою того, що формула може бути використана для описання рельєфу даного дзеркала і дасть достатньо правильну середню характеристику шорсткості.

Наведемо декілька прикладів такого підходу.

На рис. 15 показані типові дані для мідного дзеркала та дзеркала з нержавіючої сталі після розпилення 2,5 мкм і 4 мкм, відповідно. Дані рис. 15 наведено для тих самих дзеркал, деградація оптичних властивостей яких показана на рис. 4. Для обох дзеркал рельєф був типово ступінчатий, з більш дрібним рельєфом всередині окремих зерен мідного дзеркала і відсутністю будь-якого рельєфу в зернах дзеркал із нержавіючої сталі (рис. 13, [8]).

Як свідчать дані цих рисунків, для полікристалічних дзеркал середня шорсткість не є однаковою для різних довжин хвиль, оскільки ступінча-

та структура поверхні не відповідає умовам, для яких формула Беннетта була виведена.

Серед багатьох досліджених плівкових дзеркал, не для всіх, розбіжність обчисленої шорсткості змінювалась у вузькому інтервалі. Як приклад шорсткості поверхні, що може бути описана формулою Беннетта, на рис. 16 показані значення середньої шорсткості одного зі зразків “Rh плівка на мідній підкладці” для різних довжин хвиль. Як бачимо, для цього зразка такий тип шорсткості почав формуватися вже на ранній стадії розпилення (рис. 16, б). Інші приклади задовільного збігу шорсткості для різних довжин хвиль подібних плівкових зразків описані в роботі [26]. Очевидно, що такий характер шорсткості не можна передбачити заздалегідь без проведення самого розпилення.

6. Висновки

За багато років дослідження поведінки металевих дзеркал в умовах, наближених до умов експлуатації дзеркал у термоядерному реакторі ІТЕР, одержано великий обсяг даних, більшість з яких перелічено вище. На початку цих досліджень було створено основи методології щодо пошуків оптимального вибору матеріалу внутрішніх дзеркал для оптичних і лазерних методів діагностики плазми в експериментальному термоядерному реакторі ІТЕР та ретельно проаналізовано основні фактори, що будуть відповідальні за деградацію оптичних властивостей дзеркал. На основі цієї методології проведено експерименти, що моделюють поведінку дзеркал для діагностики плазми в ІТЕРі, яка полягає в тому, що бомбардування атомами перезарядки в реакторі замінюється бомбардуванням іонами дейтерієвої плазми з широким спектром енергій, якісно подібному до спектра АП, а опромінювання нейтронами замінюється бомбардуванням іонами MeV-ного діапазону енергій з того самого металу, з якого вироблено дзеркало.

Проведені імітаційні системні дослідження поведінки зразків дзеркал із різних металів та із різною структурою під впливом водневої і дейтерієвої плазми: із металів, що мають полікристалічну структуру (Be, Al, SS, Cu, Ti, Mo, W, Ta), монокристалічних (SS, Ni, Mo, W), плівкових (плівка/підкладка, тобто Be/Cu, Cu/Cu, Rh/Cu, Rh/V, Rh/SS, Mo/SS, Mo/Mo) та дзеркал із аморфних

сплавів типу ZrTiCuNiBe при довготривалому розпиленні іонами дейтерієвої плазми. Показано значну перевагу дзеркал із аморфних сплавів у стійкості до розвитку шорсткості при довготривалому розпиленні порівняно з дзеркалами іншого типу структури, що зумовлено відсутністю будь-якої упорядкованої структури на рівні більш ніж декілька нанометрів.

На основі аналізу результатів багатьох експериментів із дзеркалами з полікристалічних металів різної структури розроблена модель розвитку шорсткості при довготривалому розпиленні. Проведено експерименти з моделювання одночасного впливу опромінювання нейтронами та іонами перезарядки на дзеркала з металів (Cu, SS, W), що можуть бути перспективними у використанні в ролі внутрішніх дзеркал для діагностики плазми в ІТЕРі.

При вивченні взаємодії водневої плазми з дзеркалами Be, Al, Mo, W встановлені механізми хімічних процесів на поверхні металу, які приводять до змін оптичних властивостей дзеркала, при впливі як іонів чистої водневої плазми, так і іонів плазми з домішками кисню.

Найбільш важливі результати цих досліджень знайшли підтвердження в експериментах, проведених спільно у зарубіжних центрах на крупних термоядерних установках як токамаки: TEXTOR (Юліх, Німеччина), Tore Supra (Кадараш, Франція) та TRIAM-1M (Kyoto, Japan), геліотрон Large Helical Device (Токи, Японія), а також на спеціальному стенді в Лозані (Швейцарія). Висновок про відсутність впливу нейтронного випромінювання на оптичні властивості металевих дзеркал, зроблений на основі наших імітаційних експериментів, знайшов підтвердження в експериментах з Мо катодним відбивачем на японському експериментальному ядерному реакторі. Ефективність запропонованого і багаторазово використаного в модельних експериментах методу очистки низькотемпературною водневою плазмою вуглецевих забруднюючих шарів на металевих дзеркалах була пізніше підтверджена на тороїдальній установці TOMAS в Юліхе (Німеччина).

Модифікація оптичних властивостей Be та Al дзеркал у результаті виявлених хімічних процесів під впливом плазми, що має у своєму складі іони водню і кисню, прямо стосується поведінки Be дзеркал на супутниках, які обертаються навко-

ло земної кулі і постійно знаходяться під впливом атомів і іонів водню та кисню верхніх шарів атмосфери.

Отримані результати показують, що деякі з матеріалів, які нами досліджувались, мають певні переваги у застосуванні в ролі діагностичного дзеркала в конкретних умовах середовища, де воно буде розташоване в камері ІТЕРа.

Автори висловлюють щирі подяки М.Г. Находкіну, який був ініціатором проведення низки досліджень залежності оптичних властивостей від структури матеріалу прототипів діагностичних дзеркал для діагностики плазми в ІТЕР.

1. R. Behrisch, G. Federichi, A. Kukushkin and D. Reiter, *J. Nucl. Mater.* **313–316**, 388 (2003).
2. A.F. Bardamid, V.T. Gritsyna, V.G. Konovalov *et al.*, *Surface Coatings & Technology.* **103–104**, 365 (1998).
3. A. Bardamid, V. Bryk, V. Konovalov *et al.*, *Vacuum.* **58**, 10 (2000).
4. M. Balden, A.F. Bardamid, A.I. Belyaeva *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **329–333**, 1515 (2004).
5. V.S. Voitsenya, M. Balden, A.I. Belyaeva *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **434**, 375 (2013).
6. V.S. Voitsenya, M. Balden, A.F. Bardamid *et al.*, *Nucl. Instr. Methods Phys. Research. B* **302**, 32 (2013).
7. V. Voitsenya, A.E. Costley, V. Bandourko *et al.*, *Rev. Sci. Instrum.* **72**, 475 (2001).
8. D.V. Orlinski, V.S. Voitsenya and K.Yu. Vukolov, *Plasma Device Ops.* **15**, 33 (2007).
9. M. Lipa, B. Schunke, Ch. Gil *et al.*, *Fusion Engin. Design.* **81**, 221 (2006).
10. A. Litnovsky, V. Voitsenya, T. Sugie *et al.*, *Nucl. Fusion.* **49**, 075014 (2009).
11. V.S. Voitsenya, A.F. Bardamid, M.F. Becker *et al.*, *Rev. Sci. Instrum.* **70**, 790 (1999).
12. A.F. Bardamid, K.Yu. Vukolov, V.G. Konovalov *et al.*, *Plasma Device Ops.* **14**, 159 (2006).
13. B. Eren, L. Marot, I.V. Ryzhkov *et al.*, *Nucl. Fusion.* **53**, 113013 (2013).
14. V.S. Voitsenya, A.F. Bardamid, A.I. Belyaeva *et al.*, *Plasma Device Ops.* **17**, 144 (2009).
15. A.F. Bardamid, V.S. Voitsenya, J.W. Davis *et al.*, *J. Alloys & Compounds.* **514**, 189 (2012).
16. Delin Peng, Jun Shen, Jianfei Sun and Yuyong Chen, *Mater. Sci. Technol.* **20**, 157 (2004).
17. V.S. Voitsenya, A.F. Bardamid, V.N. Bondarenko *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **329–333**, 1476 (2004).
18. A.F. Bardamid, V.N. Bondarenko, J.W. Davis *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **405**, 109 (2010).
19. V.G. Konovalov, M.N. Makhov, A.N. Shapoval *et al.*, *Probl. Atom. Sci. Technol.* **59**, 13 (2009).

20. A.F. Bardamid, A.I. Belyaeva, J.W. Davis *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **393**, 473 (2009).
21. M. Kiene, T. Strunskus, G. Hasse and F. Faupel, *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* **554**, 167 (1999).
22. V.S. Voitsenya, A.F. Bardamid, Yu.N. Borisenko *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **233–237**, 1239 (1996).
23. T.Nishitani, E.Ishitsuka, T.Kakuta *et al.*, *Fusion Engng Des.* **42**, 443 (1998).
24. H.E. Bennett, *J. Opt. Soc. Am.* **53**, 1389 (1963).
25. V.S. Voitsenya, A.F. Bardamid, A.I. Belyaeva *et al.*, *Plasma Devices Ops.* **16**, 1 (2008).
26. V.N. Bondarenko, A.F. Bardamid, V.G. Konovalov *et al.*, *Problems of Atomic Science and Technology, series Plasma Physics* **6**, 80 (2006).

Одержано 22.10.14

В.С. Войценья, А.Ф. Бардаמיד

ПОВЕДЕНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ДИАГНОСТИЧЕСКИХ ЗЕРКАЛ С РАЗНОЙ СТРУКТУРОЙ В УСЛОВИЯХ, ИМИТИРУЮЩИХ УСЛОВИЯ ИХ РАБОТЫ В ТЕРМОЯДЕРНОМ РЕАКТОРЕ ИТЕР

Резюме

В статье V.S. Voitsenya *et al.* (*Plasma Phys. Rep.* **20**, 217 (1994)) созданы основы методологии для поиска оптимального выбора материалов внутренних зеркал для оптических и лазерных методов диагностики плазмы в экспериментальном термоядерном реакторе ИТЕР. На основе разработанной методологии проведены системные имитационные исследования при длительном распылении ионами дейтериевой (в отдельных экспериментах аргоновой) плазмы поведения образцов зеркал из разных металлов с разной структурой: поликристаллической (Be, Al, SS, Cu, Ti, Mo, W, Ta), монокристаллической (SS, Ni, Mo, W), пленочных (пленка/подложка, т.е: Be/Cu, Cu/Cu, Rh/Cu, Rh /V, Rh/SS, Mo/SS, Mo / Mo) и зеркал из аморфных сплавов типа ZrTiCuNiBe. Показано существенное преимущество в стойкости к развитию шероховатости зеркал из аморфного сплава по сравнению с зеркалами из металла другого типа структуры, что обусловлено отсутствием упорядоченной структуры на уровне более нескольких нанометров. Разработана модель развития шероховатости при длительном распылении зеркала. Проведены эксперименты по моделированию одновременного влияния облучения нейтронами и ионами перезарядки на зеркала из Cu, SS, W. При изучении взаимодействия водородной плазмы (чистой и с примесями кислорода) с зеркалами Be, Al, Mo, W установлены механизмы химических процессов на поверхности металла, приводящие к изменениям оптических свойств. Наиболее важные результаты исследований нашли подтверждение в экспериментах, совместно проведенных в зарубежных центрах на крупных термоядерных установках: токамаках TEXTOR (Juelich, Германия), Tore Supra (Kadarach, Франция), TRIAM-1M (Kyoto, Япония), гелиотрон Large Helical

Device (Токи, Япония), а также специальном стенде в Лозанне (Швейцария). Вывод об отсутствии влияния нейтронного облучения на оптические свойства зеркал, сделанный на основе полученных нами результатов, был подтвержден в экспериментах с Мо угловым отражателем на японском экспериментальном ядерном реакторе.

V.S. Voitsenya, O.F. Bardamid

BEHAVIOR OF METALLIC DIAGNOSTIC MIRRORS
WITH DIFFERENT STRUCTURES UNDER CONDITIONS
SIMULATING THOSE IN THE ITER FUSION REACTOR

Р е з ю м е

In the paper by V.S. Voitsenya *et al.* (Plasma Phys. Rep. **20**, 217 (1994)), a methodology aimed at an optimal selection of materials for in-vessel mirrors used in optical and laser methods of plasma diagnostics in the experimental fusion reactor ITER was elaborated. The corresponding systematic simulation studies concerning the behavior of mirror specimens

fabricated from different metals with different structures – polycrystalline (Be, Al, SS, Cu, Ti, Mo, W, Ta), single-crystalline (SS, Ni, Mo, W), and film (i.e. the film/substrate structure, namely, Be/Cu, Cu/Cu, Rh/Cu, Rh/V, Rh/SS, Mo/SS, Mo/Mo) – as well as mirrors fabricated from amorphous alloys of the ZrTiCuNiBe type, under long-term sputtering by deuterium (in some cases, argon) plasma ions were carried out. Amorphous mirror specimens were shown to be much more resistant to the development of roughness in comparison with mirrors with any other structure, which results from the complete absence of any ordered structure on the surface on a scale exceeding a few nanometers. The most important results were confirmed experimentally on such fusion installations as the TEXTOR (Jülich, Germany), ASDEX-U (Garching, Germany), and Tore Supra (Cadarache, France) tokamaks, the heliotron Large Helical Device (Токи, Japan), on the small tokamak TRIAM-1M (Kyoto, Japan), and on special stands at Lausanne University (Switzerland) and in the Institut für Plasmaphysik, Association EURATOM-FZJ, FZ-Jülich (Germany).