

С.П. Новосядлий, Р.М. Іванюк

Підвищення теплостійкості і багатошарової металізації субмікронних структур ВІС

*Прикарпатський національний університет ім. В. Стефаника
вул. Шевченка, 57, 76025 Івано-Франківськ, Україна e-mail: nsp@pu.if.ua*

Досліджена багатошарова металізація на основі Al-Si-Ho-TiW, TiS₂-TiN-TiW, Ti+AKГ₀-1 в структурах ВІС. Показано, що стабільність кремнієвих інтегральних субмікронних схем на основі Al металізації може бути досягнута за рахунок рівноважного розсіяння теплоти в площі контактного вікна. Визначені оптимальні співвідношення між шарами АКГ₀ та TiN, TiW, які дозволяють створювати термічно стабільні субмікронні структури на основі Al-металізації та збільшити тепловіддачу від кристала через внутрішні перемички на зовнішні виводи мікросхем.

Стаття постуила до редакції 27.04.2006; прийнята до друку 14.09.2007.

В сучасній субмікронній технології виробництва субмікронних біполярних і МОН інтегральних схем на основі кремнію широко використовується металізація на основі Al - сплавів для створення випрямляючих і омичних контактів до активних елементів структур ВІС, а також для здійснення міжелементних з'єднань. Збільшення густини (щільності) інтеграції і складності ВІС привело до зменшення елементів структур <1мкм та металізації розводки і створення двох і більше рівнів металізації, що в значній мірі знижує процент виходу придатних і надійність субмікронних ВІС. Слід відмітити, що в цьому випадку сильно погіршується тепловідвід розсіяної потужності від кристалу ВІС. Тому задача підвищення теплостійкості металізації для субмікронної технології стає надзвичайно актуальною.

Нестабільність алюмінієвої металізації, її низька корозійна стійкість досить детально описана в літературі [1,2] і зумовлена низькою температурою евтектики Al-Si, значною швидкістю дифузії Al по границях зерен, малою енергією активації самодифузії атомів Al, інтенсивною екзотермічною реакцією взаємодії Al з діоксидом кремнію в контактних вікнах, недостатнім профілюванням контактних вікон для конформного осадження плівки алюмінієвого сплаву.

Застосування для металізації алюмінію, що містить 0,5-2% Si, стабілізує межу Si-Al, але при цьому різко збільшується контактний опір і виключається можливість використання високих температур при подальших технологічних операціях. В роботах [3,4] на основі приведених досліджень було запропоновано знизити контактний опір

нанесенням бар'єрного шару між Si і Al, з врахуванням температурної обробки не нижче T = 450°C протягом певного часу. Рекомендувались шари із TiW або нітридів, тугоплавких металів (TiN, TaN) чи силіцидів тугоплавких металів. Разом з тим проблема бар'єру Шоттки на основі контактів Al-Si та силіцидів залишалась відкритою для її вирішення.

Раніше в роботі [5] було запропоновано стабілізувати структуру Al-Si за рахунок багатошарової металізації, коли на n-Si послідовно наносились півки Al(Al-Cu) товщиною 10-100нм та півка TiW товщиною 200-400нм і верхній шар Al. В цьому випадку термостабільність бар'єру Шоттки зберігалась до температури 430°C, але не виключалось хіллокоутворення, а значить не підвищувалась термостійкість алюмінієвої металізації для субмікронних структур ВІС.

Для підвищення термостабільності, виключення хіллокоутворення на алюмінії при дворівневій металізації і створення надійного контакту між першим полікремнієвим і другим алюмінієвим рівнями металізації [6] поверх шару Al товщиною порядку 0,7 мкм для формування контактів наносився шар силіциду танталу (0,1 мкм) з використанням Al в ролі другого рівня металізованої розводки. З допомогою такої багатошарової металізації на основі Al удалось створити технологію радіаційностійких з високою щільністю пакування елементів структур ВІС. Проте проблема теплостійкості та корозійної стійкості залишилась не вирішеною навіть із застосуванням силіциду танталу.

Вирівнювання рівнів Фермі на контакті приводить до появи потенціального бар'єру, що вносить заряд в перехідну область між металом і

напівпровідником. Як відомо з літературних джерел [1,2,5] бар'єр Шотткі виникає внаслідок того, що робота виходу металу і напівпровідника є різними. Так, для напівпровідника n-типу провідності контакт з металом буде випрямляючим, якщо робота виходу із металу ϕ_m буде більшою за роботу виходу із напівпровідника ϕ_{np} . З другої сторони, при $\phi_m < \phi_{np}$ контакт вже є не випрямляючим. Проте визначення висоти бар'єру Шотткі ϕ_B , яка дуже суттєво впливає на термостійку стабільність контакту, є досить складною задачею, бо враховує вплив поверхневих станів на межі Si-SiO₂.

Вираз для густини струму j (тобто струму I , що протікає через одиницю площі контакту) в залежності від прикладеної до бар'єра Шотткі напруги U визначається виразом:

$$J = A^* T^2 [\exp(-q\phi_B / kT)] [\exp(qU / nkT) - 1] \quad (1)$$

де A^* - постійна Річарсона, яка визначається ефективною масою електрона, T - температура (в ⁰K), q - заряд електрона, ϕ_B - висота бар'єру Шотткі, R - постійна Больцмана, n - фактор, що визначає генераційно-рекомбінаційні процеси бар'єру Шотткі.

Експериментальним шляхом, будуючи вольт-амперні характеристики бар'єру Шотткі, можна по окремим вітках вах визначити ϕ_B за перетином вітки осі J , а n - по її нахилу.

В таблиці 1 представлені найбільш достовірні значення бар'єру Шотткі до цілого ряду силіцидів на кремнії n-типу.

Табл.1.

Висота бар'єру Шотткі для різних силіцидів.

№	Дисиліцид, силіцид	Висота бар'єру Шоткі, eВ
1	TiSi ₂	0,6
2	V Si ₂	0,65
3	Cr Si ₂	0,57
4	Zn Si ₂	0,55
5	Nb Si ₂	0,59
6	Mo Si ₂	0,55
7	Hf Si ₂	0,61
8	Ta Si ₂	0,59
9	W Si ₂	0,65
10	Fe Si ₂	0,63
11	Co Si ₂	0,64
12	Ni Si ₂	0,7
13	Hf Si	0,53
14	Mn Si	0,76
15	Co Si	0,68
16	Ni Si	0,7
17	Ni ₂ Si	0,71
18	Rh Si	0,74
19	Pd ₂ Si	0,74
20	Pt ₂ Si	0,78
21	Pt Si	0,87
22	Ir Si	0,93
23	Ir ₂ Si ₃	0,85
24	Ir Si ₃	0,94

Висоту бар'єру Шотткі визначає:

а) робота виходу металу ϕ_m ; б) кристалічна або аморфна структура на межі розділу Me-Si; в)

спроможність атомів металу, продифундованих (через межу розділу) в Si, діяти як пастки для електронів і дірок; г) зовнішня конфігурація зовнішніх оболонок атомів металу; д) степінь легування напівпровідника. Так залежність ефективної висоти бар'єру Шотткі Ni Si на кремнію n- і p-типу від дози імплантації сурми подана на рис. 1.

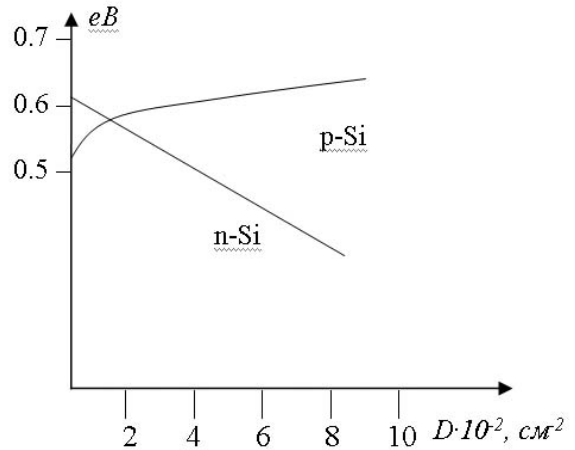


Рис. 1. Залежність висоти бар'єру Шотткі (Ni) на n-і p-Si від дози імплантації Sb⁺.

Формування якісних контактів є дуже важливим для роботи великих інтегральних схем, зокрема для якісного швидкого відведення тепла від від структури кристалу. Високоякісний контакт, що отримується при нанесенні півки металу на напівпровідник, не впливає на характеристики активного елементу і є, як правило, стабільним як електрично, так і температурно та механічно. Крім того, його опір, який називається перехідним опором контакту, як зазвичай, є незначним за величиною в порівнянні із опором областей активного елементу. Всі контакти метал - напівпровідник, на що акцентувалось вище, мають потенціальний бар'єр, який приводить до ефекту випрямлення на контакті. Контакт тим кращий, чим менша висота бар'єру. Але один і той ж метал не може мати низьку або близьку до нуля висоту бар'єра по відношенню до напівпровідника як n-, так і p-типу. Метал, який має низький бар'єр на n-Si, буде утворюватися бар'єр на p-Si, і навпаки. Цю проблему можна вирішити, якщо під шаром металу передбачити формування сильно легуваного (майже виродженого) напівпровідника. Тоді протікання струму буде забезпечуватись електронним тунелюванням через бар'єр і буде утворюватись майже омичний контакт.

Питомий контактний опір R_k (ом·см²) визначається формулою:

$$R_k = \left(\frac{dU}{dI}\right)S = 0, \quad (2)$$

Виходячи із вольт-амперної характеристики струм сильно залежить від степені легування напівпровідника (рис. 2). Із рисунка видно, що контактний опір швидко зменшується при рості концентрації легуючої домішки N_d та зменшенні висоти бар'єру Шотткі ϕ_B . При значенні концентрації

легуючої домішки $N_D > 10^{19} \text{ см}^{-3}$ вже починає переважати струм, що визначається тунелюванням

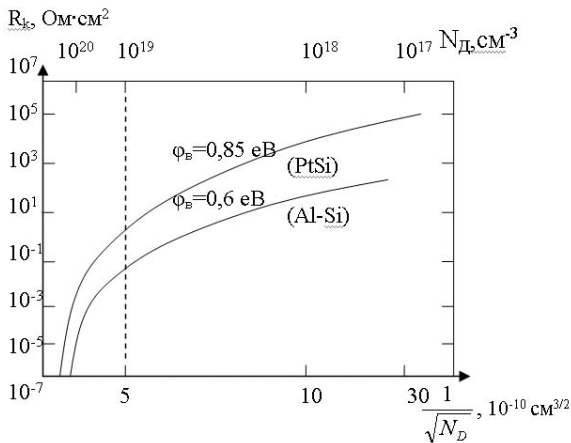


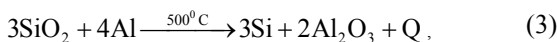
Рис. 2. Залежність питомого перехідного опору контакту R_k від концентрації легуючої домішки (N_D) і висоти бар'єру Шоттки для контактів PtSi, AlSi.

електронів через бар'єр, і величина R_k стає малою та стабільною. Крім цього, питомий перехідний опір контакту залежить також і від температури через провідність напівпровідника. Чим вища температура, тим менший контактний опір і така залежність сильно проявляється при низьких концентраціях легуючої домішки $N_D < 10^{17} \text{ см}^{-3}$.

Основними вимогами до матеріалу затвору і міжкомпонентних з'єднань є величина питомого опору півки, що наноситься на затвор ($\rho \leq 60 \text{ мкОм}\cdot\text{см}$) її стабільність на всіх стадіях технологічного процесу формування структури та висока надійність (корозійна стійкість та теплостійкість). В ролі матеріалу для електродів затвору польових МОН транзисторів використовуються такі тугоплавкі метали, як W, Mo та силіциди TiSi_2 , WSi_2 , MoSi_2 , TaSi_2 , а також їх сполучення з легованим полікристалічним кремнієм, який називається поліцидом. Вище згадані силіциди є термостабільними в контакті з полікристалічним кремнієм. Як показали дослідження, присутність легованого полікремнію дуже допомагає стабілізувати структури силіцидів в окислюваному середовищі.

Дана робота і визначає шляхи підвищення теплостійкості металізації для субмікронних структур ВІС. Розглянемо в цьому плані особливості формування багатшарової металізації.

В процесі формування контакту Si-Al термічним відпадом протікає реакція



З виділенням теплоти Q, яка представляє собою величину понад 220-230 Дж, така кількість виділеної теплоти і спричиняє хіллокоутворення в алюмінієвій металізації, що суттєво зменшує не тільки її корозійну стійкість, але і збільшує контактний опір. Відповідно теплостійкість такої металізації визначається максимальною температурою 300-400°C.

В результаті вимог описаної реакції Si активно

дифундує в Al- металізацію, а Al проникає в кремнієву підкладку, в якій сформовані структури в місця виділення максимальної теплоти. А це припадає на межу маскуючий окисел – Si. Нехтуючи геометричними викривленнями приграничного Al-контакту, з SiO_2 можна вважати, що кількість теплоти q, яка пройшла в одиницю часу через одиничну поверхню нормально до неї, підпорядковується відомому закону Фур'є про теплопровідність твердих тіл:

$$q_1 = \frac{\lambda_1}{d_1} (T_1 - T_2), \quad (4)$$

де λ -коефіцієнт теплопровідності алюмінію, d_1 -товщина алюмінієвого функціонального шару, $\Delta T = T_1 - T_2$ – градієнт температур по товщині алюмінієвої металізації.

Як видно із формули(4), зменшення товщини Al-металізації, d_1 при збереженні градієнта температури $\Delta T = T_1 - T_2$ приведе до збільшення коефіцієнта теплопередачі через алюмінієвий шар. Тепер, формуючи поверх алюмінієвого шару другий провідний шар із своїм вже коефіцієнтом теплопередачі λ_2 і приймаючи до уваги, що теплота, яка пройшла через перший Al- шар, повинна повністю розсіятись в другому шарі при збереженні заданого градієнта температури ΔT , тобто при виконанні теплової умови $q_1 = q_2$, ми отримаємо вираз для товщини верхнього провідного шару

$$d_1 = d_2 \frac{\lambda_2}{\lambda_1}, \quad (5)$$

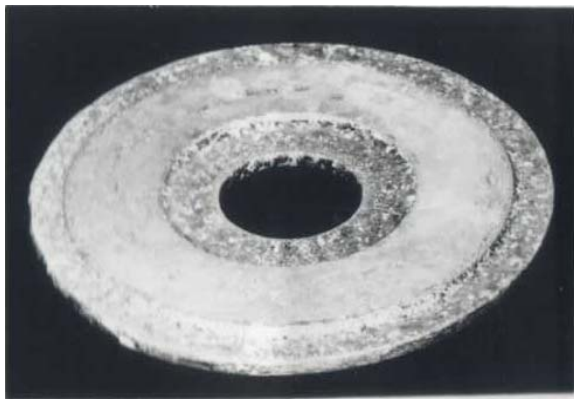
В ролі верхнього шару використовуємо шар тугоплавких металів Ti_xW_y із вмістом до 10% Ti. Саме такі шари широко використовують також для формування затворної системи і з'єднань в структурах МОН ВІС у вигляді Si-PtSi-TiW-Al[12], що забезпечує дифузійний бар'єр для Al. Діаграма стану Ti_xW_y показує можливість утворення сполук в указаному інтервалі концентрацій чи співвідношенні Ti і W при температурах вже більше 700°C. Така температура є більшою температури, при якій проходить формування Al-контактів з кремнієм (< 500°C). Тому шар TiW є спосібним поглинути теплоту реакції взаємодії Al з Si, яка розсіюючись в товщині півки TiW, піде на його гомогенізацію. Теплопровідність титановольфрамовевого сплаву визначається вмістом вольфраму. Тому значення теплопровідності для W та Al- шарів можна прийняти рівним 126 і 216 Вт/м·К. Тоді товщина півки Ti_xW_y буде складати $d_2 \geq 0,58d_1$.

Таким чином, використовуючи багатшарову структуру алюмінієвої металізації можна підняти теплостійкість металізації з 500°C до 700°C і тим самим забезпечити високу температурну стабільність контактів AlSi.

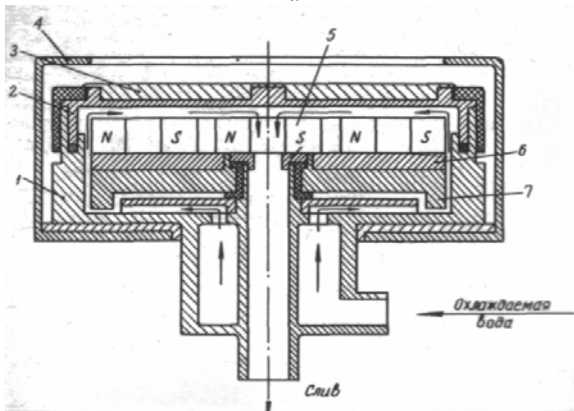
Для досліджень використовувались кремнієві пластини KEF-4,5 орієнтації (100) з тестовою структурою, яка мала контактні вікна в маскуючому SiO_2 товщиною 0,6 мкм для діодів Шоттки (ДШ) різної площі і конфігурації; омичні контактні діоди Шоттки, які шунтували переходи колектор-база

транзисторних біполярних структур. ТС вміщувала в себе також тестові комірки для оцінки корозійної стійкості дворівневої металізації. Структура дворівневої металізації була наступною: товщина шару Al або АК-1 змінювалася в межах 0,1-0,6 мкм, а шару Ti_xW_y – в межах 0,1-0,4 мкм. Другий рівень металізації здійснювали Al так і сплавом АК-1 товщиною 1,2 мкм. Крім сплаву АК-1 використовувався сплав АКГ₀-1-1. Всі металеві шари наносились магнетронним розпиленням мішені на установці "Ораторія 5" з використанням магнетрона і мішені, які подані на рис. 3. Для Ti_xW_y використовувалась порошкова мішень з вмістом Ti 10-12%, іонно-плазмове розпилення якої дозволило формувати стехіометричні плівки TiW з вмістом Ti 8-10%.

Крім цього, в даному експерименті визначався



а



б



в

Рис. 3. Розпилення мішені на установці "Ораторія" з використанням а) магнетрона; б) мішені; в) структур.

вплив плазмохімічного профілювання контактних вікон розміром $0,5 \times 1$ мкм та 1×1 мкм на величину контактного опору. Дана металізація порівнювалась із багатошаровою металізацією $TiSi_2$ -TiN-АК-1-1 та TiN-АК-Г₀-1-1 в частині теплостійкості, корозійної стійкості, конформного осадження металу в контактні вікна, планаризації рельєфа.

Впалювання контактів на всіх видах взірців (ТС) проводилось при температурі $T = +510^\circ C$ протягом 10 хв. в атмосфері азоту, що дозволило знизити контактний опір структури Si-Al та виявити відповідно термічну нестабільність контакту Al-Si за рахунок дії термічних навантажень в інтервалі температур 400-525 °C протягом 30 хв.

Формування плівки силіциду титану $TiSi_2$ та нітриду титану формувались в реакторі зниженого тиску типу „Ізотрон” з використанням реакції розкладу моносилану SiH_4 та $TiCl_4$ в атмосфері аргону для $TiSi_2$ ($T = 525^\circ C$) та $TiCl_4$ і NH_3 для TiN при $T = 475^\circ C$. Товщина шарів $TiSi_2$ і TiN складала в межах 250 - 500 Å.

На рис. 4 представлені контактні вікна які профільовані плазмохімічним травленням у високочастотних реакторах електронно-циклотронного резонансу, що забезпечує конформність покриття похилих стінок вікон більше 95%. На рис. 5 подані структури $TiSi_2$ -TiN-TiW (АКГ₀-1-1) та TiN- АКГ₀-1-1, на яких видно також високу конформність покриття контактних стінок металом і повну відсутність хіллокоутворення, що вказує на дуже високу корозійну та теплову стійкість ($> 525^\circ C$) такої багатошарової металізації. Це зумовлено правильним вибором шарів TiN та $TiSi_2$ як по теплопровідності, так і температурному коефіцієнту термічного розширення.

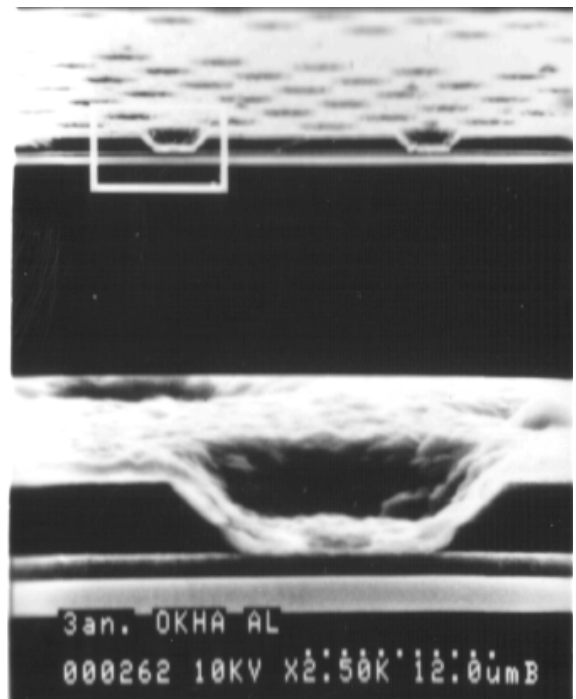


Рис. 4. Профіль контактного вікна після його профілювання.

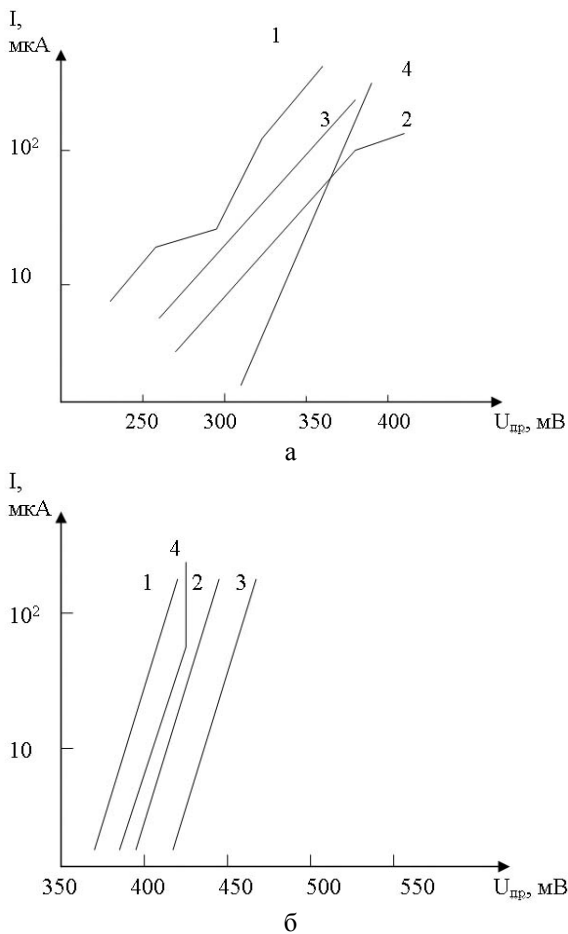


Рис. 5. ВАХ діодів Шотткі на основі металізації (а) Al-TiW; б) АКГ₀-1-1 (0,3 мкм) – TiW) при температурі °С: 1-400°С, 2-430°С, 3-370°С, 4-525°С.

Вивчення ВАХ діодів Шотткі встановили, що незалежно від конфігурації і площі діодів для багатошарової металізації збільшення температури відпалу приводить до зменшення кількості лінійних ділянок в залежності $\lg J = f(U)$. Для товщин алюмінію 0,3 мкм при $T = 475^\circ\text{C}$ спостерігається лінійна залежність ВАХ, а при $T = 525^\circ\text{C}$ збільшується крутизна (рис. 5).

Із рисунка видно значне збільшення теплостійкості структури АКГ₀-1-1 TiW, яка є $> 525^\circ\text{C}$, на що вказує лінійність ВАХ та її крутизна. Якщо для першого виду металізації Al-TiW величина бар'єру Шотткі з ростом температури від 400 до 525°C збільшується від 0,63 еВ до 0,75 еВ, то для другого виду металізації АКГ₀-1-1 вона стає

стабільною на рівні 0,68 еВ в даному температурному діапазоні, що і підтверджує збільшення теплостійкості такої металізації до 580°C .

Термічна стабільність запропонованої багатошарової структури АКГ₀-1-1+ TiW та Al-TiW перевірялись також тривалим відпалом систем дворівневої металізації (також з легованим полі-Si) при $T = 500^\circ\text{C}$ протягом 5 годин. На всіх видах багатошарової металізації є відсутні хіллоки, в той час як для одношарових металізацій із чистого алюмінію та сплаву АК-1 вони є присутні і їх розмір складає 0,8-1,5 мкм, що є недопустимим для металізації субмікронних структур ВІС.

Із аналізу проведених досліджень можна встановити наступне:

1) для підвищення теплостійкості металізації ($> 500^\circ\text{C}$) структур ВІС необхідно використовувати багатошарові металізації виду: АКГ₀-1-1+ TiW; TiSi₂-TiN-TiW(АКГ₀-1-1) або TiN- АКГ₀-1-1;

2) термопольова стабільність кремнієвих субмікронних структур ВІС може бути досягнута за рахунок додаткового розсіювання теплоти реакції розкислення в площі контактного вікна;

3) величина контактної опору зменшується майже на порядок за рахунок плазмохімічного профілювання контактних вікон;

4) використання РЗМ типу гольмію, ітрію, лантану різко зменшує хіллокоутворення та забезпечує збільшення теплостійкості контактів до $T > 500^\circ\text{C}$;

5) силіцидні та нітридні структури із тугоплавкого металу титану в багатошаровій металізації забезпечують не тільки низький контактний опір, але і забезпечує високу конформність металізації субмікронних контактних вікон;

6) збільшення теплостійкості багатошарової металізації за рахунок силіцидних, нітридних, вольфрамових-молібденних плівок до температур величини $> 525^\circ\text{C}$ збільшує теплопередачу майже на 25-28 % від субмікронних структур ВІС через металізацію і внутрішні перемички на зовнішні виводи корпусів ВІС, а це дозволяє замість евтектичного з'єднання кристалів до корпусів використовувати теплоелектричний клей із збереженням умов теплопередачі;

7) силіцидні та нітридні плівки в багатошарових структурах металізації, виконуючи роль бар'єрних шарів, забезпечують високу теплопровідність та електропровідність багаторазової розводки в структурах.

- [1] С.П. Новосядлий. *Фізико-технологічні основи субмікронної технології ВІС*. Івано-Франківськ, Сімене, (2003).
- [2] С.П. Новосядлий. Розроблення нових матеріалів і методів формування бездефектної корозійностійкої металізації // *Металофізика і новітні технології*, **22**(1) (2000).
- [3] С.П. Новосядлий. Модель газо фазного осадження плівок функціональних шарів ВІС в реакторах зниженого тиску // *Вісник національного університету „Львівська політехніка”. Комп'ютерні системи проектування. Теорія і практика*, (398) (2000).
- [4] В.Г. Вербицький *Ионные нанотехнологии в электронике*, Киев, Лтд (2002).

- [5] Авт. св. СРСР №1831205 від 13.10.1992 / С.П. Новосядлий, Б.М. Савчин. *Способ формирования металлизации БИС*. ДСП.
- [6] С.П. Новосядлий. Механізми формування плівок дисиліциду титану в реакторі зниженого тиску на основі аморфного кремнію // *Металофізика і новітні технології*, **23**(5), (2000).
- [7] В.И. Стриха, Е.В. Буханова. *Физические основы надежности контактов металл-полупроводник в интегральной электронике*. Москва, Радио и связь (1986).
- [8] О.В. Никулин, А.Г. Шкавро, П.П. Шевчук. Изучение природы повышенных обратных тонов в диодах Шоттки Al-n-Si(111) в биполярных БИС // *Электронная техника. Сер. Полупроводниковые приборы*, (1988).
- [9] M. Wittmer. Barrier layers: principles and applications in microelectronics // *J.Vac.Sci.Technol*, **A-2**(2) (1984).
- [10] P. Merchant, J. Amono. Thermal stability of diffusion barriers for aluminium alloy/platinum silicide // *J.Vac.Sci. and Technol*, **41**(2) (1983).
- [11] G. Brezeame, D. Dascolu. et al. Changes in electrical characteristics of Al-Ti contacts on silicon // *Microelectronics and reliability*, **28**(2) (1988).
- [12] *Технология СБИС*. Под ред.С.Зи. Москва, Мир (1986).

S.P. Novosyadlyy, R.M. Ivanyuk

Appreciation of Multi-Lamina Metallization in the Submicrons Structures of BIS

*Vasyl Stefanyk PreCarpathian National University,
57, Shevchenko Str., Ivano-Frankivsk, 76000, Ukraine*

Explored multi-lamina metallization on the basis of Al-Si-Ho-TiW, TiS₂-TiN-TiW, Ti+AKG₀. It is shown that stability of the silicon integrated submicrons schemes on the basis of Al metallization can be affirmed due to balanced dispersion of warmth in the area of contact window. Determined optimum correlation between the layers of AKG₀ and TiN, TiW, which allow to create thermally stable submicrons structures on the basis of Al metallization and to multiply heat emission from a crystal through internal bridges on the external terminals of microschemes.

appreciation of multi-lamina metallization in the submicrons structures of BIS