

4. Проводники должны быть, чем короче, тем лучше. При необходимости проведения длинного проводника необходимо уменьшать его ширину;

5. Для реализации ВЧ схем необходимо использовать компоненты, предназначенные для поверхностного монтажа;

6. Не желательно выполнять на плате лишние переходные отверстия, т.к. их собственная индуктивность может привести к возникновению дополнительных нестабильностей;

7. Не рекомендуется трассировать печатные проводники под прямыми углами. Необходимо сглаживать вершины углов для избегания возникновения отраженных сигналов;

8. Аналоговую часть схемы рекомендуется располагать вблизи соединителя питания, а развязывающие конденсаторы аналогового питания должны подключать только к "аналоговой земле", а не к цифровой;

9. Для подавления НЧ помех и шумов необходимо использовать танталовые конденсаторы, располагая

их у входного соединителя питания, а для подавления ВЧ помех и шумов – керамические конденсаторы. При необходимости для развязки используются несколько конденсаторов для различных частотных диапазонов.

Литература

1. Медведев А.М. Печатные платы. Конструкции и материалы. – М.: Техносфера, 2005. – 304 с.
2. ОУ и компараторы. – М.: Издательский дом «Додэка-XXI», 2002. – 560 с.
3. Белинский Б.Т., Гондюл В.П. и др. Практическое пособие по учебному конструированию РЭА. – К: Вища школа, 1992. – 494 с.
4. Свитенко В.Н., Сапожников А.М. Конструирование и микроминиатюризация РЭА с применением АРМ. – Харьков: ХПИ, 1986. – 96 с.

Розглянуто фізичні процеси при лазерно-стимульованій твердофазній дифузії домішок в напівпровідникові матеріали та метали. Наведено приклади застосування таких процесів для вирішення конкретних технологічних задач напівпровідникової електроніки

Ключові слова: лазерно-стимульована дифузія, твердофазні процеси, кремній, галію арсенід, ВІС

Рассмотрены физические процессы при лазерно-стимулированной твердофазной диффузии примесей в полупроводниковые материалы и металлы. Приведены примеры применения таких процессов для решения конкретных технологических задач полупроводниковой электроники

Ключевые слова: лазерно-стимулированная диффузия, твердофазные процессы, кремний, арсенид галлия, ВИС

The physical processes during the laser-stimulated solid phase diffusion of impurity into the semiconductor materials and metals were examined. It was substantiated the application possibility of these processes for solving the specific tasks of semiconductor electronics

Key words: laser-stimulated diffusion, solid phase processes, silicon, gallium arsenide, GIC

УДК 539.219.3:621.378.004.14

СУЧАСНІ ЛАЗЕРНІ ТВЕРДОФАЗНІ ТЕХНОЛОГІЧНІ ПРОЦЕСИ В СУБМІКРОННІЙ ТЕХНОЛОГІЇ ВІС

С.П. Новосядлий

Доктор технічних наук, професор, завідувач кафедри*

А.І. Терлецький

Кандидат фізико-математичних наук, асистент*

О.Б. Фрик

Інженер*

*Кафедра радіофізики і електроніки
Прикарпатський національний університет ім.

В.Стефаніка
вул. Шевченка, 57, м. Івано-Франківськ
Контактний тел.: (0342) 71-48-48

1. Вступ

На даний час в технології мікроелектроніки освоєно розміри 0,6-1,2 мкм, а степінь інтеграції досягає

10⁷ активних елементів на кристал. Однак для задоволення потреб промисловості, обчислювальної техніки та автоматики необхідно освоїти розміри 0,25-0,6 мкм, що дає можливість підвищити степінь інтеграції до

10^8 - 10^{10} . При цьому товщина функціональних шарів зменшується до 10-100 нм та наближається до фізичної межі функціонування елементів мікроелектроніки. При зменшенні розмірів елементів в структурах інтегральних схем найбільш практичними з точки зору відтворюваності параметрів стають операції формування досконалої межі розділу функціональних шарів та локальних областей р-п-переходів, затворів транзисторів, контактів, провідних доріжок (трас). Оскільки степінь відтворюваності параметрів функціональних елементів підвищується із зменшенням температури технологічних процесів, то стає актуальним перехід до низькотемпературної технології. Крім того, в субмікронній технології необхідно здійснити перехід до індивідуальної обробки пластин з автоматичним контролем параметрів технологічних операцій кластерного обладнання.

На сьогоднішній день в технології мікро- і наноелектроніки широко досліджуються можливості застосування лазерного випромінювання, включаючи такі процеси, як імпульсний відпал дефектів, легування, осадження шарів на основі тонких плівок, сухе травлення, скрайбування, гетерування, герметизація, ретушування. В більшості перерахованих випадків використовуються лазери видимого та УФ діапазонів, випромінювання яких сильно поглинається в напівпровідниках, металах та діелектриках, наслідком якого є рідкофазний характер процесів на поверхні, що приводить до ряду небажаних наслідків, зокрема до генерації додаткових структурних дефектів в об'ємі напівпровідника.

Разом з тим, використання неперервних лазерів на CO_2 для опромінення напівпровідників, які слабо поглинають випромінювання 10,6 мкм, дозволяють реалізувати твердофазний режим обробки, який в багатьох випадках є доцільнішим рідкофазного. Це було успішно продемонстровано в роботах [1 - 3] для отримання субмікронних легованих шарів в кремнії. В даній статті подано широкий спектр досліджених процесів, які вказують на можливість використання твердофазних процесів для рішення прикладних задач мікроелектроніки, що вимагають формування субмікронних легованих шарів в кремнії та в сполуках $\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{V}}$, очищення поверхні діелектричних шарів на напівпровідникових пластинах, виготовлених омічних контактів, р-п- та гетеропереходів.

2. Зниження дефектності в кремнієвих пластинах за допомогою лазерного гетерування

Існуючі способи гетерування домішок і дефектів в кремнії можна класифікувати як внутрішнє (кисневе), поверхнєве і планарне гетерування. При двох перших способах іншорідні домішки, точкові і лінійні дефекти переміщуються із активних зон або від міжфазних границь в неактивні через товщу матеріалу і закріплюються в них або видаляються з поверхні Si-пластини в навколишнє середовище. При планарному гетеруванні дефекти і домішки переміщуються паралельно робочій поверхні пластини в область з мікроструктурою, яка є відмінною від структури активних зон.

Після формування гетера процес гетерування проходить в три етапи: збудження (активація) частинок

домішок і дефектів; переміщення їх в неактивні зони або до поверхні; закріплення або видалення. Активація домішок і дефектів, що збільшує їх рухливість, може бути термічною, хімічною або радіаційною. Рухливістю переміщення тут слугують поля пружних напружень в ґратці кристала, які створені гетером. Це повинні бути напруження розтягу, що збільшують міжатомні відстані і прискорюють потік власних міжвузлових атомів, а також атомів домішки з більшим, ніж у Si, радіусом до зон напружень.

Закріплення дефектів і домішок в області гетера зв'язано з релаксацією пружних напружень і виникнення пластичної деформації. загальний рівень пружних напружень в зоні гетера залежать від його характеристик, а степінь релаксації їх при закріпленні домішок і дефектів, вже будуть визначати потужність гетера. Релаксація пружних напружень в зоні гетера буде проходити також в результаті температурної дії при проведенні оксидувально-дифузійних операцій і епітаксії.

Приведені вище принципи необхідно враховувати при розробці процесу лазерного гетерування, який відносять до поверхневого способу поряд з механічним гетеруванням шліфуванням і ударною обробкою зворотньої сторони пластини, нанесенням на неї плівок інших матеріалів (Si_3N_4 , $\text{Si}_x\text{O}_y\text{N}_z$, пор-Si, полі-Si), а також введенням домішок в поверхню пластини іонним легуванням або дифузією. В порівнянні з перерахованими способами, лазерне гетерування має ряд переваг: технологічність і легка вмонтованість в любий маршрут процесу формування біполярних і МОН ВІС, краща відтворюваність і керованість в порівнянні з іншими поверхневими способами, незалежність структурного і домішкового стану кремнію від його типу, можливість його підсилення і суміщення з внутрішнім та планарним гетеруванням (табл.1). При реалізації цих правил лазерне гетерування може бути одним із найбільш ефективних способів підвищення виходу придатних структур ВІС за рахунок зниження рівня дефектності в пластинах, що знаходились в зливках Si та генерованої в процесі термічних операцій формування структур.

Одна із важливих задач при розробці технології лазерного гетерування - вибір довжини хвилі і густини енергії випромінювання та забезпечення стабільності останньої при обробці партії пластин. Здебільшого для цього використовують АІГ:Ne - лазер ($\lambda=1,06$ мкм) з неперервним накачуванням і акустооптичною модуляцією, які забезпечують вихідну потужність 8-12 Вт при частоті повторення імпульсів випромінювання 5-30 кГц. При цьому густина енергії від 10 до 25 Дж/см² забезпечує глибину канавки в поверхні Si від 1,5 до 20 мкм.

Відстань між канавками повинна забезпечувати перетинання дислокацій, які поширюються від стінок канавок після термообробки. В даній роботі використовувалось лазерне випромінювання з довжиною хвилі $\lambda=1,06$ мкм, за допомогою якого формувались на тильній стороні Si-пластин канавки шириною 10-15 мкм і глибиною 5-38 мкм при швидкості сканування 90-160 мм/с з кроком 50-100 мкм.

Досліджувався вплив глибини канавки з кроком 100 мкм на ефективність лазерного гетерування, яка оцінювалась по зміні густини дефектів на робочій

стороні Si - пластин. Для підвищення достовірності порівнювалась дефектність двох половин Si - пластики, одна із яких мала гетер, а друга - без гетера. Ефективність λ визначалась як відношення густин дефектів на обох частинах Si - пластин. (рис. 1). Як видно з графіків, існує оптимальна глибина канавок, яка і зумовлює максимальну ефективність лазерного гетера ($h=15-25$ мкм).

Таблиця 1

Порівняльні характеристики методів гетерування домішок

| № пп | Клас гетера | Вид гетера | Спосіб формування | Можливості та обмеження |
|------|-------------|---|---|---|
| 1 | Внутрішній | Кисневий | Створення кисневих преципітатів в циклі термічної обробки | Суміщення з проце-сом формування структур. Ефективність визначається концентрацією O_2 . |
| | | Механічний (створений абразивною обробкою) | Створення дислокаційних сіток в неробочій стороні за рахунок релаксації залишкових напружень в поруйнованому шарі | Суміщення з проце-сом виготовлення підкладок. Ефективність тільки на початкових стадіях ВІС |
| 2 | Зовнішній | Лазерний | -->-- | Технологічність, легка вмонтованість в процес виготовлення ВІС |
| | | Плівковий ($Si_xO_yN_2$, Si_3N_4 , полі-Si, пор-Si) | -->-- | Технологічність, необхідність маскування робочої сторони |
| | | Дифузійний | -->-- | Високі температури |
| | | Іонно-легований | -->-- | Технологічність і локальність |
| | | HCl, Cl-ний | -->-- | Технологічність, суміщення з проце-сом оксидування |
| 3 | Планарний | Іонно-легований | Аморфізація поверхневого шару ІЛ | Технологічність, активація домішок |

Дана технологія лазерного гетерування була відпрацьована у ВАТ «Родон» з використанням автоматичної установки ЕМ-227. В склад установки входить потужний твердотільний лазер неперервної дії ЛТН-103 з оптичною системою формування і фокусування променя, оптико-механічний пристрій для регулювання і стабілізації потужності випромінювання в

зоні обробки, система координатних переміщень напівпровідникової пластини, пристрій фокусування і контролю деформації пластини, мікропроцесорний пристрій керування.

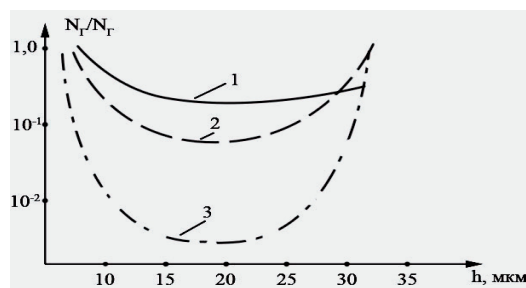


Рис. 1. Вплив глибини канавки на ефективність гетерування при $T=1100$ °C ($t = 1; 1,5; 2$ год. - криві 1-3)

Високошвидкісний привід координатних переміщень зі зворотнім зв'язком за швидкістю дозволяє розвивати швидкість обробки до 1 м/с при прискоренні 15 м/с², що забезпечує обробку Si - пластин діаметром 150 мм з продуктивністю до 100 пл./год. Застосування мікропроцесорного пристрою керування дозволило повністю автоматизувати цикл обробки 25-ти пластин в секторній операційній касеті.

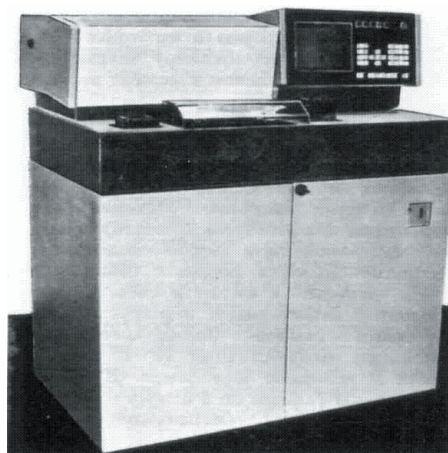


Рис. 2. Установка лазерного гетерування і скрайбування ЕМ-227

Дана установка (рис. 2) та спосіб створення гетерного шару пройшла виробниче випробування у ВАТ «Родон» як при створенні кремнієвих епітаксціальних структур із захисним шаром при формуванні біполярних ІС, так і кремнієвих пластин типу КДБ-80 (100), КЕФ-4,5 (100) при формуванні структур ВІС на МОН-транзисторах. Алгоритм роботи установки ЕМ-227 передбачає вимірювання прогину кожної пластини в результаті утворення поруйнованого шару, що дозволяє контролювати відтворюваність лазерної обробки. Після такої обробки густина дефектів упаковки і дислокацій зменшилась до рівня 1-5 см⁻², а час життя основних носіїв збільшився як мінімум на порядок.

Необхідно відмітити, що даний процес також з успіхом був використаний і для скрайбування вже готових пластин зі сформованими структурами на кристали.

3. Лазерне твердофазне легування напівпровідникових структур і осадження шарів

В даному розділі викладено основні положення і результати стосовно легування напівпровідників та лазерного осадження плівок для шаруватих наноструктур.

Сутність методу формування субмікронних легуваних шарів полягає в тому, що при дії лазерного випромінювання з довжиною хвилі, для якої напівпровідник є прозорим, поглинання світлової енергії проходить, в основному, в плівці матеріалу лігатури, яка нанесена на поверхню напівпровідникової пластини. В процесі опромінення плівка домішкових елементів розігрівається і відбувається твердофазна дифузія лігатури в напівпровідник. Такий процес можна характеризувати як холодну дифузію або дифузію при градієнті температур (градієнтну дифузію).

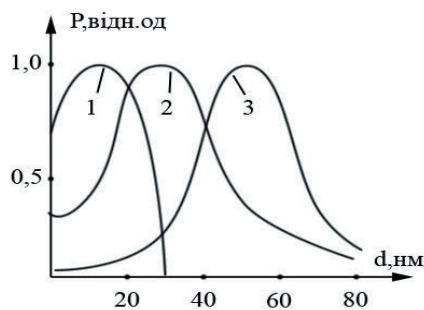


Рис. 3. Профілі розподілу бору в Si при дії лазерного опромінення густиною потужності 400 Вт/см² та тривалості 1-0,6; 2-1; 3-2,5 с

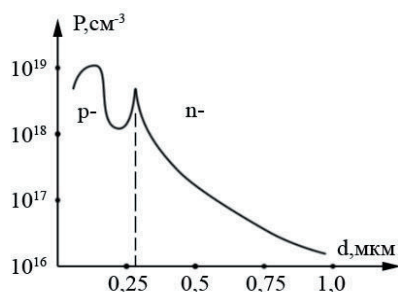


Рис. 4. Лазерна градієнтна дифузія Zn в n-GaAs

Як показали наші дослідження [1], профілі розподілу домішок за глибиною легуваних шарів мають ряд своїх особливостей, які визначаються режимами опромінення, а також специфікою протікання процесів дифузії і випаровування домішки при дії випромінювання лазера на структуру типу напівпровідник-лігатура. Типові профілі розподілу бора за глибиною кремнієвих пластин за умов рівномірного опромінення всієї поверхні структури типу кремній-бор при формуванні супер-бета транзисторів операційного підсилювача К140УД6 подано на рис.3. Однією з характерних ознак концентраційного профілю є наявність концентраційного максимуму не на поверхні, а на деякій глибині напівпровідника, як при багатозарядній імплантації.

Збільшення тривалості опромінення приводить: 1) до збільшення часу дифузії домішки в глибину напівпровідника і експоненційному зростанню дифузії

за рахунок більш інтенсивного розігріву; 2) процес випаровування домішок, продифундованих з поверхні в напівпровідник, проявляється більш сильно із збільшенням часу опромінення. Сумісна дія вказаних процесів і визначає характер зміни концентраційних профілів (рис. 4) для легуваних шарів. Оригінальність такого легування полягає в тому, що дифузійний процес можна вести локально.

За умови неоднорідного опромінення структур, наприклад використовуючи скануючий лазерний промінь, на формування концентраційних профілів розподілу домішки визначальну роль, крім процесів дифузії та випаровування, відіграють наведені механічні напруження. Результати рентгеноструктурних досліджень методами рентгенівської топографії показали, що локальне легування напівпровідників призводить до наведення високого рівня механічних напружень на межі між опроміненою і неопроміненою зонами напівпровідникової пластини [2,3]. За наявності механічного градієнта напружень об'ємна деформація стимулює процес висхідної дифузії домішок, який полягає в направленому переміщенні домішок в напрямку, протилежному первинному градієнту концентрації легуючих атомів, аналогічно як відбувається процес гетерування. При цьому можливе формування концентраційного профілю з піком за глибиною, що відповідає фінальному положенню області високого градієнта механічних напружень.

Концентраційні профілі розподілу носіїв заряду в легуваних шарах наглядно відображають специфіку протікання процесів дифузії та випаровування домішки при лазерному твердофазному легуванні напівпровідника (Si), що показано на рис. 4. По-перше, в силу сумісної дії вказаних процесів максимальна концентрація носіїв заряду в легуваних шарах GaAs: Zn ($p=2 \cdot 10^{18} \text{см}^{-3}$) виникає не на поверхні, а на глибині $\geq 0,1$ мкм. По-друге, додатковий максимум концентраційного профілю ($p \leq 10^{18} \text{см}^{-3}$) спостерігається вже на межі дифузійної зони і матриці кристалу. Його формування, очевидно, обумовлене процесом вихідної дифузії і деформаційного втягування домішки в область максимальної деформації, як при гетеруванні (рис. 4).

Оскільки в областях найбільшої деформації існують і найбільші температурні градієнти, то висока швидкість охолодження призводить до загартування власних термічних дефектів у вихідному матеріалі і підвищує концентрацію електронів в шарах, які безпосередньо прилягають до межі дифузійної зони, $n \leq 10^{17} \text{см}^{-3}$ до $n \geq 10^{18} \text{см}^{-3}$ (рис. 4). Необхідно також зауважити, що максимальна концентрація носіїв заряду ($p=2 \cdot 10^{18} \text{см}^{-3}$) в легуваних шарах більше ніж на порядок перевищує граничну рівноважну концентрацію носіїв заряду в шарі GaAs, легуваних Zn традиційним методом дифузії. Такий процес пояснюється нерівноважністю процесу лазерного легування напівпровідників, оскільки відомо, що різке охолодження GaAs: Zn в процесі легування призводить додатково до активації домішок і підвищує концентрацію носіїв заряду до значень $(2-4) \cdot 10^{18} \text{см}^{-3}$, тобто відповідає необхідність в активації домішки при лазерному легуванні.

Наші дослідження електрофізичних параметрів шарів Si:B 4-и зондовим методом показали, що шаровий опір легуваних шарів складає 7-10 Ом/□, який відповідає концентрації носіїв заряду $10^{20}-10^{21} \text{см}^{-3}$ і

визначається граничною рівноважною розчинністю бору в кремнії. З іншого боку, в процесі лазерного твердофазного легування кремнію домішка бору при граничній розчинності проявляє електричну активність, тому відпадає необхідність у її додатковій активації, як це має місце при багатозарядній імплантації. Крім цього, наші дослідження легуваних шарів методом фотопровідності показали, що час життя нерівноважних носіїв заряду у вихідних Si-пластинах КДБ-4 (111) до і після лазерного легування бором не змінився і складав $\tau=12-15$ мкс. Цей результат говорить про те, що процес твердофазного легування не призводить до підвищення структурних дефектів і не збільшує об'ємну рекомбінацію неосновних носіїв заряду та не впливає на кінетику процесів поверхневої рекомбінації згенерованих носіїв заряду. Це дозволило сформулювати високоякісні супер-бета транзистори, в яких коефіцієнт підсилення складає 12-14 тис. Такий процес є більш керованим, ніж іонна імплантація.

Якщо в термоіонному джерелі наплення електронну гармату замінити на неперервний лазер, то отримаємо процес осадження діелектричних плівок (SiO₂ чи Al₂O₃) лазерним розпиленням відповідних стержнів.

4. Швидкий лазерний відпал і реакції, що проходять на поверхні розділу та його модель

За методом здійснення розрізняють наступні основні різновидності імпульсного відпалу: лазерний, електронний і фотонний, тобто відпал з використанням імпульсних джерел некогерентного світла або інфрачервоного випромінювання [4]. Зазвичай їх використовують для активації домішок після іонної імплантації. При цьому лазерний і електронний відпали можуть здійснюватись як імпульсним опроміненням зразу всієї поверхні пластин кремнію чи арсеніду галію, так і скануванням їх зфокусованим променем. З точки зору фізики процесу імпульсного відпалу різні методи його проведення мають одну природу. Вони відрізняються лише вторинними ознаками: способами підводу енергії до відпалюваної структури. Основними факторами, які впливають на електрофізичні і структурні властивості шарів, є температура та тривалість дії. Конкретні способи проведення післяімплантаційного відпалу визначають такі технологічні параметри процесу, як його рівномірність по пластині, відтворюваність і продуктивність обладнання для відпалу. Арсенід галію є більш чутливим до імпульсної дії, ніж кремній, тому його ефективний відпал є більш складним і вимагає оптимізації технологічних факторів.

Лазерний відпал GaAs проводиться за допомогою систем, що гарантують випромінювання з довжиною хвилі від 0,25 до 1,0 мкм при тривалості дії від 10⁻¹⁰ до 10⁻² с. Реальний час складає 10⁻⁷ до 10⁻⁶ с, що відповідає глибині прогрітого шару близько 1 мкм і товщині відпаленого шару порядку 0,1 мкм. Процес лазерного відпалу GaAs носить яскраво виражений пороговий характер. Порогова потужність відпалу імплантованих шарів складає для наносекундних імпульсів рубінового лазера близько 3·10⁶ Вт/см². Вже при густині енергії лазерних імпульсів > 0,3 Дж/см² починається випаровування приповерхневого шару GaAs, при чому

товщина шару, що випаровується, залежить від потужності імпульсу, зростаючи від 100 нм при енергії 0,5 Дж/см² до 480 нм при 1,4 Дж/см².

Тим не менше лазерний відпал дозволяє при відпалі сильнолегованих шарів добитися концентрації електрично активних домішок >10¹⁹см⁻³, в той же час у випадку термічного відпалу така концентрація не перевищує ≤3·10¹⁸см⁻³. Після лазерного відпалу імплантованого Zn арсеніду галію поява нових глибоких рівнів (з концентрацією >3·10¹³см⁻³) не виявляється. При лазерному відпалі шарів GaAs, легуваними такими малими дозами іонів, які не приводять до аморфізації поверхневого шару, спостерігається мала степінь електронної активності домішок і низька рухливість носіїв заряду. Причини невисокої ефективності лазерного відпалу слаболегованих структур для GaAs поки що не вивчені. Однак залишається фактом те, що слаболеговані іонною імплантацією шари GaAs добре відпалюються швидким фотонним відпалом, а при лазерному відпалі відіграє значну роль саме аморфизований шар.

Також були проведені експериментальні дослідження дії лазерного відпалу на поверхню розділу метал-кремній на прикладах сполук кремнію, що використовуються в ролі матеріалів контактних елементів для виготовлення субмікронних структур ВІС, а саме: Al, Ti, Pd, Ni, які утворюють сполуки кремнію з цими матеріалами з метою формування низькоомних контактних систем. При використанні лазера на алюмінієво-ітрієвому гранаті, легovanому неодимом (AlG:Nd), утворюються контактні системи з низьким питомим опором: для Al-Si - 2,7 мкОм·см, для Ti-Si - 9,7 мкОм·см; для Pd-Si - 12 мкОм·см.

Розглянемо тепер теоретичні основи лазерного відпалу. Для розрахунку розподілу температури всередині взірця (пластини чи шару) при дії на його поверхню лазерного випромінювання в ролі першого наближення можна використати таке співвідношення. Допускаючи, що глибина шару, в якому досліджується розподіл температури, достатньо мала < 0,5 мкм в порівнянні з діаметром лазерного променя (< 5 мкм), а шар кремнію займає півпростір і є необмеженим, то температура T визначається таким одномірним рівнянням [2]:

$$K \frac{\partial^2 T(z,t)}{\partial z^2} - \rho \cdot c \frac{\partial T(z,t)}{\partial t} = -\alpha F(t)e^{-\alpha z} \quad (1)$$

де z - координата в напрямі глибини; t - час; F - густина потужності лазерного випромінювання, що поглинута кремнієм; K - коефіцієнт теплопровідності Si; ρ - густина; c - питома теплоємність; α - коефіцієнт поглинання оптичного випромінювання. Всі ці параметри вважаємо такими, що не залежать від температури. Якщо положення поверхні кремнію визначається як z = 0, а температура навколишнього середовища T = 0, крайові і початкові умови приймають вигляд:

$$\begin{aligned} t = 0, \quad T(z,0) &= 0; \\ z = 0, \quad K \left| \frac{\partial T}{\partial z} \right|_{z=0} &= 0; \quad z \rightarrow \infty, \quad T(\infty,t) = 0; \end{aligned} \quad (2)$$

Такі співвідношення отримані в допущенні, що випромінювання з поверхні Si в простір, а також розсіюванням теплоти за рахунок конвекційних потоків можна знехтувати. Нехай ширина імпульсу лазерного випромінювання рівна t₀, а висота - F(t) (рис. 5а), тоді

розв'язок рівняння (1) при $t \leq t_0$ (тобто під час дії лазерного випромінювання) приймає вигляд:

$$T_r(z,t) = \frac{2E_0}{K} \sqrt{\frac{Rt}{kT}} e^{-\frac{z^2}{4Rt}} - \frac{F_0 z}{K} \operatorname{erfc}\left(\frac{z}{2\sqrt{Rt}}\right) - \frac{F_0 e^{-\alpha z}}{\alpha K} + \frac{F_0}{2\alpha K} e^{\alpha^2 Rt} \left[e^{\alpha z} \operatorname{erfc}\left(\alpha\sqrt{Rt} + \frac{z}{R\sqrt{Rt}}\right) + e^{-\alpha z} \operatorname{erfc}\left(\alpha\sqrt{Rt} - \frac{z}{R\sqrt{Rt}}\right) \right] \quad (3)$$

а при $t > t_0$ (після закінчення дії):

$$T_r(z,t) = T_1(z,t) - \frac{\alpha R F_0}{2K} \int_0^{t-t_0} e^{\alpha^2 R t'} \left[e^{\alpha z} \operatorname{erfc}\left(\alpha\sqrt{Rt} + \frac{z}{2\sqrt{Rt}}\right) + e^{-\alpha z} \operatorname{erfc}\left(\alpha\sqrt{Rt} - \frac{z}{2\sqrt{Rt}}\right) \right] dt' \quad (4)$$

Тут $R = k / (\rho \cdot c)$ - коефіцієнт термічної дифузії, а $\operatorname{erfc}(x) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_x^\infty e^{-\xi^2} d\xi$ функція помилок.

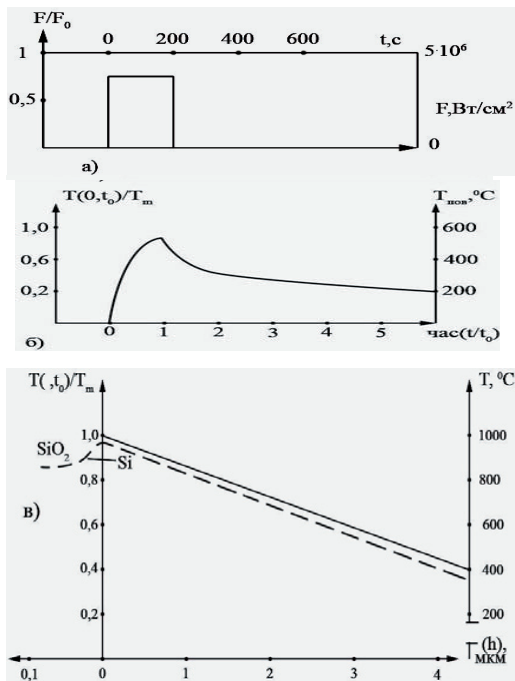


Рис. 5. Розподіл температури при лазерному відпалі: а) розподіл поглинутої потужності; б) розподіл температури на поверхні Si; в) розподіл температури по глибині в момент включення лазера AlG:Nd ($\lambda = 1,06$ мкм).

Якщо розглянути тільки поверхню Si ($z = 0$) і рахувати, що поглинання лазерного променя є достатнім, щоб виконувалась умова $\alpha\sqrt{Rt} \gg 1$, то наші співвідношення (3) і (4) можна подати у вигляді:

$$T(0,t) = T_m \left(\sqrt{t/t_0} - \sqrt{t/t_0 - 1} \right) \quad (5)$$

де $T_m = (2/\sqrt{\pi})(F_0 t_0 / \rho \cdot c \sqrt{kt_0})$.

Графік цієї функції поданий на рис 5б, із якого видно, що T_m відповідає максимальній температурі поверхні. На рис.5в приведені результати моделюван-

ня температур всередині кремнію в допущенні, що довжина робочої хвилі лазерного випромінювання є рівною 0,53 мкм, а $t = t_0$. Штрихова лінія відноситься для SiO_2 , товщиною 0,1 мкм. Як видно із рис. 5в наявність півки SiO_2 не впливає на розподіл температури, хоча коефіцієнт поглинання випромінювання лазера для Si змінюється. Звичайно, тут потрібно привести дво- або тримірний розрахунок теплового поля, щоб бачити розподіл температури в тримірному просторі взірця.

Типовим прикладом використання лазерного відпалу є технологія формування, так званих SOI - структур (КНІ), що дозволяє виготовляти радіаційно стійкі структури ВІС на основі діелектричної ізоляції елементів. Така технологія прийшла на зміну КНС - технології (кремній-на-сапфірі). Недоліком останньої є дуже висока вартість сапфірової (Al_2O_3) підкладки. В технології SOI цей недолік усунений, оскільки використовується метод формування на поверхні діелектричної підкладки півки моно-Si перекристалізацією полікристалічного чи аморфного кремнію за допомогою лазерного відпалу (рис. 6). Як видно із цього рисунку, в ролі підкладки використовується моно-Si, на поверхні якого формується якісна ізолююча півка SiO_2 . Поверх півки SiO_2 методом хімічного осадження (піролізом моносилану SiH_4) в реакторі пониженого тиску осаджується півка полі-Si товщиною 0,5-0,6 мкм. За допомогою лазерного відпалу формується півка моно-Si, в якій уже формуються високоякісні МОН-структури ВІС з високою швидкодією і радіаційною стійкістю.

В ролі затравки при перекристалізації полі-Si чи аморфного кремнію в моно-Si виступає сама підкладка КДБ-80 (100), а сам процес рекристалізації проходить при скануванні лазерного променя.

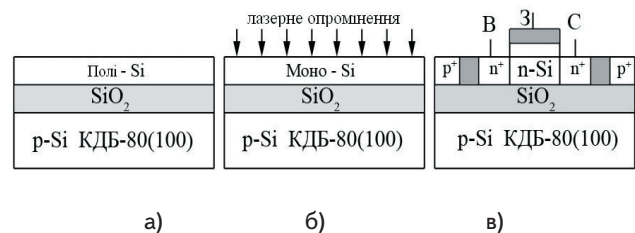


Рис. 6. Метод формування SOI - структур з використанням лазерного відпалу

5. Герметизація корпусів ВІС та зміцнення технологічного інструмента лазерним випромінюванням

При герметизації корпусів деталей виробів електронної техніки високі вимоги пред'являються до способу зварювання (герметизації), оскільки перегрівання корпусів негативно впливає на стабільність електрофізичних параметрів інтегральних схем чи приладів.

Електронно-променеве і лазерне зварювання корпусів із алюмінієвих сплавів задовільняють вимоги до перегрівання корпусів приладів. Проте електронно-променева герметизація характеризується високою працездатністю процесу і вартістю технологічного обладнання, оскільки процес проводиться в вакуумі. Лазерне імпульсне зварювання твердофазними (твердотільними) лазерами з довжиною хвилі $\lambda = 1,06$ мкм

дозволяє легко регулювати температуру процесу герметизації.

На базі двопрменевої установки «Квант-40» нами розроблена високопродуктивна технологія імпульсного лазерного зварювання алюмінієвого сплаву АМЦ вакуум-щільним швом на повітрі з використанням оксидної плівки як поглинаючого покриття. Сама установка має два випромінювача з активними елементами із АІГ:Nd діаметром 1-5 мм та з індивідуальними джерелами живлення, що дозволяє змінювати енергію імпульсу в межах 0,5-8 Дж, частоту імпульсів 0,2-20 Гц з тривалістю 0,2-10 мс.

Можливість регулювання затримки імпульсів один відносно одного в межах 0,1-5 мс дозволяє забезпечувати коефіцієнт перекриття при зварюванні на рівні 0,4-0,7. Діаметр зварювального променя спостерігається на телевізійному екрані і регулюється в межах 0,5-2 мм. При зварюванні кожний промінь виконує свою функцію - перший фіксує положення деталей, а другий забезпечує процес зварювання. При відповідному оснащенні можна герметизувати алюмінієві корпуси будь-якої конструкції.

Крім зварювання алюмінієвих деталей велику проблему при герметизації складають металеві і керамічні деталі. В цьому випадку теж використовується лазерна герметизація, але вже на установці «Квант-15». В цьому випадку керамічне кільце знаходиться між металевими циліндрами і фіксується контактним зварюванням. Лазерна установка також працює в імпульсному режимі, а локальні поверхні корпусу нагріваються з певною періодичністю. В місці дії лазерного променя (потужністю 2 Дж) відбувається плавлення металу і його усадка, що спричиняє щільне охоплення керамічного кільця металевим припоєм. Надійність такого зварного з'єднання забезпечується до температури 400°C.

На цій же установці розроблений нами процес лазерної герметизації металоскляних корпусів (основа - ковар, кришка - нікель) МС155-15-1 інтегральних схем серії 298, де лазерне зварювання проводиться згідно запрограмованого спеціального профілю.

Одним із перспективних електрофізичних методів підвищення зносостійкості технологічного інструменту (пуансонів, матриць, електродів) є лазерна термічна обробка.

На механічну зносостійкість інструменту впливає не тільки поверхнева мікротвердість, отримана лазерним опроміненням, але і твердість вихідного матеріалу.

Всі інструменти для технологічної обробки можна розділити на дві групи. До першої відносяться пристрої, які працюють при невеликих динамічних навантаженнях в часі. Збільшення механічної зносостійкості досягається створенням шару з великою (до 0,5 мм) глибиною зміцнення. Для цієї цілі доцільно використати лазери неперервної дії з вихідною потужністю до 1 кВт. Аналіз стадії нагріву металів лазерним випромінюванням показав, що в зоні термічної дії утворюється багатшарова структура (2-3 шари), кількість шарів залежить від вмісту вуглецю і легуючих елементів. Встановлено, що для цієї групи твердість вихідного матеріалу не впливає на зносостійкість інструменту.

До другої групи відносяться інструменти, які працюють з навантаженнями ударного типу, силового тертя (вирубні штампи, пуанسونи, матриці, термоком-

пресійний та зварювальний інструмент). При вивченні впливу лазерної обробки на технологічний інструмент цієї групи була виявлена сильна залежність його зносостійкості і надійності від твердості вихідного матеріалу. Для зміцнення нами використовувались установки «Квант-16» і «Квант-18М».

Максимальна зносостійкість спостерігалась при глибині зміцненого шару в межах 0,035-0,08 мм і твердості 52-57 НРС. При цьому було встановлено, що така зміцнювана зона має багатшарову дрібнозернисту структуру, і чим більша твердість матеріалу (але не більше 57 НРС), тим менша глибина зміцнюваного шару, однак при збільшенні глибини збільшується крихкість та, відповідно, зменшується ударна стійкість.

Розроблений спосіб лазерного імпульсного зміцнення в рідинному середовищі (деіонізована вода та рідкий азот) інструменту другої групи збільшує механічну стійкість до зносу в 1,5-2,1 рази. При цьому використовувалась довжина хвилі 1,06 мкм, густина потужності $10^4 - 10^5$ Вт/см², тривалість імпульсу – 5 мс, діаметр плями 1,9 - 2,0 мм. Потужність та енергію імпульсу визначали вимірюванням середньої енергії і потужності лазерного випромінювання ИМО-2Н.

Дана лазерна технологія нами також використана для підгонки тонкоплівочних резисторів на основі тантала, нітриду тантала, кермету РС-3710 та тонкоплівочних конденсаторів на основі оксиду тантала в технологічному процесі виготовлення інтегральних схем с.298 (фільтрові прецизійні схеми). Саме лазерний інструмент забезпечує не тільки високу точність підгонки в номінал, але дозволяє також змінювати в заданих межах температурні коефіцієнти опору і ємності (ТКО, ТКЕ), що є дуже важливим для забезпечення температурної стабільності електричних параметрів мікросхем в діапазоні температур 60 - 125°C.

6. Синтез нових напівпровідникових сполук при формуванні субмікронних структур ВІС

Синтез достатньо однорідних за товщиною фазовому складу плівок силіцидів є можливим при опроміненні структур типу метал-кремній імпульсами випромінювання CO₂ - лазера секундної тривалості. В цьому часовому режимі швидкості нагріву і охолодження є досить низькими, що зумовлює однорідність синтезованого матеріалу, про що говорить низький опір силіцидів. Це дозволило нам синтезувати силіциди TiSi₂, CrSi₂, MoSi₂, WSi₂, NiSi₂, які можуть бути використані як матеріали затворів або трасувань в багаторівневих структурах ВІС.

Крім цього нами були отримані достатньо однорідні за складом евтектичні сплави In-Si та Al-Si, які можна використовувати як омичні контакти та для металізації структур ВІС відповідно.

Розглянутий метод лазерної обробки може бути також ефективно використаний для синтезу нових сполук і формування гетеропереходів. Відомо, що при легуванні сульфідів кадмію міддю вказана домішка не заміщує Cd, а вступає в хімічний зв'язок із S, утворюючи сульфід міді. Нами було встановлено, що при опроміненні монокристалів сульфідів кадмію (CdS), на поверхню якого наносилась плівка міді товщиною

30 нм, в дифузійній зоні синтезується сполука Cu_2S , в результаті чого формується гетероперехід Cu_2S-CdS , який можна використати для формування сонячних елементів (рис. 7).

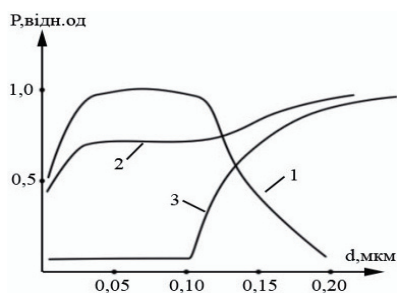


Рис. 7. Концентраційні профілі хімічних елементів в гетеропереході Cu_2S-CdS , сформовані неперервним лазерним випромінюванням АІГ:Nd, зняті ЕОС

Цікавим є метод атомної силової епітаксії (АСЕ) арсеніду галію з використанням ексимерного лазера KrF. Цей новий метод вирощування (синтезування) плівок, при якому осаджується тільки один моношар протягом одного циклу росту, забезпечує високу однорідність епітаксціальних плівок з рекордно низькою дефектністю.

Моношари напівпровідникових сполук можна вирощувати методом газозфазних реакцій в реакторах пониженого тиску із парів металоорганічних сполук. Проте цей метод, який використаний в установках типу «Ізотрон» вимагає строгого контролю параметрів процесу осадження. Метод АСЕ, який стимульований випромінюванням ексимерного KrF лазера, є звільнений від такого недоліку. Вважається, що існує два механізми дії на АСЕ при опроміненні: перший - це підсилення розкладу галію на поверхні та другий - підсилення розкладу внаслідок поглинання фотонів адсорбатом. Дія фотоопромінення підсилюється при зменшенні довжини хвилі. Для ексимерного лазера довжина хвилі складає 248 нм.

В ролі газоподібних джерел використані: триметилгалій ($Ga(CH_3)_3$) та арсин (AsH_3 -10% у водні). Водень застосовують як газ-носії. Реактор представляє собою вертикальну трубу із нержавіючої сталі. Він спроектований так, щоб подавити конвекцію. Вуглецевий резистивний нагрівач забезпечує нагрів підкладок GaAs до заданої температури. Підкладки GaAs (100), леговані Cr, частково маскувалися SiO_2 , осаджених методом піролізу в установці «Ізотрон». Попередньо підкладки проходили хімічну обробку в розчині $H_2SO_4:H_2O_2:H_2O = 3:1:1$ протягом 1-2 хв. при $T=60^\circ C$. Перед початком росту GaAs-підкладки прогрівались до $670^\circ C$ в потоці арсину.

ТМГ і AsH_3 почергово імпульсно подавались до поверхні росту GaAs. Ці газоподібні потоки перекривалися воднем, щоб запобігти перемішуванню газів. Один цикл складається із послідовності 4-х газових імпульсів, тобто AsH_3 , H_2 , ТМГ і H_2 . Тривалість кожного імпульсу складала 2 с, а швидкість основного потоку AsH_3 складає $25 \text{ см}^3/\text{хв}$.

GaAs – підкладка опромінювалась за допомогою ексимерного KrF – лазера. Випромінювання лазера синхронізувалось з введенням обох газових потоків. Густина потужності випромінювання складала $15 \cdot 10^{-3} \text{ Дж}/\text{см}^2$ на поверхні підкладки, при швидкості потоку AsH_3 $25 \text{ см}^3/\text{хв}$ та частоті повторення імпуль-

сів 80 в сек. Тривалість імпульса $\tau_i = 14 \cdot 10^{-9}$ с. Процес проводився при тиску $1,3 \cdot 10^3$ Па.

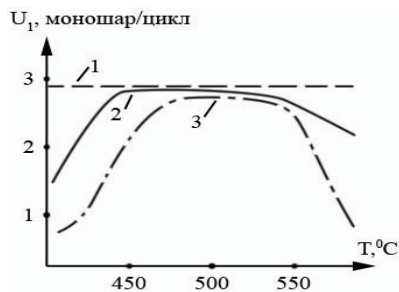


Рис. 8. Швидкість епітаксійного росту GaAs від температури при швидкості потоку ТМГ - $1,83 \text{ см}^3/\text{хв}$, AsH_3 - $25 \text{ см}^3/\text{хв}$ (1-моношар, 2-ріст при опроміненні, 3-ріст без опромінення)

Після з травлювання SiO_2 – маски на підкладці вимірювалась висота сходинок за допомогою інтерферометра (профілометра) МІІІ-11. В такому режимі епітаксціальна плівка GaAs не осаджувалась на SiO_2 . В експерименті проводилось 620 ростових циклів. Швидкість росту за цикл визначалась при діленні висоти сходинок на число циклів.

В результаті наших досліджень було встановлено, що багатшаровий ріст досягається в досить вузькому температурному діапазоні $490-510^\circ C$. Цей факт говорить про те, що при цій температурі утворюються стабільні Ga-As-зв'язки, бо ТМГ адсорбуючись, розпадається селективно на атомах As. На рис. 8 подано зміну швидкості росту за цикл як функції температури осадження при опроміненні ексимерним лазером.

При опроміненні моношаровий ріст досягається в діапазоні температур $470-530^\circ C$, що є ширшим, ніж при термічному рості, який складає $490-510^\circ C$ (крива 3). Така дія лазерного опромінення на розширення температурного діапазону обумовлене такими процесами: зростанням температури підкладки; співударями реакційних частинок атомів галію при фотолізі ТМГ в газовій фазі; розкладом Ga, що підсилений фотохімічною реакцією при дії ексимерного лазера.

Таким чином, ексимерний лазер забезпечує низькотемпературний ріст плівок GaAs із швидкістю $120 \text{ нм}/\text{хв}$ при дефектності $0,1-1 \text{ см}^{-2}$. В процесі епі-росту не відбувається випаровування миш'яка із підкладки.

7. Лазерне суміщення пластин із структурами в проекційній літографії ВІС

Згідно прогнозу розвитку мікроелектроніки до 2015 року підвищення складності ВІС і перехід до виготовлення ультра НВІС потребує збільшення числа елементів в одній схемі до 10^8-10^9 . Навіть при зменшенні елементів до $0,1-0,5 \text{ мкм}$ це приведе до збільшення площі окремої схеми до $100-150 \text{ мм}^2$. Сьогодні основний спосіб формування топології структур ВІС - суміщення та мультиплікація в проекційній літографії високої роздільної здатності. Просте удосконалення технічних характеристик установок суміщення та мультиплікації шляхом підвищення апертури проекційної системи, збільшення поля і використання випромінювання ртутного джерела з довжиною хвилі 365 нм не здатне

вирішити задачі підвищення складності НВІС. Наприклад, при довжині хвилі 365 нм для отримання елемента розміром 0,7 мкм апертуру об'єктива необхідно збільшити до 0,5, а глибина різкості при цьому складе лише 0,7 мкм. Через кривизну Si-підкладки ($\ll 2$ мкм), яка перевищує глибину різкості, отримати субмікронні елементи на великій площі з відтворюваністю 10% є вже неможливим. Вирішити цю задачу можна шляхом переходу до більш короткохвильового випромінювання з довжиною хвилі 190-266 нм.

Формувати зображення субмікронних елементів на полі з лінійними розмірами 10-50 мм можна методом фотомонтажу топології модуля проекційною системою по частинах або прямим генеруванням. Проекційне перенесення по частинах є більш продуктивним і дешевим, ніж генерування.

Застосування установки суміщення і мультиплікації, які можуть виконати фотомонтаж топології по частинах, дозволяє отримувати субмікронні елементи на полі діаметром 7 мм. При монтажі зображень проміжних фотооригіналів (ПФО) можна збільшити це поле в залежності від розмірів ПФО до розмірів 13×16 мм. При використанні одиничних прямокутників з декількома ПФО, похибка базування не буде перевищувати 0,01 мкм і тоді можна збільшити розмір поля.

Оптична система мультиплікатора ЭМ-5004 (ЭМ-5009) включає в себе твердотільний лазер ЛТИ-703 ($\lambda=266$ нм; потужність випромінювання 0,3-0,5 Вт), освітлювальну систему з динамічним растровим джерелом і проекційний об'єктив «Бінар» ($A=0,4$, діаметр поля 7,1 мм), розроблена з метою формування субмікронних елементів на полях, розмір яких значно перевищує розмір поля зображення об'єктива, тобто для реалізації методу фотомонтажу.

Довжина хвилі генерації лазера $\lambda=266$ нм є результатом перетворення в четверту гармоніку випромінювання кристала АІГ:Nd ($\lambda=1,06$ мкм), за допомогою двокаскадного перетворювача на нелінійних елементах.

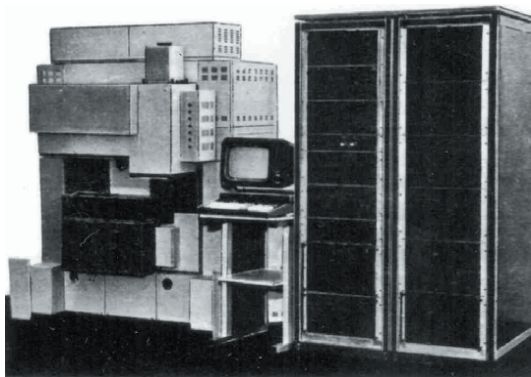


Рис. 9. Установка фотонабору ЭМ5009 для лазерного экспонирования проекционных фото - оригиналов

Кварцевий об'єктив-монохроматор «Бінар» забезпечує в межах поля діаметром 7,1 мм межу роздільної здатності на рівні 0,25-0,35 мкм. Оптично-механічний пристрій для експлуатації вмонтовується в мікроклі-

матичну камеру КМК-6 (клас чистоти 1). Технічні характеристики лазерного мультиплікатора наступні:

- розмір мінімального елемента – 0,25 мкм;
- відтворюваність елемента розміром 1 мкм - $\pm 0,05$ мкм;
- точність суміщення – $\pm 0,15$ мкм;
- розмір робочого поля – $5 \times 5 \dots 6 \times 4,8$ мм;
- розмір робочого поля змонтованого модуля з одного ПФО – 13×15 мм
- масштаб зображення – 1:10.

Якщо замінити лазер АІГ:Nd на ексимерний KrF або ArF ($\lambda=196$ або 252 нм), то розмір мінімального топологічного елемента можна довести до 0,1 мкм при точності 0,075 мкм.

Висновки

1. Лазерні твердофазні процеси є основними складовими субмікронної технології ВІС.
2. Представлені дослідження з використанням лазерних процесів можуть бути використані при формуванні шаруватих резонансно-тунельних структур.

Література

1. Валиев К.А. Микроэлектронные достижения и пути развития. – М: Наука – 1986 – 205с.
2. Новосядлий С.П. Фізико-технологічні основи субмікронної технології ВІС – Івано-Франківськ: Сімік – 2003 – 351с.
3. Волков В.А. Современные проблемы сборки и герметизации микроэлектронных устройств//Электронная промышленность – 1990 - №2, с 11-14.
4. Никифорова-Денисова С.Н., Пименов С.А., Хитро Е.П. Снижение дефектности в кремниевых пластинах с помощью лазерного гетерирования//Электронная техника, с.Микроэлектроника – 1989 – вып 4(133) – с 24-27.
5. Курило І.В., Новосядлий С.П. Фізико-хімічні особливості субмікронної оптичної літографії ВІС//Вісник ДУ «Львівська політехніка». Хімія, технологія речовин та їх застосування. – 2000 - №390 – с 51-54.
6. Новосядлий С.П. Активация домішок в субмікронній технології формування структур ВІС//Металофізика і новітні технології – 2002 – Т24, №6 – с 777-794.
7. Новосядлий С.П. Шляхи підвищення роздільної здатності проекційної літографії// Металофізика і новітні технології – 2002 – Т24, №8 – с 1073-1082.
8. Новосядлий С.П., Возняк Ю.В., Сорохтей Т.Р. Фізико-технологічні особливості формування комплементарних арсенід-галієвих субмікронних структур ВІС//Збірник наукових праць 2-ої міжнародної конференції «Електронна компонентна база. Состояние и перспективы развития» – Харків – 2009 – с 111-113.
9. Новосядлий С.П., Вівчарук В.М. Багатозарядна радіаційна імплантация при формуванні SOI-структур//Фізика і хімія твердого тіла/ - 2008. – Т9, №3 с 659-667.