

ЛЕКЦИЯ 14. ЛАЗЕРНАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУПРОВОДНИКОВ.

А. Осаждение тонких пленок.

Наибольшее развитие как с научной, так и с практической точек зрения получил в микроэлектронике метод лазерного напыления пленок и пленочных структур - лазерная вакуумная эпитаксия (ЛВЭ). ЛВЭ в ее современном понимании появилась в начале 70-х годов, хотя испарение различных мишеней лазерным лучом началось практически одновременно с появлением мощных лазеров в начале 60-х годов. Интерес к разработке принципиально новых импульсных методов вакуумной гетероэпитаксии в микроэлектронике возник, в первую очередь, благодаря возрастающей тенденции к совмещению кремниевой и арсенид-галлиевой технологий. Положительные результаты такого совмещения очевидны, например: при замене подложки из GaAs кремниевой подложкой могут быть преодолены проблемы, связанные с чрезвычайной хрупкостью GaAs; поскольку теплопроводность кремния примерно в три раза больше теплопроводности GaAs, при выращивании пленок этого материала на кремниевых подложках возможно создание более мощных арсенид-галлиевых ИС, имеющих более высокую плотность размещения элементов; следует ожидать значительного снижения стоимости полупроводниковых ИС, поскольку тонкие пленки GaAs выращиваются на подложках гораздо большего диаметра, чем диаметр существующих арсенид-галлиевых пластин, а при обработке кремниевых подложек используются щелевые и широко распространенные методики; появляется возможность разработки приборов новых типов, сочетающих структуры, изготовленные в слое арсенида галлия, и структуры, расположенные в кремниевой подложке, например, возможность объединения на единой подложке элементов интегральной оптики (на основе GaAs) и элементов микроэлектроники (на основе Si). В настоящее время созданы биполярные и полевые транзисторы на основе GaAs, выращенного на кремнии, инжекционные гетеро-лазеры, работающие при комнатной температуре и др.. Интегральная схемотехника на кремниевой технологии, использующая ограниченный набор элементов, в принципе позволяет создавать микроэлектронные устройства любой сложности и интеграции. Действительно, активные элементы полупроводниковых микросхем (транзисторы, диоды, тиристоры и т.д.) состоят из одного или более $p - n$ - переходов. При построении пассивных элементов,

таких, как конденсаторы и резисторы, также используется барьерная емкость $p - n$ -перехода или участки объема кристалла, ограниченные $p - n$ -переходами. Широко используемая в интегральных схемах структура “металл-диэлектрик-полупроводник” (МДП), многократно повторяется в виде одного элемента - МДП- транзистора, который в зависимости от способа соединения с соседними элементами выполняет функции собственно транзистора, конденсатора или резистора. Таким образом, кремний хорошо подходит для создания интегральных схем, но не пригоден для разработки приборов с расширенными функциональными возможностями: инфракрасных и ультрафиолетовых фотоприемников и излучателей, СВЧ-генераторов на эффекте Ганна, селективных приемников на сверхрешетках, СВЧ-диодов и транзисторов. В то же время соединения типа A_3B_5 и любые другие перспективные соединения хороши для создания функциональных приборов, но практически непригодны или очень дороги для интегральной схемотехники. Совместить противоречивые требования можно путем создания технологий, включающих в себя стандартный технологический цикл изготовления кремниевых ИС и создание пленочных функциональных элементов, входящих в состав схемы на поверхности кремния. Для решения поставленной задачи необходимо реализовать процесс гетероэпитаксиального роста пленок в условиях, когда монокристаллическая или текстурированная пленка и подложка являются разными материалами, но имеют один и тот же тип кристаллической решетки. При этом необходимо соблюдение стехиометрии пленки, наличие в пленке заданного уровня контролируемой примеси. Кроме этого, пленки должны быть сплошными, без разрывов и трещин, обладать хорошей адгезией к подложке. Удовлетворение перечисленных требований невозможно при использовании наиболее распространенных технологий жидкостной и газофазной эпитаксии. В первую очередь это связано с тем, что при использовании этих методов для соединений A_3B_5 рабочие температуры роста пленок лежат в области $800-1000^\circ$, и поэтому при остывании до комнатной температуры пленки растрескиваются и отслаиваются от подложки.

В гетероэпитаксиальных пленках причиной возникновения дефектов, главным образом дислокаций, является несоответствие периодов решетки пленки и подложки. Естественно, что большое количество микродефектов пленки делает их непригодными для создания высококачественных устройств микроэлектроники. Необходимо отметить, что гетеропары с рассогласованием решеток более 0.5% в распространенных технологиях

жидкофазной и газофазной эпитаксии считаются уже неперспективными, поскольку из-за малой скорости кристаллизации не удается подавить переползание дислокаций и распространение их по пленке. Одной из трудных проблем в гетероэпитаксии является получение монокристаллических пленок при большом рассогласовании решеток гетеропар. Основными факторами, влияющими на получение монокристаллических пленок, являются влияние поверхности подложки и кинетика кристаллизации. Таким образом, проблема эпитаксии различных соединений на кремнии для большинства существующих технологий является неразрешимой в наиболее важном для интегральной микроэлектроники случае, когда подложка представляет собой готовую кремниевую ИС, которую необходимо дополнить тонкопленочными элементами из A_3B_5 - или других полупроводниковых соединений. В последние годы было показано, что метод лазерной вакуумной эпитаксии – лазерного напыления весьма перспективен для создания уникальных ИС, сочетающих широкие функциональные возможности соединений A_3B_5 и кремния в качестве подложки и основы для изготовления ИС.

На рис.1. приведена схема установки для ЛВЭ. Лазерное излучение от импульсного лазера 1 фокусируется линзой 3 на поверхности мишени 4, расположенной в вакуумной камере 2. Пароплазменный поток 5, возникающий в результате испарения мишени, осаждается на поверхности прогреваемой подложки 6, создавая на ней тонкий эпитаксиальный слой. К преимуществам ЛВЭ относятся: отсутствие нагревательных элементов внутри вакуумного объема, возможность испарять любые материалы при сохранении стехиометрического соотношения в пароплазменном потоке, высокая мгновенная скорость роста пленки до 10 нм/с.

Особенностью ЛВЭ является то, что пароплазменный поток своей периферией протравливает и очищает поверхность подложки и таким образом создает условия для постепенного вращивания одной кристаллической структуры в другую и получения тонких и сверхтонких сплошных пленок. По существу кратковременность процесса роста и низкая температура подложки обеспечивает резкую гетерограницу и сохранение параметров изготовленной в подложке ИС. При ЛВЭ поток, налетающий на подложку, по своим характеристикам отличается от равновесного, при этом энергия частиц достигает 10 эВ, что значительно больше характерных энергий потенциального рельефа поверхности и энергий, вызывающих элементарные акты кристаллизации. Как правило, при реализации ЛВЭ расстояние между частицами конденсата сравнимо по величине с па-

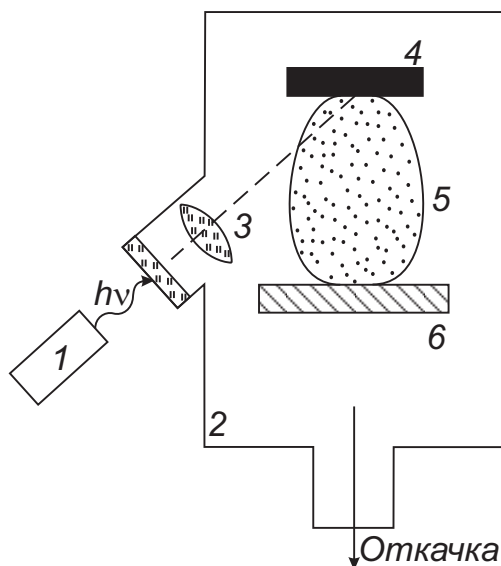


Рис. 1: Схема установки для лазерно-вакуумной эпитаксии.

раметром элементарной ячейки. Оценки, выполненные в ряде работ с учетом энергии и плотности потока, а также тепловых свойств поверхности, показывают, что осаждаемая при ЛВЭ пленка первоначально находится в жидком состоянии. При этом роль потенциального рельефа поверхности и элементарных актов физсорбции и хемосорбции в процессе зародышеобразования очень мала, а связь через гетерограницу слаба. В этом случае основным механизмом кристаллизации становится ударная или взрывная кристаллизация из переохлажденной жидкости. В этих условиях фронт кристаллизации распространяется вдоль пленки со скоростью, превышающей скорость переползания и распространения дислокаций по пленке. Центром кристаллизации, в принципе, может быть наиболее быстро охлаждаемый участок жидкого слоя, при этом процесс кристаллизации является самоподдерживающимся за счет выделения энергии и захватывает весь жидкий слой. Таким образом, несущественность влияния атомарного рельефа поверхности и слабая связь через границу раздела должны привести к низкой плотности поверхностных состояний и возможности гетероэпитаксиального монокристаллического роста лазерного конденсата даже при больших величинах несоответствия периодов решетки пленки и подложки или через тонкий переходной неориентированный слой. Можно сказать, что роль поверхности в ЛВЭ в первом приближении заключается только в том, что она электрически слабо взаимодействует с растущим слоем, определяя потенциальный барьер в пленке, который и управляет ее ростом. Естественно, что при

переходе к размерно ограниченным площадкам, т.е. к случаю интегральной схемотехники, условия монокристаллического роста по механизму взрывной кристаллизации из жидкого состояния улучшаются. Необходимо обратить внимание еще на одно обстоятельство. Важным фактором, влияющим на качество пленок, является воздействие имеющихся в пароплазменном потоке быстрых ионов (энергия от 0.1 до 10^3 эВ) на подложку. Эти ионы, внедряясь в подложку, образуют переходной слой, который как бы плавно сопрягает механические и кристаллографические параметры пленки и подложки. Однако увеличение плотности потока лазерного излучения в методе ЛВЭ и связанное с ним увеличение энергий ионов в пароплазменном потоке может привести к генерации значительного числа дефектов в поверхностном слое кремниевой матрицы и ИС, сформированной в ней. В связи с этим возникает необходимость выбора оптимальных условий при реализации ЛВЭ. Для получения высококачественных лазерных конденсатов n - GaAs и n -InSb на подложке p -Si плотность потока лазерного излучения должна находиться в интервале $3 \cdot 10^8 \div 3 \cdot 10^9$ Вт/см².

Уменьшение плотности потока лазерного излучения приводит к резкому отклонению от стехиометрии в пароплазменном потоке. Увеличение же его до $5 \cdot 10^9$ Вт/см² влечет за собой существенное увеличение дефектности получаемых пленок, как следствие этого, уменьшение подвижности носителей в пленке. Удалось получить гетероструктуры GaAs /Si, InAs/Si и InSb/Si при несоответствии параметров решетки 4, II и 18 % соответственно.

Возможно получение монокристаллических пленок арсенида галлия и арсенида индия на кремнии при наличии остаточного окисла на поверхности. Для объяснения возникновения переходного слоя предложена модель, суть которой заключается в следующем.

Высокоэнергетичные ионы из пароплазменного потока осуществляют распыление окисного слоя, создавая в нем окна размером 1-10 нм. На участках очищенной поверхности начинается эпитаксиальный рост полупроводников A_3B_5 . После зарастания окон на поверхности окисной пленки образуется система ориентированных зародышей новой фазы. Рост пленки на этих дискретно расположенных зародышах происходит без образования дислокаций несоответствия, поскольку контакт между пленкой и подложкой имеет место только на части поверхности. При этом выходы столбцов полупроводников A_3B_5 в окнах могут отклоняться на значительные расстояния без существенного на-

пряжения химических связей. Полученные таким образом структуры переходного слоя обеспечивают создание гетероструктур с очень большим рассогласованием параметров решеток компонентов. Исследования гетероструктур с помощью CV -метрии позволили определить, что плотность заряженных поверхностных состояний на гетерогранице при изменении диффузионного потенциала на 0.15 эВ составляет 10^{12} см^{-2} , т.е. почти на два порядка величины меньше плотности незанятых связей, вызванных значительным рассогласованием постоянных решеток двух материалов. Это подтверждает вывод о малом количестве дислокации несоответствия на гетерогранице.

На рис. 2 приведен пример реализации процесса ЛВЭ в конкретном электронном устройстве - пример получения $n-p-n$ транзистора: 1 - пленка A_3B_5 , полученная методом ЛВЭ; 2 - слой $p\text{-Si}$; 3 - слой $n\text{-Si}$; 4 - окисел; 5 - металлические контакты; 6 - подложка $p\text{-Si}$. Так можно изготовить тонкопленочный полевой транзистор и другие активные элементы ИС. В настоящее время методом ЛВЭ получен ряд активных и пассивных элементов на основе пленок A_3B_5 на кремниевой подложке.

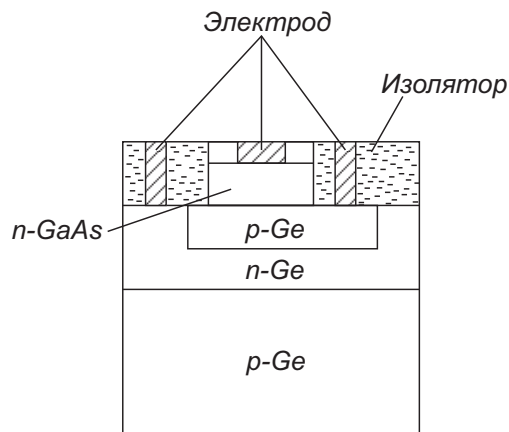


Рис. 2: Схема n-p-n транзистора совмещенной GaAs/Si-технологии, использующей метод ЛВЭ.

1. Лазерное напыление тонких ВТСП- пленок.

В последнее время в связи с бурным развитием высокотемпературной сверхпроводимости появились интересные результаты получения высокотемпературных сверхпроводящих пленок Y-Ba-Cu-O с $T_c > 85 \text{ К}$ методом лазерного осаждения. При этом использовались два различных пути синтеза пленок: I) на подложку напылялись аморфная

пленка $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$, кристаллическая структура и сверхпроводящие свойства которой формировались последующим отжигом в атмосфере кислорода (так называемый процесс *ex-situ* 2) формирование кристаллической структуры происходило в процессе эпитаксиального роста пленок на подложке непосредственно из потока осаждающихся на нее частот распыленного лазерным излучением материала мишени (процесс *in situ*) в камере, изображенной на рис.3.

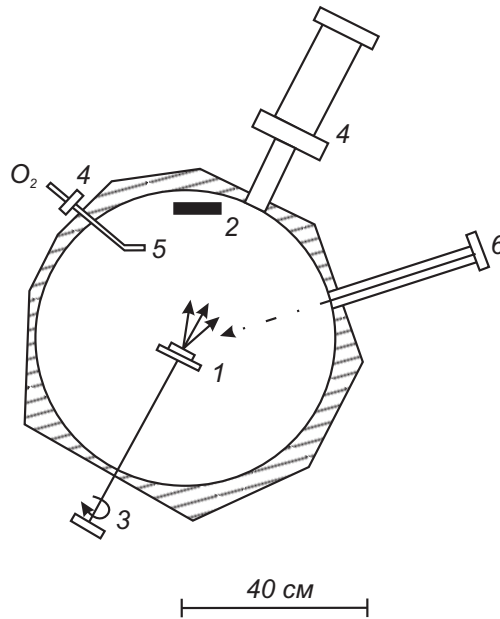


Рис. 3: Схема камеры для лазерного напыления тонких ВТСП- пленок.

Пленочные образцы, полученные первым из указанных методов, являются поликристаллическими и состоят из зерен с размерами ~ 1 мкм, соединенных друг с другом слабыми связями, образующимися при формировании кристаллической структуры пленки во время отжига за счет вытеснения на границы растущих зерен, дефектов и примесей. Как следствие, эти пленки обладают плохой токонесущей способностью, сравнительно большой шириной сверхпроводящего перехода, большим удельным сопротивлением ($\rho \gtrsim 1$ мОм см), а слабые связи между зернами обнаруживают свойства джозефсоновских переходов. Тем не менее есть сообщения о синтезе в таком двух-стадийном процессе тонких пленок $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ $\Delta \sim 2$ К (по уровню $0.1-0.9 R_0$) и плотностью критического сверхпроводящего тока $j_c = 3 \cdot 10^5$ А/см² при 77 К.

Лучшие тонкопленочные образцы были синтезированы одностадийным методом *in-situ*. Так были получены эпитаксиальные пленки Y-Ba-Cu-O на подложках SrTiO_3 (100),

NdGaO_3 и LaGaO_3 причем для образцов на подложке SrTiO_3 (100) плотность критического тока достигла $1.3 \cdot 10^6$ А/см² при 77 К. Рентгенодифракционные измерения показали, что пленочные образцы являются текстурированными, с доменами только двух кристаллографических ориентаций орторомбической сверхпроводящей фазы $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$, повернутых на 90° по отношению друг к другу в плоскости (а, б) и -осью, перпендикулярной подложке, ориентированной в плоскости (100). Анализ данных о параметрах излучения лазера показывает, что наилучшие результаты ($T_c = 93$ К, j_c (77 К) $\sim 10^7$ А/см²) были получены при плотности лазерного импульса $Q \gtrsim 3$ Дж/см² (длительность импульсов ~ 10 нс), достаточной для разрушения в процессе разлета образующихся при испарении мишени кластеров и формирования эрозионной плазмы с высоким содержанием атомов и частиц с малой массой, что позволяет получать сверхтонкие сверхпроводящие пленки (толщина ~ 100 Å, $T_c \sim 82$ К).

Проведен комплекс исследований зависимости качества получаемых пленок от технологических параметров напыления: геометрии напыления, температуры подложки и режима охлаждения, состава и давления окружающей атмосферы, материала и ориентации подложки, параметров лазерного импульса. В результате при использовании АИГ: Nd-лазера ЛТИ-403 (1.06 мкм, 15 нс, 25 Гц, 0.3 Дж) получены пленки $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ с высокими критическими параметрами ($T_c = 92.5$ К, j_c (77 К) $\gtrsim 5 \cdot 10^6$ А/см²) и рекордной шириной резистивного перехода $\Delta T = 0.25$ К (4).

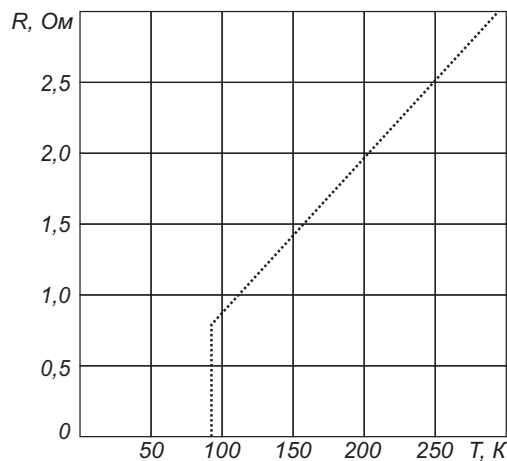


Рис. 4: Зависимость сопротивления тонкой ВТСП- пленки от температуры.

Для широкого применения ВТСП-пленок в микроэлектронике весьма актуально получение сверхпроводящих слоев на кремниевых подложках, что сильно затруднено

в связи с высокими коэффициентами диффузии Si в Y-Ba.-Cu-O системы. Был разработан комбинированный лазерно-плазменный метод, позволяющий понизить температуру эпитаксии и синтезировать сверхпроводящие пленки как непосредственно на кремнии, так и на кремнии с буферным подслоем поликристаллического MgO. Оже-спектроскопия образцов показала, что область взаимной диффузии пленки и подложки в системах Y-Ba-Cu-O/MgO и Y-Ba-Cu-O/MgO/Si мала и не превышает 100-150 Å, а элементный состав пленочных образцов соответствовал стехиометрическому с точностью до 5%. В то же время электрофизические свойства пленок YBa₂Cu₃O_{7-δ} на подложках Si с подслоем и без подслоя сильно отличались: пленки Y-Ba-Cu-O на Si обладали очень низкой T_c (~ 45 K), наблюдалась полупроводниковая зависимость в области $T > T_c$, в то время как для пленок на подложках Si с подслоем MgO $T_c \gtrsim 70$ K, а зависимость сопротивления от температуры носила металлический характер. Рентгенодифракционными исследованиями было установлено, что при напылении Y-Ba-Cu-O без подслоя на поверхности Si образуется аморфный слой SiO₂, препятствующий образованию орторомбической сверхпроводящей среды. Более перспективным для использования в микроэлектронике могут оказаться пленки соединения Bi-Ca-Sr-Cu-O, которое более стабильно во времени, чем Y-Ba-Cu-O, и менее активно реагирует с кремнием. Методом лазерного испарения удалось получить пленки с сохранением стехиометрии мишени на подложку, нагретую до 450° при условиях: длина волны– 1.06 мкм, энергия импульса– 390 мДж, частота повторения– 10 Гц, длительность импульса– 200 мкс, время осаждения– 10 мин., начальное давление в камере– $5 \cdot 10^{-3}$ мм.рт.ст., давление при осаждении– $6 \cdot 10^{-2}$ мм рт.ст..

В. Завершающие операции.

1. Лазерное скрайбирование

Скрайбирование заключается в нанесении рисок на рабочую поверхность полупроводниковой пластины с готовыми интегральными схемами с целью дальнейшего разделения пластин на отдельные кристаллы (чипы). Риски располагают по межсхемным дорожкам в двух взаимно перпендикулярных направлениях.

В 70-х годах повсеместно в электронной промышленности начинает применяться ла-

зерное скрайбирование. Особенностью лазерного скрайбирования является то, что оно обеспечивает разламывание пластин с перпендикулярными рабочей поверхности боковыми гранями кристаллов. К достоинствам способа лазерного скрайбирования можно отнести высокую производительность при отсутствии сколов. Лазерное скрайбирование обеспечивает качественное разламывание пластин кремния толщиной до 400-450 мкм. Недостатком метода лазерного скрайбирования является разбрызгивание продуктов обработки – частиц испаряемого и расплавленного полупроводникового материала, из-за чего необходима защита рабочей поверхности пластины. Для лазерного скрайбирования в настоящее время наиболее широко используется частотный АИГ: Nd- лазер с длиной волны излучения 1.06 мкм в режиме модулированной добротности ($\tau_i = 100 \div 500$ нс. При использовании такого режима обработки реализуют ширину риски 25–40 мкм с глубиной 50–100 мкм. Как правило, скорость скрайбирования выбирают в пределах от 100–200 мм/с. Поскольку для эффективной реализации процесса лазерного скрайбирования необходимо равномерно удалить материал в области лазерного воздействия, плотность потока излучения необходимо выбирать в диапазоне $q_c^{(3)} < q < q_c^{(4)}$.

Серийная установка для лазерного скрайбирования состоит из лазера, оптической системы для фокусировки лазерного излучения и визуального наблюдения за процессом, блоков управления и механизма перемещения рабочего стола, на котором устанавливается полупроводниковая пластина.

Для улучшения данной процедуры используется режим многократного скрайбирования. Для снижения загрязнения рабочей поверхности пластины продуктами лазерного скрайбирования применяется вакуумный отсос и нанесение на рабочую поверхность пластины слоя латекса (водный раствор каучука), поливинилового спирта, поверхностно-активных веществ.

Процесс лазерного скрайбирования определяется набором параметров. Длина волны излучения, мощность излучения, диаметр фокального пятна, частота следования и длительность импульсов являются фиксированными. А скорость скрайбирования, шаг поперечной подачи образца(пластины) и число проходов можно изменять. Выбор последних параметров определяется требуемой глубиной лазерной риски, зависит от толщины пластины и размеров кристаллов (чипов). Пластины диаметром 76 мм и толщиной 380 мкм скрайбируют за два прохода при рабочей скорости стола 120 мм/с. При этом глубина риски должна быть не менее 80 мкм. Пластины диаметром 100 мм, тол-

щиной 460 мкм скрайбируют при той же скорости, но за три прохода, получая риску глубиной 100 мкм.

2. Маркировка

В настоящее время применяются два способа лазерной маркировки: сфокусированным пучком и широким пучком через маску. Последний осуществляется СО₂- лазерами, а маркировка сфокусированным пучком в основном осуществляется АИГ: Nd- лазерами в режиме модуляции добротности или в импульсном режиме; могут использоваться также непрерывные СО₂- лазеры. При этом формируются символы из последовательности регулярно распределенных или перекрывающихся точек. Для управления лазерным лучом в двух взаимно перпендикулярных направлениях используются электро-механические дефлекторы– зеркала с гальванометрическим приводом. Использование программного управления позволяет изменять параметры сигнала для маркировки.

Автоматическая система с электромеханическими дефлекторами обеспечивает маркировку сложных буквенно-цифровых шрифтов. Производительность этого способа маркировки 1 деталь/с или 6 млн. деталей в год. При таких скоростях маркерный знак может содержать до 40 меток. Типичное поле маркировки 7.5 ÷ 10 см² на рабочем расстоянии 15-30 см, глубина маркировочного знака по стали достигает 0.005–0.0075 см. При помощи лазеров на АИГ: Nd в режиме модуляции добротности наносится цифро-буквенная информация в виде непрерывных линий, состоящих из перекрывающихся точек.

Импульсными АИГ: Nd- лазерами при частоте 100 Гц осуществляется штриховая маркировка в виде точечных матриц. При растровом сканировании лучом площади до 7.5x7.5 см² компьютер по программе определяет моменты включения лазера. В последнее время разрабатываются универсальные системы для резки и маркировки, пайки маркировки с использованием до 10 волоконно-оптических кабелей вывода излучения.

С. Применение лазеров в создании электронных приборов.

1. Пайка и контроль качества соединений

В последние года в связи с успехами поверхностного монтажа при разработке СБИС с высокой плотностью размещения компонентов технология лазерной пайки стала особенно актуальной. Первые промышленные системы для пайки появились в 1976 г, и были выполнены на основе CO_2 - лазера мощностью 50 Вт с координатным столом, перемещением которого управляет ЭВМ.

В 1982 г. появилась первая промышленная система для пайки на основе непрерывного АИГ:Nd - лазера, которому в последнее время в системах лазерной пайки отдается предпочтение перед CO_2 - лазерами. АИГ:Nd - лазера можно сфокусировать в пятне диаметром 25 мкм (125 мкм для CO_2 - лазера), что позволяет осуществлять пайку очень тонких соединений и, кроме того, излучение АИГ:Nd - лазера лучше поглощается металлами.

Выгодно применять АИГ:Nd - лазеры также ввиду их более простых и дешевых оптических систем, подходящих для телевизионного или микроскопического наблюдения. При этом уровень необходимой мощности лазера определяется размерами и массой элементов, которые подвергаются пайке. Для пайки вывода к подложке достаточно АИГ:Nd - лазера с выходной мощностью 10 Вт, однако бывают более энергоемкие случаи, когда для пайки используется АИГ:Nd - лазеры с выходной мощностью в 150 Вт и более. Как правило, для подвода лазерного излучения к месту пайки используется оптическое волокно. Оборудование для лазерной пайки оснащается таймером для контроля длительности времени пайки, He-Ne- лазером для наведения на цель излучения и роботом, осуществляющим перемещение оптического волокна в прямоугольных координатах. Параллельно с развитием техники лазерной пайки развивался метод проверки качества паяных соединений путем нагрева сформированных контактов и снятия температурных характеристик с помощью приемника инфракрасного излучения.

Принципиальная схема установки для пайки с контролем и обратной связью изображена на рис.5: 1 - детектор инфракрасного излучения; 2 - предусилитель, 3 - преобразователь информации в цифровую форму, 4 - юстировочное устройство на базе He-Ne- лазера, 5 - АИГ:Nd- лазер, 6 - прерыватель, 7 - компьютер, 8 - координатный стол с сервоприводом, 9 - телевизор, 10 -монитор.

Время пайки одного соединения - 50 мкс. С учетом, времени на позиционирование луча формируются 10 соединений в 1 с, т.е. обрабатывается от 25000 до 36000 соединений в 1 ч.

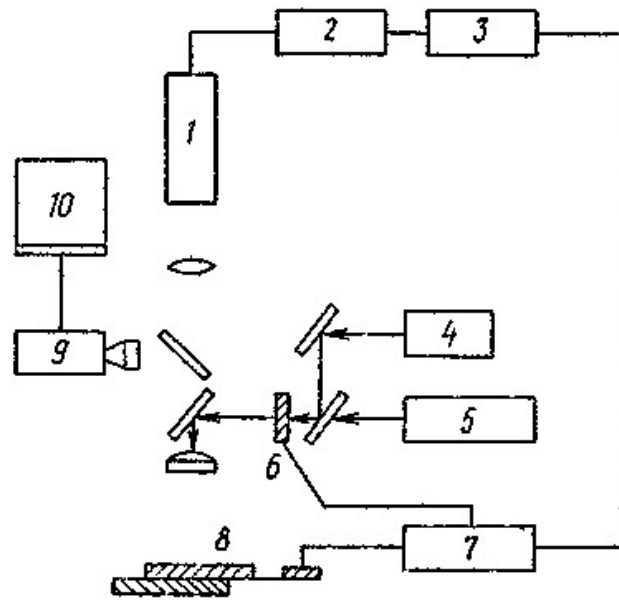


Рис. 5: Принципиальная схема установки для лазерной пайки с контролем и обратной связью