

УДК 621.382

СТРУКТУРНЫЕ И ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА БИНАРНЫХ И ТРОЙНЫХ СПЛАВОВ АЛЮМИНИЯ ДЛЯ МЕТАЛЛИЗАЦИИ МИКРОДИСПЛЕЕВ ТИПА LED-ON-SILICON

А.Г. ЧЕРНЫХ, С.А. ПАВЛЮКОВЕЦ, А.Г. СМИРНОВ, С.В. РИГОЛЬД

Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники
П. Бровки, 6, Минск, 220013, Беларусь

Поступила в редакцию 10 марта 2008

Исследованы и объяснены закономерности, связывающие условия формирования тонких пленок $Al+0,8\%Ho$, $Al+0,8\%Ho+1\%Si$, $Al+1\%Si$, $Al+1,5\%Si$, $Al+1,5\%Si+4\%Cu$ (% по массе) при магнетронном распылении со структурой пленок, устойчивостью их при термообработках, профилем распределения легирующей примеси, электросопротивлением, качеством перекрытия ступенчатого рельефа поверхности. Показано, что пленки тройного сплава $Al+0,8\%Ho+1\%Si$ при заданных температурных режимах осаждения и отжига обладают наилучшим сочетанием электрических, морфологических свойств и могут быть использованы в качестве металлизации микродисплеев типа LED-ON-SILICON.

Ключевые слова: металлизация ИС, сплавы алюминия, редкоземельные металлы, микродисплейные устройства, структурные и электрофизические свойства.

Введение

Микроминиатюрные устройства отображения информации (микродисплеи) находят все более широкое применение в современных средствах отображения информации [1, 2]. Особый интерес представляют микродисплеи светоизлучающего типа, выполненные по КМОП-технологии в кремниевом кристалле совместно с периферийными ИС адресации и управления и характеризующиеся сверхвысокими разрешением, быстродействием и экономичностью [3]. Как правило, в качестве металлизации таких микродисплеев типа LED-ON-SILICON используют алюминий, который обладает одним из наиболее низких значений удельного сопротивления среди металлов. Однако при дальнейшем увеличении разрешающей способности микродисплеев и, следовательно, уменьшении размеров элементов отображения и адресации удельное сопротивление металлизации становится все более критичным параметром. Это делает необходимым проведение исследований по оценке влияния условий нанесения и состава металлических пленок на их сопротивление с учетом топологических размеров межсоединений. По нашему мнению, наиболее перспективным решением является применение в качестве материала межсоединений сплавов алюминия с использованием редкоземельных металлов [4].

Целью данной работы является исследование структурных и электрофизических свойств металлизации на основе бинарных и тройных сплавов алюминия как с традиционными добавками Si и Cu, так и с добавками редкоземельного металла гольмия, впервые используемых для металлизации ИС и микродисплейных устройств.

Методика исследования

Пленки алюминия и его сплавов Al+0,8%Ho, Al+0,8%Ho+1%Si, Al+1%Si, Al+1,5%Si, Al+1,5%Si+4%Cu (% по массе) получали методом магнетронного распыления мишеней диаметром 200 мм из указанных сплавов. В качестве подложек использовали пластины монокристаллического кремния n-типа диаметром 100 мм с удельным сопротивлением 4,5 и 20 Ом×см (КЭФ 4,5; КЭФ 20) ориентации (100). Перед нанесением тонких металлических пленок пластины обрабатывали химическим способом по стандартной технологии в растворе плавиковой кислоты (HF:H₂O=1:3).

Распыление мишеней осуществляли в атмосфере аргона при величине разрядного тока 12±0,5 А и максимальной мощности источника 10 кВт. В режиме базового технологического процесса остаточное давление в камере не превышало 0,67 Па, а температуру подложек поддерживали в диапазоне 250...280°C. При этом толщина пленок алюминия и его сплавов составляла 1,0±0,1 мкм.

Содержание легирующих добавок контролировали методами атомно-абсорбционного и нейтронно-активационного анализа. В пределах ошибки измерения содержание добавок в мишенях и напыленных пленках отличалось незначительно.

Структурное совершенство полученных образцов, распределение в них легирующих добавок исследовали методами электронной микроскопии, рентгенодифракционного анализа и оже-спектроскопии. Микрорельеф поверхности металлических пленок в зависимости от различных технологических факторов исследовали методом угольных реплик в электронном микроскопе. Образцы для изучения структуры пленок "на просвет" подготавливали по стандартной методике с использованием струйного химического травления. Изменения морфологии поверхности кремниевой подложки в области контакта Al-Si, происходящие при твердофазном взаимодействии алюминия и кремния, оценивали по результатам исследования угольных реплик поверхности кремниевой подложки после удаления с нее металлической пленки в химическом травителе, не оказывающем влияния на кремний. В качестве такого травителя использовали раствор состава H₃PO₄:HNO₃:CH₃COOH:H₂O=16:1:1:2 (объемных частей). Травление образцов осуществляли при температуре 29...35°C в течение 5–10 минут. «Обнаженную» поверхность кремния в области контакта исследовали с помощью метода угольных реплик и метода дифракции быстрых электронов "на отражение" при ускоряющем напряжении 50 кВ. Расшифровку полученных электронограмм проводили по стандартной методике.

Анализ элементного состава и профилей распределения легирующих добавок в пленках сплавов алюминия осуществляли методом оже-спектрометрии в режиме послойного анализа с совмещением электронного и ионного пучков при энергии электронного пучка 3000 эВ, диаметре пучка 10 мкм, токе пучка – до 5 мкА, давлении остаточных газов в камере – от 10⁻⁵ до 10⁻⁸ Па. Совмещение пучков осуществляли по максимальному выходу оже-эмиссии от алюминия (оже-линия 68 эВ) за счет ионного возбуждения. В режиме послойного анализа в качестве инертного газа использовали аргон при давлении 6,5×10⁻³ Па, энергия ионов составляла 300 эВ, диаметр пучка ионов – от 0,6 до 2 мм. В этих условиях скорость распыления алюминия составляла 100 нм/мин.

Оценку удельного сопротивления исследуемых пленок осуществляли по результатам измерения поверхностного сопротивления четырехзондовым методом при расстоянии между зондами 1 мм. Измерения проводили при двух направлениях тока, что исключает эффект нагрева образца при прохождении тока через зонды и влияния термо-э.д.с, возникающей на контактах. При соблюдении этих условий ошибка измерений составляла ±4% при доверительной вероятности 0,997.

Результаты исследований

Значение удельного сопротивления пленок алюминия, полученных в режиме базового технологического процесса при толщине 0,7...1,0 мкм и ширине дорожек межсоединений от 1 до 2 мкм составляет 2,8...2,9 мкОм×см. Это лишь на 5...7% превышает значение удельного сопротивления объемного алюминия. Добавление легирующих добавок в алюминий приводит к

увеличению удельного сопротивления при тех же условиях нанесения пленок. Это вызвано тем, что атомы легирующей примеси, растворенные в алюминии, как правило, имеют электрический заряд, отличный от основного заряда металла, поэтому они будут служить источником рассеяния электронов.

Проведен сравнительный анализ структурных и электрофизических свойств металлизации на основе тонких пленок различных сплавов алюминия (Al+1%Si, Al+1,5%Si, Al+0,8%Ho, Al+0,8%Ho+1%Si, Al+1,5%Si+4%Cu).

Установлено, что при распылении бинарного сплава Al–Si удельное сопротивление пленок возрастает примерно на 0,4 мкОм×см на каждый весовой процент кремния в распыляемой мишени. Изменение температуры подложки в диапазоне 250...350°C не приводит к заметным колебаниям в величине удельного сопротивления пленок сплавов.

В свою очередь повышение остаточного давления в камере (за счет увеличения подачи аргона) более 0,67 Па обуславливает рост удельного сопротивления пленок. Так, пленки бинарного сплава Al–Si, полученные при давлении 0,27...0,67 Па имеют сопротивление 3,3 мкОм×см, а при давлении 1,2 Па их сопротивление увеличивается до 4,3 мкОм×см. Можно предположить, что наблюдаемые изменения связаны с увеличением захвата аргона растущей пленкой при повышении его давления в реакционной камере.

Известно, что относительное количество примеси (f_i), захваченное растущей пленкой, определяется выражением:

$$f_i = \alpha_1 N_1 / (\alpha_1 N_1 + V)$$

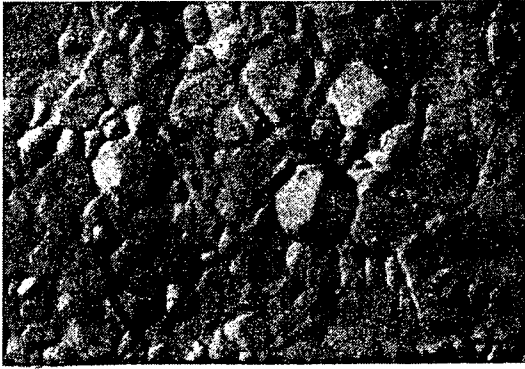
где α_1 – эффективный коэффициент применения атомов примесей во время нанесения; N_1 – число атомов примеси, падающих во время осаждения на единичную площадь пленки в единицу времени; V – скорость нанесения пленки.

Вместе с тем было показано, что для атомов инертных газов, в частности аргона, влияние будет заметным лишь в случае, если ионы аргона обладают энергией порядка 100 эВ и выше, достаточной для внедрения ионов аргона в поверхностный слой растущей пленки, где они затем задерживаются. С увеличением давления аргона возрастает вероятность столкновений ионов в пучке, в результате чего все меньшее количество ионов будет иметь энергию >100 эВ, и, следовательно, захватываться растущей пленкой. Поэтому наблюдаемые изменения в удельном сопротивлении пленок с повышением давления аргона в меньшей мере определяется непосредственным захватом примеси аргона, а в первую очередь, вероятно, обусловлены влиянием химически активных компонентов, например, кислорода (0,0007%) и паров воды (0,007 г/м³), присутствующих в используемом аргоне марки высшего сорта. Благодаря большому средству алюминия к кислороду, даже незначительное повышение содержания указанных компонентов в плазме за счет увеличения рабочего давления аргона в камере может приводить к частичному окислению металлических пленок.

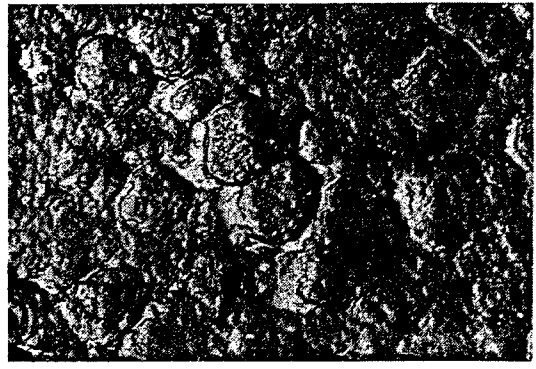
Подтверждением этому являются результаты исследования методом оже-спектроскопии элементного состава пленок алюминия, полученных при различном давлении аргона в камере. На основании анализа оже-спектров следует, что с повышением рабочего давления концентрация захваченных ионов аргонов в пленке несколько уменьшается, одновременно существенно возрастает содержание в ней кислорода.

По данным электронно-микроскопических исследований для пленок алюминия и его сплавов, полученных при повышенном давлении аргона, характерно сильное изменение морфологии поверхности, обусловленное частичным окислением пленок (см. рис.).

Таким образом, удельное сопротивление пленок алюминия и его сплавов, полученных магнетронным распылением в атмосфере аргона, практически не зависит от концентрации непосредственно ионов аргона в камере, а определяется наличием в аргоновой среде химически активного элемента кислорода.



а)



б)

Микрорельеф поверхности пленок бинарного сплава Al+1%Si полученных при рабочем давлении:
а) 0,67 Па, б) 1,20 Па

Наряду с низким значением удельного сопротивления важным требованием предъявляемым к металлизации ИС и микродисплейных устройств, является хорошее перекрытие ступенчатого профиля подложки. В целом рабочая поверхность кристаллов ИС перед нанесением металлизации обычно характеризуется развитым рельефом, при этом профили отдельных ступеней имеют близкий к вертикальному или даже отрицательный угол наклона. Ухудшение качества металлизации на ступенчатом профиле обусловлено двумя причинами. Во-первых, различием в толщине пленки, осаждаемой на боковую и горизонтальную поверхность ступеньки, а во-вторых, наличием в пленке пересекающий ступенчатый профиль, микротрещин. При проведении фотолитографических операций по созданию требуемого рисунка, микротрещины приводят к образованию в металлизированных дорожках уменьшенных сечений и обрывов. Образование микротрещины на ступенчатом профиле можно исключить при повышении температуры подложки за счет увеличения поверхностной подвижности адсорбированных атомов металла. Настоящими исследованиями было установлено, что при температуре, подложки 350...380°C можно обеспечить без трещин и каверн перекрытие ступеней даже с отрицательным наклоном.

Однако данное преимущество металлизации, обусловленное высокой температурой кристаллизации пленок, сопровождается нежелательным явлением, связанным с тем, что повышенные температуры способствуют формированию крупнозернистых пленок с большим разбросом по размерам зерен. Такие крупнозернистые пленки, несмотря на качественное обеспечение перекрытия ступенчатого рельефа подложки, не могут быть успешно применены для металлизации ИС по следующим причинам. Во-первых, с уменьшением ширины дорожек межсоединений ИС (до 2 мкм и менее) величина и характер распределения размеров зерен становятся критическими параметрами для получения воспроизводимого профиля травления и хорошего разрешения краев узких линий. Во-вторых, для узких дорожек межсоединений важным фактором, влияющим на отношение толщины и ширины дорожки, которое может локально изменяться из-за значительных микронеровностей поверхности, обусловленных "бугорками" роста. В-третьих, требование равностерности пленок важно также и с точки зрения устойчивости пленок к электромиграционным процессам, поскольку резкие изменения в размерах зерен металлизированных дорожек приводят к усилению массопереноса атомов при протекании постоянного тока. Возникающий при этом поток вакансий в противоположном направлении способствует образованию пустот и разрывов межсоединений в условиях эксплуатации. С учетом противоречивости требований и дисперсности пленок с точки зрения перекрытия ступенчатого рельефа, проведения фотолитографических операций, а также электрических характеристик, нами установлено, что температура подложки, оказывающая доминирующее влияние на размер зерна, должна быть в пределах 250...280°C.

Количественная оценка дисперсности пленок бинарных и тройных сплавов, полученных при температуре подложки 280°C приведена в табл. 1. Видно, что при таком температурном режиме практически не происходит образования anomalно крупных кристаллитов, столь ха-

рактрных для пленок, полученных при высоких температурах подложки. В сравнении с монометаллическими образцами пленки сплавов обладают большей дисперсностью, при этом пленки тройных сплавов Al+Si+Cu и Al+Si+Ho являются наиболее мелко- и равномернозернистыми. Наблюдаемый экспериментальный факт объясняется влиянием легирующих добавок на процессы рекристаллизации металлических пленок.

Как известно легирующие добавки, вводимые в пленку, концентрируются преимущественно на границах зерен, способствуя снижению их поверхностной энергии в результате химического или электрического взаимодействия границ зерен с атомами примеси [5]. Это приводит к замедлению процессов рекристаллизации и формированию более мелкозернистых пленок. Химическое травление таких пленок в стандартных для алюминия травителях обеспечивает воспроизводимый профиль травления и дает хорошее разрежение краев узких линий.

Таблица 1. Влияние тепловой обработки на дисперсность пленок алюминия и его сплавов

Тип металлизации	средний размер зерна, мкм		
	до отжига	$T_{отж}=475^{\circ}\text{C}$	$T_{отж}=510^{\circ}\text{C}$
Al	1,0	~1,3	~1,5
Al+1%Si	~0,70	~0,75	~0,80
Al+1,5%Si	~0,60	~0,65	~0,70
Al+1%Si+4%Cu	~0,35	~0,40	~0,45
Al+0,8%Ho	~0,65	~0,75	~0,75
Al+0,8%Ho+1%Si	~0,45	~0,5	~0,50

Исследования степени текстурированности пленок, напыленных при температуре подложки 250°C показали, что среди исследуемых сплавов наиболее выраженная преимущественная ориентация (111) зерен алюминия наблюдается у пленок, содержащих гольмий. Это может быть обусловлено тем, что гольмий, являясь химически активным элементом, взаимодействует с неконтролируемыми газовыми примесями (C , O_2 , H_2 , N_2), присутствие которых в пленках, как показано авторами [6] способствует формированию неориентированных пленок алюминия. В свою очередь, в результате исследований структуры пленок "на просвет" установлено образование в пленках Al–Ho соединения гольмия с кислородом и водородом – $\text{Ho}(\text{OH})_3$, что, по-видимому, подтверждает высказанную выше точку зрения. Проведенный анализ качества перекрытия металлизацией (Al+1%Si, Al+1,5%Si, Al+0,8%Ho, Al+0,8%Ho+1%Si, Al+1,5%Si+4%Cu) ступенчатого рельефа показал отсутствие зависимости данного параметра от состава пленок металлизации.

Отжиг тонких пленок алюминия и его сплавов в температурном диапазоне $475\text{...}510^{\circ}\text{C}$, необходимый для создания омических контактов металлизации к кремнию, сопровождается некоторыми изменениями как в степени дисперсности пленок, так и в величине их удельного сопротивления (табл. 2). При этом обращает внимание на себя факт, что зависимость изменения удельного сопротивления монометаллических пленок алюминия коррелирует с происходящим при отжиге уменьшением их дисперсности. Наблюдаемый экспериментальный факт можно объяснить с учетом модели барьерной проводимости поликристаллического слоя, согласно которой рассеяние электронов по границам зерен, представляющих собой стоки для дефектов и примесей, является основным источником электрического сопротивления. Отсюда очевидно, что происходящая при термообработке рекристаллизация пленок алюминия, сопровождающаяся увеличением размеров зерен и, следовательно, уменьшением роли границ зерен, влечет за собой уменьшение удельного сопротивления.

В отличие от монометаллических образцов алюминия пленки сплавов являются более термостабильными, и для них изменения в величине среднего размера зерна при тепловой обработке не столь значительны. Важно также, что для пленок сплавов менее существенна и перестройка поверхности, связанная с образованием выступов, которая, как показано в [6,7], является результатом массопереноса вещества при рекристаллизации пленок.

Таблица 2. Влияние тепловой обработки на удельное сопротивление пленок алюминия и его сплавов

Тип металлизации	удельное сопротивление, мкОм×см		
	до отжига	Тотж=475°C	Тотж=510°C
Al	2,95±0,05	2,8±0,05	2,75±0,05
Al+1%Si	3,6±0,05	3,2±0,05	3,15±0,05
Al+1%Si+4%Cu	4±0,06	3,9±0,06	3,9±0,06
Al+0,8%Ho	3,7±0,05	3,6±0,05	3,5±0,05
Al+0,8%Ho+1%Si	3,8±0,05	3,7±0,05	3,6±0,05

Нами экспериментально доказано, что наибольшие по размерам выступы - до 2,5...3,0 мкм в основании и до 0,4 мкм высотой – наблюдаются для монометаллических пленок. Для пленок бинарных сплавов Al+1,5%Si, Al+0,8%Ho размеры выступов в основании уменьшаются до 1,5...1,3 мкм, а их высота не превышает 0,28 мкм. Особенностью пленок тройных сплавов Al+1,5%Si+4%Cu и Al+1%Si+0,8%Ho является дальнейшее уменьшение размеров в основании и высоте выступов на поверхности до 0,8 мкм и 0,2 мкм соответственно. Следовательно, добавки кремния и меди, а также гольмия способствует повышению термостабильности алюминия при их тепловой обработке. Это может быть связано с тем, что введение ингредиентов повышает температуру начала рекристаллизации пленок алюминия.

Изучение влияния отжига на удельное сопротивление пленок показало, что для отожженных пленок бинарных сплавов, содержащих кремний, наблюдается уменьшение величины удельного сопротивления. Поскольку происходящие при этом изменения в дисперсности пленок не существенны и, следовательно, фактор протяженности границ зерен не может оказывать доминирующего влияния на величины сопротивления, но наблюдаемое в данном случае уменьшение удельного сопротивления пленок бинарных сплавов после отжига обусловлено, вероятно, перераспределением кремния по объему пленки. Для изучения этого явления мы исследовали методом оже-спектроскопии распределение легирующей добавки кремния по толщине пленки алюминия до и после тепловой обработки. Оже-спектры, снятые на различной глубине при послойном анализе образца Al+1,5%Si показали, что кремний в объеме исходной пленки распределен неравномерно: в приповерхностной области и, особенно, на границе раздела пленки-подложки наблюдаются слои, обогатенные кремнием. Последующий отжиг при температуре 510°C в течение 15 минут усиливает неоднородность распределения кремния, в результате чего у границы раздела пленка-подложка содержание кремния может достигать 7%. Добавление в сплав третьего ингредиента способствует более равномерному распределению кремния. Отсутствие интенсивной сегрегации кремния при тепловой обработке в пленках тройного сплава обеспечивает стабильные результаты по величине удельного сопротивления.

Заключение

Целью данной работы являлось исследование структурных и электрофизических свойств металлизации на основе бинарных и тройных сплавов алюминия как с традиционными добавками Si и Cu, так и с добавками редкоземельного металла гольмия, впервые используемых для металлизации микродисплеев типа LED-ON-SILICON. В результате проведенных исследований установлено, что добавки кремния, меди, а также гольмия оказывают модифицирующее действие, проявляющееся как в уменьшении среднего размера зерна пленок алюминия и уменьшения их разброса по величине, так и в повышении термостабильности пленок с точки зрения изменения микроструктуры поверхности при тепловой обработке. Выбранный технологический режим ($T_{\text{подл}}=280^\circ\text{C}$; $I=12\pm 0,5$ А; $p\leq 0,67$ Па) обуславливает формирование пленок сплавов, характеризующихся наименьшей структурной неоднородностью, воспроизводимыми и низкими значениями величины удельного сопротивления, а также обеспечивает хорошее перекрытие металлизацией ступенчатого профиля поверхности.

STRUCTURAL AND ELECTROPHYSICAL PROPERTIES OF ALUMINIUM BINARY AND TERNARY ALLOYS FOR METALLIZATION OF LED-ON-SILICON MICRODISPLAYS

A.G. CHERNYKH, S.A. PAULIUKAVETS, A.G. SMIRNOV, S.V. RIGOLD

Abstract

Structural and electrophysical properties of magnetron sputtered binary and ternary alloys Al+0,8%Ho, Al+0,8%Ho+1%Si, Al+1%Si, Al+1,5%Si and Al+1,5%Si+4%Cu were studied and explained. It was observed that ternary alloys Al+0,8%Ho+1%Si fabricated and annealed at special temperature regimes are characterized by the best combination of electrical and morphological features and can be used as metallization of modern LED-ON-SILICON microdisplays.

Литература

1. Смирнов А.Г. Матрицы активных элементов для управления высокоинформативными жидкокристаллическими дисплеями. // Мн.: Бестпринт, 2002. С.209.
2. Смирнов А.Г., Пархомчук А., Матюшенко Д., Гореликов С. // Электронные компоненты.- 2001.- №2 (ч.1) .- С. 6-14, №3 (ч.2). С. 2-6.
3. Smirnov A., Lazarouk S., Labunov V. // Proc. Int. Conf. IDMC-03, Taipei, Taiwan, February 2003, p. 3-08.
4. Черных А.Г., Павлюковец С.А., Ригольд С.В. // Материалы МНТК «Современные средства связи», Минск, 2007.С. 56-58.
5. Morinaga H., Suyama M., Ohmi T. // J. Electrochem. Soc. 1994. Vol.141. P.2834-2841.
6. Sasano J., Schmuki P., Sakka T., Ogata Y. H. // Extended abstracts of the 4-th international conference PSST-2004. – Valencia, Spain, 14-19 March, 2004. P1-64.
7. Черных А.Г., Павлюковец С.А., Ригольд С.В. Современная радиоэлектроника: научные исследования Ч. 1 - Мн.: МГВРК, 2007. С. 176 - 178.