

УДК 621.382

ВЛИЯНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ РАЗЛИЧНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СЛОЕВ НА ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ДИОДОВ ШОТТКИ НА ОСНОВЕ КРЕМНИЯ

Пашаев И.Г.

Сумгаитский государственный университет, Сумгаит, e-mail: islampashayev@rambler.ru

В данной работе изучено влияние кристаллической структуры и размеров различных металлических контактов на электрофизические свойства кремниевых диодов Шоттки. Приведены результаты авторов данной работы и других авторов по изменению свойств кремниевых диодов Шоттки в зависимости от выбранного металлического состава – никель-титан, свинец-сурьма, алюминий-никель и других в качестве металлического контакта. Показано, что кристаллическая структура этих пленок имеет при этом большое значение. При рентген анализе исследуемых контактных материалов – Ni-Ti; Pb-Sb; Al-Ni, ... установлено, что основные металлические сплавы при определенной пропорции компонентов системы имеют аморфную структуру, а остальные металлические пленки – поликристаллическую. Показано, что термоотжиг влияет на ход процесса кристаллизации. Определены основные параметры и характеристики исследуемых кремниевых диодов Шоттки в зависимости от состава, размеров и кристаллической структуры исследуемых пленок. Исследованы вольт-ампер характеристики некоторых составов при малых прямых напряжениях. Определены деградации свойства этих составов. Выявлены причины появления избыточного тока и других эффектов вблизи температуры кристаллизации. Для основных металлических составов определены также высота потенциального барьера и коэффициент не идеальности при переходе из аморфного состояния в поликристаллическое.

Ключевые слова: состав и структура, аморфные металлы, диоды Шоттки, пленка сплава, полупроводники, деградации, избыточный ток.

EFFECT OF MICROSTRUCTURE OF DIFFERENT METAL LAYERS ON THE ELECTRICAL PROPERTIES OF SCHOTTKY DIODES BASED ON SILICON

Pashaev I.G.

The Sumqait State University, Sumqait, e-mail: islampashayev@rambler.ru

In the given activity influence of crystal structure and the sizes of various metal contact pieces on electrophysical properties of silicon diodes Shottki is studied. Results of authors of the given activity and other authors on change of properties of silicon diodes Shottki depending on the chosen metal structure – nickel-the titan, lead-antimony, aluminium-nickel and others as metal contact piece are resulted. It is shown that the crystal structure of these films has thus great value. At a roentgen the analysis of investigated contact materials – Ni-Ti; Pb-Sb; Al-Ni, ... it is established that the main metal alloys at a certain proportion of components of system have amorphous structure, and other metal films – polycrystalline. It is shown that the thermoannealing influences a course of process of crystallisation. Critical parametres and characteristics of investigated silicon diodes Shottki depending on structure, the sizes and crystal structure of investigated films are determined. Are investigated volt – of amperes of the characteristic of some structures at small direct pressure. Degradations of property of these structures are determined. The reasons of occurrence of a superfluous current and other effects near to crystallisation temperature are found out. For the main metal structures the altitude of a potential barrier and factor not idealities are determined also at transition from an amorphous condition in the polycrystalline.

Keywords: structure and structure, amorphous metals, diodes Shottki, an alloy film, semiconductors, degradations, a superfluous current.

В последние годы было издано большое количество монографий, обзоров и статей обобщающих теоретические и экспериментальные исследования по указанному направлению. Это в первую очередь монографии С.М. Зи, Э. Родерика, А.В. Ржанова, В.Г. Литовченко, В.И. Стриха, обзоры Ш.Г. Аскерова, Н.Л. Дмитрука, А.П. Вяткина, В.Г. Божкова, В.М. Вальд-Перлова, Ю.А. Гольдберга, В.И. Белого, и многих других исследователей, внесших огромный вклад в развитие теории, физики и технологии контактов металл-полупроводник и МОП структур. Настоятельной потребностью современной полупроводниковой техники

остается увеличение надежности и улучшение качества электронных приборов, в том числе приборов на основе барьера Шоттки. В литературе, посвященной физике и технологии контакта металл – полупроводник изучена лишь роль полупроводника в происходящих процессах, ролью металла в большинстве случаев пренебрегали. Роль металлов и его кристаллической структуры в процессах либо не рассмотрена, либо плохо изучена. Чтобы идентифицировать роль металла, были изучены свойства ДШ в зависимости от структуры и области контакта металлов [1-3.10.11-14.19.23.27]. Доказано, что главные параметры ДШ, такие как плот-

ность потока насыщенности, высота барьера, напряжение пробоя, коэффициент неидеальности зависят от размера области контакта и металлической толщины пленки. Экспериментальные результаты были объяснены неоднородной моделью контакта. Согласно этой модели изучен контакт всех параллельно соединенных элементов с различными высотами барьера и другими параметрами [2.6.12.21-27]. Для неоднородной модели предложена геометрическая модель расстройства ДШ. Изучено влияние микроструктуры металла на омическое поведение контакта. Для улучшения качества ДШ предлагается использовать аморфные пленки металлов [1-4.12.25-27]. Доказано, что у ДШ, произведенных с аморфными пленками металлов, больше надежности для параметров термостабильности. Это важно для электроники высоких температур. В последние годы XX столетия внимание физиков и материаловедов привлечено к таким конденсированным средам, для которых характерно неупорядоченное расположение атомов в пространстве. Открытие аморфных металлов внесло большой вклад в науку о металлах, существенно изменив наши представления о них [5.7.9.12.15-24]. Оказалось, что аморфные металлы значительно отличаются по своим свойствам от металлических кристаллов, для которых характерно упорядоченное расположение атомов. Известно, что аморфные пленки металлов хорошо выполняют функции диффузионных барьеров в микроэлектронных структурах [1.5.12.16-23], и позволяют изготавливать ДШ с высоким потенциальным барьером (до 1 эВ), что представляет интерес для солнечной энергетики [1. 223].

Перспективность применения металлических стёкол в технике хорошо известна благодаря ряду уникальных физико-химических свойств: высокой прочности и пластичности, высокой коррозионной стойкости и магнитной проницаемости, термической стабильности, стабильности механических и электрических параметров и многим другим. К сожалению, потенциальные возможности аморфных металлических сплавов не раскрыты для нужд микроэлектроники.

С освоением технологии сверхбольших ИС, не только растут степень интеграции и надёжность, но и с уменьшением размеров элементов сокращается время прохождения сигнала, в результате чего увеличивается быстродействие микросхем.

С другой стороны, освоение субмикронных размеров порождает новые проблемы, среди которых важное место занимает “эффект близости” контактирующих материалов, возрастает роль диффузионных процессов, приводящих к ухудшению надёжности и качества электронных приборов [15.16].

В таких условиях традиционные материалы металлизации Al, Au не удовлетворяют требованиям надёжности и качества. Взаимная диффузия атомов контактирующих материалов приводит к выходу из строя отдельных элементов микросхем, или всего кристалла в целом. В работе [16] показано, что все причины, вызывающие деградацию СБИС в конечном счёте связаны с диффузионными процессами, возникающими в объёме или на ГР КМП.

В этом отношении аморфные металлы являются многообещающими по следующим причинам в отличие от поликристаллов в аморфных материалах отсутствует зернистая структура и границ зерен в аморфных пленках должна формироваться более однородная граница раздела (ГР), и, как результат этого, ДШ должен обладать свойствами, близкими к идеальным.

Известно, что размеры, геометрическое расположение и локальные свойства зёрен поликристаллических металлов неодинаковы. Отсутствие зернистой структуры делает поверхность аморфного вещества (и соответственно, ГР в контакте с другими твёрдыми телами) однородной, гомогенной, что очень важно для изготовления надёжных и качественных элементов микросхем с идентичными параметрами. Так как в аморфных материалах отсутствует зернистая структура, то нет границ зёрен, которые являются основными транспортными путями для диффузионных процессов. В результате этого в аморфных металлических плёнках почти не протекают диффузионные процессы, которые деградируют приборы, снижают их качество и надёжность. По этой причине аморфные металлические плёнки хорошо исполняют роль диффузионных барьеров в интегральных микроструктурах с многоуровневой металлизацией. По этой же причине аморфные металлы являются перспективным материалом для высокотемпературной электроники [22]. До 70-х годов XX века ДШ с деградированной характеристикой не изучались по той простой причине, что такие диоды с точки зрения практики не представляли интереса. Считалось,

что появление таких диодов среди нормальных является результатом влияния случайных локальных дефектов, или же, говоря другими словами, является следствием технологии изготовления. В настоящее время свойства ДШ с деградированной характеристикой интенсивно изучаются в связи с настоятельным требованием увеличения надежности, качества и процента годных приборов [15.116.25-27]. С другой стороны предполагается, что деградированные участки ВАХ содержат ценную информацию, необходимую для установления истинной природы процессов, протекающих на границе раздела ГР и механизма токопереноса в контакт металл-полупроводник КМП [16.22.25-27].

Необходимо также отметить, что основным преимуществом аморфных металлов перед монокристаллическими является их радиационная устойчивость. Другие преимущества аморфных металлов по сравнению с монокристаллическими показаны в [16].

В работе [22] исследовались аморфные плёнки $Ni_{0.55}Nb_{0.45}$, $Ni_{0.55}Mo_{0.45}$, $Mo_{0.6}Si_{0.4}$, $W_{0.9}Si_{0.1}$. Толщина плёнок около 1 мкм, удельное сопротивление в пять раз выше, чем для кристаллических сплавов того же состава. Однако поверхностное сопротивление порядка 1 Ом, т.е. вполне приемлемо для технического использования.

У аморфных плёнок $Ni_{0.55}Nb_{0.45}$, $Ni_{0.55}Mo_{0.45}$, $Mo_{0.6}Si_{0.4}$ температуры перехода в кристаллическое состояние, т.к. оказались достаточно низкими (около 773-798 К) и только у W-Si -973 К.

Для изучения диффузии в аморфную плёнку вводилось золото ионным имплантированием, после чего плёнку аморфного сплава W-Si отжигали в течение 35 ч при 723К. Коэффициент диффузии золота D при 723К равнялся $8 \times 10^{-19} \text{ см}^2/\text{с}$. Отметим что если $D = 10^{-16} \text{ см}^2/\text{с}$, то требуется 300 лет, чтобы атомы золота прошли на глубину 1 мкм.

В [22] также предлагается в качестве контактных площадок использовать аморфные слои Ni Nb, Ni Mo, Mo Si.

В работе [23] в качестве тонкоплёночного диффузионного барьера предлагается аморфный сплав $(TiN)_{0.88}Sm_{0.12}$. Экспериментальные данные показывают, что большой успех ожидается при применении в качестве барьерного слоя аморфных сплавов W-N. Лучшие из этих сплавов в аморфном состоянии непроницаемы для диффузии даже при температурах выше 1073К в те-

чение 30 мин [16]. С изменением температуры и состава пленки металла происходит структурное изменение металлических сплавов, в связи с этим изменяются и параметры ДШ [1,5.9].

В работе получено Ni_xTi_{100-x} -nSi ДШ и изучено влияние изменения составов и структур пленок металла на электрофизические свойства Ni_xTi_{100-x} -nSi ДШ. Наблюдается избыточный ток $\alpha NiTi$ -nSi в ДШ вблизи температуры кристаллизации аморфного металлического сплава. В некоторых случаях под действием различных факторов при низких прямых напряжениях в ДШ появляется избыточный ток, т.к. ВАХ деградирует [2.10]. В [33.36] показано, что для $\alpha NiTi$ -nSi в ДШ избыточный ток появляется при температуре около 673К, как показано (рис. 1). С изменением температуры происходят структурные изменения [8-10] в аморфных металлических плёнках, при малых прямых напряжениях появляются деградации ВАХ.

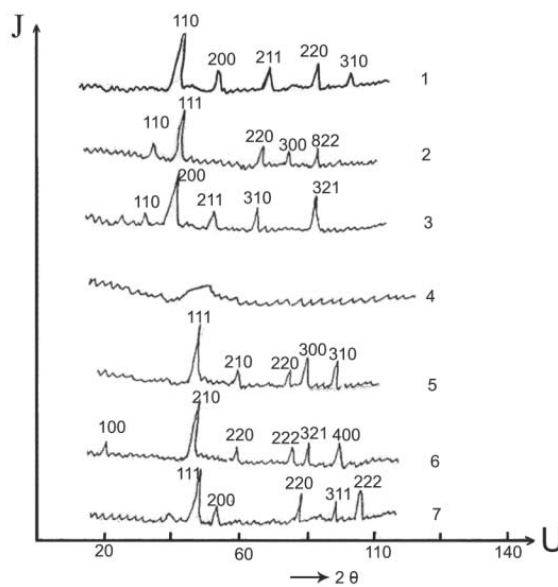


Рис. 1. Рентгенограммы пленок металла Ni_xTi_{100-x} (где $x=0-1, 10-2, 25-3, 35-4, 58-5, 87-6, 100-7$)

Представляет интерес также исследование деградационных (избыточные токи) свойств под действием термоотжига. По сравнению с аморфным полупроводником потенциальные возможности аморфных металлов для нужд микроэлектроники полностью ещё не раскрыты. Однако, можно ожидать, что в будущем в этой области науки и техники произойдут изменения, и плёнки этих материалов, наряду со стандартным назначением, найдут широкое применение в производстве электронных приборов [16].

Уже первые научные сообщения показывают, что аморфные плёнки металлов позволяют изготовить надежные, качественные, термостабильные активные элементы микросхем. Электрофизические свойства контакта кремния с плёнками различных аморфных сплавов изучены в работах [1.3.17-19]. Подобные исследования в случае контакта GaAs с аморфными металлическими материалами проводились в [20.21.24].

Исследование контактных свойств аморфных металлов с моно-кристаллическими полупроводниками кроме прикладного значения представляет ещё и научный интерес для проверки выводов физической теории, описывающей контактные явления, поскольку такая ГР должна отличаться повышенной гомогенностью и отсутствием дефектов на ГР.

В работе [17] молибден-никелевая система была выбрана для изучения по следующим причинам: во-первых, Mo и Ni соблюдают правила структурных различий для образования аморфной фазы; Mo – Ni плёнки являются фактически аморфными в широком интервале вариации состава: от 20 до 70 атомного процента Mo; во-вторых, эти аморфные плёнки термически стабильны. На образцах, напыленных на кремний, после часового отжига при 798K и ниже поликристаллическая фаза не наблюдалась; и в-третьих, Mo, Ni и силициды использова-

лись как контакты на кремний или как межсоединения, их электрические характеристики сравнивались с аморфными контактами Mo – Ni.

Для измерения высот барьеров изготовлены круглые диоды Шоттки двух диаметров ($d = 0,5$ и $1,0$ мм) на p-Si с удельным сопротивлением 1-3 Ом см и n-Si (100) с удельным сопротивлением 2-4 Ом см, также методов “lift-off” Mo – Ni плёнки, предназначенные для измерения ϕ_c и Φ_v , были получены одновременно реактивным распылением из сложной мишени. По следующим одинаковым процедурам были изготовлены три комплекта образцов с различным процентным составом Mo и Ni.

Составы трёх слоёв были определены методом спектрометрии обратного рассеяния, их аморфная структура была установлена по дифракции рентгеновских лучей.

Высота барьера контакта аморфного сплава $\alpha(\text{Mo} - \text{Ni})/\text{Si}$ была определена обычным методом ВАХ. Были измерены прямые и обратные ВАХ образцов на подложках n-типа.

В таблице 1 представлены средние значения высоты барьера наряду со средними значениями фактора неидеальности, который вычислен из прямого направления. Для образцов на p-типе кремния высоты барьеров определялись только по обратным ветвям ВАХ. Результирующая $\Phi_{\text{вр}}$ также показана в таблице 1.

Таблица 1

Средние значения высоты барьера и фактора неидеальности свеженапыленных и отожженных диодов Шоттки

Образцы	Свеженапыленные				После отжига (500°C, 1/2 ч)			
	$\Phi_{\text{вр}}$	$\Phi_{\text{вн}}$	n	$\Phi_{\text{вр}} + \Phi_{\text{вн}}$	$\Phi_{\text{вр}}$	$\Phi_{\text{вн}}$	n	$\Phi_{\text{вр}} + \Phi_{\text{вн}}$
Mo ₃₀ Ni ₇₀	0.47	0.63	1.01	1.1±0.02	0.44	0.63	1.01	1.07±0.02
Mo ₅₄ Ni ₄₆	0.42	0.68	1.01	1.1±0.02	0.42	0.63	1.01	1.05±0.02
Mo ₅₈ Ni ₄₂	0.42	0.68	1.01	1.1±0.02	0.42	0.64	1.1	1.06±0.02
Ni		0.59+0.66						
Mo		0.55+0.59						
Ni ₂ Si		0.71						
Ni Si		0.66						
Ni Si ₂		0.64						
Mo Si ₂		0.55						

Высота барьера, свеженанесённых аморфных образцов Mo – Ni, вполне приемлема, так как удовлетворяется соотношение

$$\Phi_{вр} + \Phi_{вн} = E_g(\text{Si}) = 1.12 \text{ В}$$

в рамках точности эксперимента. Значения коэффициента неидеальности ($n \approx 1,01$) говорят о хорошем диодном поведении контактов. Для определения их термостабильности была измерена высота барьера тех же комплектов образцов после вакуумного отжига при 773К в течение получаса. Вновь измеренные значения также показаны в таблице 1. В основном изменение наблюдается для каждого состава в отдельности для р-или n-типа барьера, и сумма $\Phi_{вр} + \Phi_{вн}$ уменьшается на 0,03-0,05 В. Понижение высот барьера приписывается во-первых, периферийному источнику неоднородности ГР металл-полупроводник после термоотжига, и, во-вторых, увеличению эффективной контактной площади вследствие нерегулярной морфологии ГР. После отжига высоты барьеров сходятся к общему значению (0,04 и 0,60 эВ) без учёта слоя смести. Этот результат предполагает образование общего пограничного слоя. Спектр, полученный в спектроскопе обратного рассеяния, в самом деле, показывает реакцию на пограничный слой во всех образцах. Как видно из таблицы 1,2 Mo – Ni плёнки остаются аморфными после отжига при 773 К.

В работе [18] были получены и изучены контакты аморфного сплава FeW с р- и n-типами кремния. ДШ были изготовлены методом магнетронного распыления с вращающейся подложкой и сложной мишенью. Аморфная структура Fe-W подтверждена анализом рентгеновских лучей. Состав устанавливается спектрометрией обратного рассеяния – $\text{Fe}_{0,45}\text{W}_{0,55}$. Электрическое удельное сопротивление аморфного слоя

было порядка $\rho \sim 100$ мкОм·см. Для определения высоты барьера в качестве подложки была использована кремниевая пластинка с удельным сопротивлением 1-10 Ом см. Круглые диоды трёх диаметров ($d=0,4; 0,9; 2,4$ мм) были изготовлены по технологии “lift-off”. В этом случае контакт образовывался плёнкой FeW толщиной 3000Å. Высота барьера определялась по ВАХ и методу Норди: $\Phi_{вн}=0,61$ эВ для $\alpha(\text{Fe-W})/n\text{-Si}$ ДШ. $\Phi_{вр}=0,51$ эВ для $\alpha(\text{Fe-W})/p\text{-Si}$ ДШ. Коэффициент неидеальности $n=1,08$. Удельное контактное сопротивление $\alpha(\text{Fe-W})/n\text{-Si}$ ДШ $\rho_c=0,1$ мкОм·см и $\alpha(\text{Fe-W})/p\text{-Si}$ ДШ $\rho_c=2,8$ мкОм см. Изучалась также термостабильность образцов. Получено, что удельное контактное сопротивление остаётся постоянным после термоотжига до 500° в течение 30 минут. Высота барьера увеличивалась от 0,61 до 0,65эВ для $\alpha(\text{Fe-W})/n\text{-Si}$ ДШ, отожжённых при 300°С в течение 30 минут. После отжига при 400° в течение 30 минут коэффициент неидеальности и обратный ток росли. Предполагается, что деградация происходит за счёт металлургического взаимодействия между аморфными слоями (Fe-W) и Si, т.е. при температурах выше 650°С начинают формироваться силициды, а также возможна диффузия железа.

Параметры изученных контактных структур в различных технологических условиях представлены в таблице 2 [18].

В работе [19] разработана технология получения тонких металлических аморфных плёнок, и изучены физико-химические и структурные свойства при различных температурных условиях. В частности исследовано влияние высокотемпературного отжига на структуры Au-аморфный сплав-Si или GaAs. В качестве аморфного сплава использовали сплавы на основе $\text{Ni}_{0,47}\text{Nb}_{0,53}$, $\text{Ir}_{0,58}\text{Ta}_{0,42}$.

Таблица 2

Экспериментальные значения удельного сопротивления ρ_c и высоты барьера $\Phi_{вн}$ для Fe-W контактов на Si

Термообработка	Удельное контактное сопротивление		Высота барьера	$\Phi_{вн}$ эВ
	$\alpha(\text{Fe-W})$ на $n^+\text{-Si}$ $N_D=10^{20}$ аТ/см ³	$\alpha(\text{Fe-W})$ на $p^+\text{-Si}$ $N_A=10^{20}$ аТ/см ³		
Свежеизготовленные диоды	0,10 ± 0,05	1,8 ± 0,8	$\alpha(\text{Fe-W})/n\text{-Si}$ Fe/n-Si	W/n-Si
Отжиг при 400°С 30 мин	0,20 ± 0,10	1,1 ± 0,3		
Отжиг при 500°С 30 мин	0,10 ± 0,05	1,1 ± 0,3		

Аморфные сплавы получены методом катодного распыления в триодной установке. Плёнка осаждалась со скоростью 10 нм/мин до толщины слоя 500 нм. Использовались подложки из стекла, меди, кремния и арсенида галлия, температура подложек не поднималась выше 300 К в течение осаждения. Кристаллическая природа осадка была оценена с использованием стандартной техники угловой дифракции рентгеновских лучей. Структуры на основе аморфного сплава NiNb были нестабильны при высоких температурах. При нагреве больше 400 °C наблюдалась сильная диффузия Au сквозь аморфный слой толщиной 500 нм, встречная диффузия атомов полупроводника, химическое взаимодействие Ni с подложкой.

Для создания структур, способных работать при температурах, выше 500 °C был выбран сплав $\text{Ir}_{0,58}\text{Ta}_{0,42}$. После отжига при температуре 700 °C в течение 24 часов практически не наблюдается диффузия Au сквозь аморфный слой толщиной 200 нм. Есть только незначительная встречная диффузия атомов подложки. Полученные аморфные плёнки были применены для изготовления ДШ [18]. Исследованы четыре системы, сконструированные с использованием аморфных плёнок Ni Nb и Ta Ir на кремнии и арсениде галлия. Высота барьера была определена из прямой ветви ВАХ. Температурные зависимости снимались в диапазоне температур 30 ÷ 150 °C.

Контакты α (Ni-Nb) / n/n⁺-Si были подвержены отжигу при температурах 350 и 400 °C в течение 16 часов. При низких температурах высота барьера изменялась от 0,51 до 0,54 эВ, что является незначительным. Коэффициент неидеальности почти не изменялся. После отжига при высоких температурах высота барьера почти исчезла (∞ 0,11 эВ) и коэффициент неидеальности увеличился от 1,03 до 1,86.

Удовлетворительной стабильностью обладал контакт α (Ta – Ir) / n/n⁺-Si при отжиге 350 °C за 40 часов, но постепенное отклонение наблюдалось после 77 часового отжига при 400 °C. Это сочетание является наиболее термоустойчивым. В течение различных условий отжига коэффициент неидеальности диодов оставался равным своему первоначальному значению 1,16, включая, в том числе отжиг при 400 °C. После 17-часового отжига при 450 °C диоды деградировали, коэффициент неидеальности равен 1,22, и после 32-часового отжига равен 1,40.

В случае контакта α (Ni-Nb)/n/n⁺-GaAs высота барьера свежеизготовленных контактов была 0,72 эВ. Свежеизготовленные α (Ta-Ir)/n/n⁺-GaAs диоды с высотой барьера 0,67 эВ подвергались различным терминальным циклам, дающим высоту барьера 0,73 эВ после часового отжига при 350 °C; 0,74 эВ после 17 часового при 350 °C и 0,68 эВ после 2 часового при 500 °C.

Все эффекты термической деградации в этих системах, автором объяснены диффузией и химическими реакциями на ГР КМП.

В работе [24] изучались полевые транзисторы с затвором Шоттки. Барьер Шоттки образовывался между аморфным сплавом Si-Ge-B и GaAs. Плёнка α (Si-Ge-B) осаждалась на n-слой термическим распадом смеси силан-герман-диборан под низким давлением в печи при 450 °C.

Обнаружено, что высота барьера α (Si-Ge-B)/n-GaAs диодов заметно больше по сравнению с высотой барьера эталонного Al/n-GaAs диода. Отклонение коэффициента неидеальности от единицы незначительно. Контакты были оценены как хорошие диоды Шоттки. Было обнаружено, что с ростом содержания бора, высота барьера росла с 0,91 эВ до 0,99 эВ.

Таким образом, из вышеизложенного, можно заключить, что диодные структуры, изготовленные на основе контактов Si и GaAs с аморфными металлическими материалами обладают достаточно высоким качеством и надёжностью. Всё это даёт нам основание полагать, что применение аморфных металлических плёнок позволяет изготовить надёжные, качественные и термостабильные активные и пассивные элементы микросхем, поскольку аморфные плёнки химически неактивны, диффузионные процессы протекают медленно. В этом контексте нам представляется актуальным изготовление и сравнительное изучение электрофизических свойств контактов кремния с аморфными и поликристаллическими материалами. В качестве полупроводника использование кремния связано с тем, что он монополюно используется в производстве интегральных схем. В качестве металлов использованы Al, Ni, Ti, Au, Cu и другие аморфные сплавы, изготовленные на их основе, поскольку и эти металлы также широко применяются в микроэлектронике.

Обсуждение результатов

В работе [6.7.30.34] исследовались изготовление ДШ в качестве полупроводника,

использована кремниевая пластинка n-типа с ориентацией (111) и удельным сопротивлением n-слоя 0,7 Ом см. В качестве металла использовали сплав Ni_xTi_{100-x} (где x 0; 10; 25; 35; 58; 87; 100). Пленки сплава Ni_xTi_{100-x} получены методом электронно-лучевого испарения из двух источников. Структура сплава пленки контролировалась методом рентгенографического анализа на промышленной установке ДРОН-2. Рентгенограмма приведена на рис.1. Как видно из рисунка, пленка сплава $Ni_{35}Ti_{65}$ имеет аморфную структуру, а остальные пленки – поликристаллическую. Такой вывод сделан на основании того, что у кристаллов четко выражена серия максимумов и минимумов, что говорит не только о правильном расположении ближайших атомов, но и о существовании дальнего порядка, т.е. в кристаллах можно провести координаты, по которым взаимное расположение атомов на одном и том же расстоянии во много раз превышает величину элементарной ячейки. В аморфной пленке $Ni_{35}Ti_{65}$, также как и в кристаллах, первый максимум полностью разрешен, т.е. первый минимум касается оси абсцисс. Это значит, что на определенном расстоянии плотность рассеянных электронов практически равна нулю. Максимумы и минимумы выражаются благодаря наличию разных межатомных расстояний, стремясь в пределе к плавной кривой. В аморфной $Ni_{35}Ti_{65}$ пленке соблюдается только ближний порядок в пределах каждой элементарной ячейки, построенной так же, как и в кристалле. За пределами ячейки порядок нарушается. Это происходит потому, что каждая следующая ячейка несколько повернута относительно предыдущей, причём на-

правление поворотов часто статистическое. В связи с этим интерес представляет исследование деградационных (избыточные токи) свойств под действием термоотжига. Аналогичные рентгенограммы получены также и для других сплавов. В исследовании деградации ВАХ ДШ заключается в том, что она в нормальных условиях встречается нечасто. Поэтому для подробного изучения указанных вопросов исследованы ВАХ ДШ, деградированного искусственно путём локального нарушения границы раздела [2.7.1216.25-27]. Структура плёнки сплава до и после отжига контролировалась с помощью рентгенографического анализа.

В результате рентгенофазового анализа системы Ni-Ti установлено, что в зависимости от количества атомов Ni до получения состава $Ni_{35}Ti_{65}$ периоды кристаллической решетки меняются, не подчиняясь закону Вегарда.

Из литературы [8] известно, что Ti имеет объемно-центрированную решетку J с периодом элементарной ячейки $a = 3,33\text{Å}$, Ni имеет гранецентрированную решетку F с периодом $a = 3,52\text{Å}$. Также есть сведения о существовании гексагональных модификаций этих компонентов. Однако, полученные нами дифрактограммы чистых элементов Ni и Ti показали, что рефлексы дифрактограммы индицируются на основе примитивных кубических решеток (табл. 3), поэтому, приняв за основу кубическую решетку, проиндицировали рентгенограммы, соответствующие различным составам Ni_xTi_{100-x} . Определено, что увеличение количества Ni в области 0, 10, 25, 35 приводит к кристаллизации образца. Однако нет никаких закономерных изменений периодов решетки.

Таблица 3

Межплоскостные расстояния $d(\text{Å})$, индексы (hkl), периоды (a) и типы решетки на рентгенограммах сплавов Ni_xTi_{100-x}

№	1		2		3		4		5		6		7	
Хам%	2		10		25		35		58		87		100	
	d(A°)	hkl	d (A°)	hkl	d (A°)	hkl			d (A°)	hkl	d (A°)	hkl	d (A°)	hkl
1	2,356	110	2,797	110	3,083	110	-	-	2,058	111	4,430	100	2,018	111
2	1,690	200	2,254	111	2,311	200	-	-	1,564	210	2,016	210	1,800	200
3	1,364	211	1,408	220	1,824	211	-	-	1,266	220	1,566	220	1,239	220
4	1,175	220	1,275	300	1,435	311	-	-	1,199	300	1,266	222	1,110	311
5	1,054	310	1,163	222	1,175	321			1,100	310	1,199 1,100	321 400	16,037	222
	3,33 Å J		3,92 Å P		4,45 Å P		-		3,52 Å P		4,45 Å P		3,52 Å P	

Высота барьера и коэффициент неидеальности вычисляются по известной формуле [10.12].

$$I = SA_0 T^2 \exp\left(\frac{\varphi_b}{KT}\right) \left[\exp\left(\frac{eU}{nKT}\right) - 1 \right]$$

где

$$I_{np} = I_0 \exp\left(\frac{eU}{nKT}\right), \quad (1)$$

Прологарифмировав выражение (1), получим:

$$\ln I_{np} = \ln I_0 + \frac{eU}{nKT} \quad (2)$$

Из (2) следует, что ВАХ в полулогарифмическом масштабе описывается прямой линией, поэтому ток насыщения определяется путем экстраполяции прямой графика на ось ординат при $U=0$ В. После нахождения I_0 значение коэффициента неидеальности n определяют по формуле:

$$n = \frac{e}{kT} \cdot \frac{\Delta U}{\Delta \ln I_0} \quad (3)$$

где S – площадь контакта, A_0 – постоянная Ричардсона, T – температура контакта, φ_b –

высота потенциального барьера, n – коэффициент неидеальности, U – потенциал смещения, k – постоянная Больцмана, e – заряд электрона.

Как отмечалось выше, в зависимости от количества атомов Ni до получения состава $Ni_{35}Ti_{65}$ периоды кристаллической решетки линейно меняются. С увеличением количества атомов Ni увеличивается высота барьера и уменьшается коэффициент неидеальности ДШ (рис. 2а и 2б). При составе $Ni_{35}Ti_{65}$ полученный образец является аморфным. Из рисунков видно, что этому составу ДШ соответствует наибольшая высота барьера и наименьший коэффициент неидеальности.

С дальнейшим увеличением количества Ni (в области 35, 58, 87, 100) уменьшается высота барьера и увеличивается коэффициент неидеальности ДШ. Это объясняется тем, что система Ni – Ti образует твердые растворы. Сравнивая результаты рентгенофазового анализа и величины параметров ДШ можно заключить, что изменение параметров Ni_xTi_{100-x} -nSi ДШ связаны с изменением состава и структуры пленки металлов.

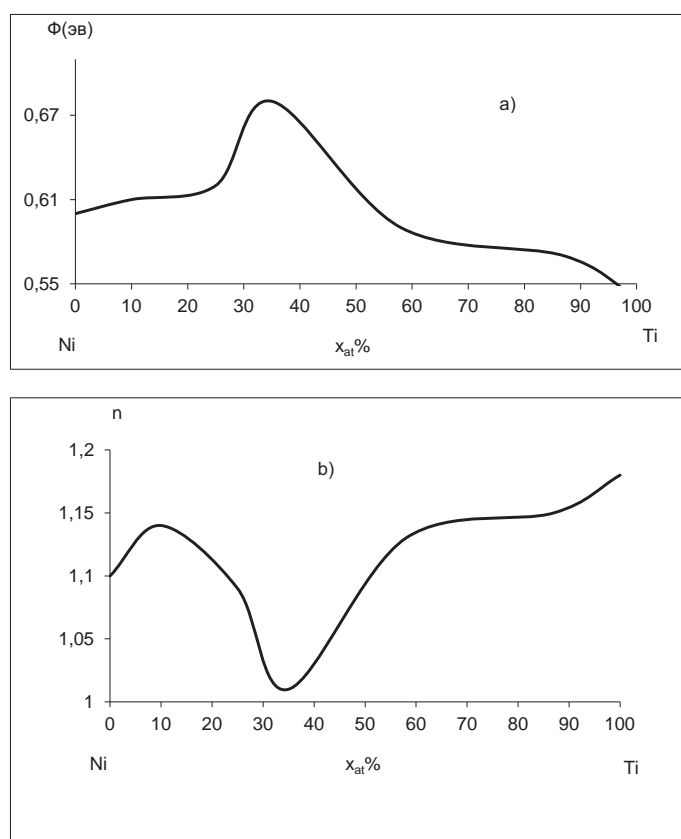


Рис. 2. а) Зависимость высоты барьера; б) коэффициента неидеальности от состава

На рис. 3 представлены ВАХ для $\alpha\text{NiTi-nSi}$ ДШ до и после отжига при температуре 673К. Как видно из графика при малых прямых напряжениях после термоотжига появляется избыточный ток.

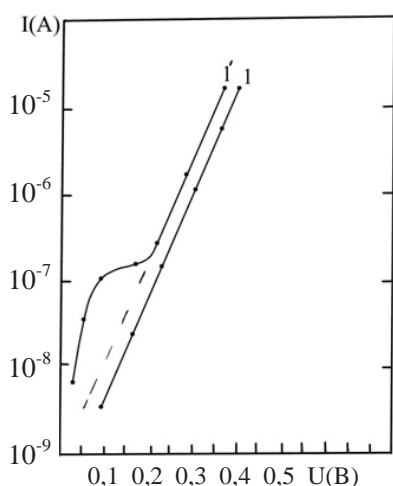


Рис. 3. ВАХ $\alpha\text{NiTi-nSi}$ диодов Шоттки
I – до и I' – после термоотжига при 673К

Известно, что аморфные плёнки металла при определённых температурах меняют структуру и переходят в поликристаллическое состояние. Следовательно, можно предположить, что появление избыточного тока в ДШ после отжига при температуре 673К и выше связано с изменением структуры металлической плёнки сплава. Действительно, исследования структуры металлической плёнки $\text{Ni}_{35}\text{Ti}_{65}$ на установке ДРОН-2 до и после отжига при температуре 673К показали, что плёнка металла из аморфного или квазиаморфного состояния переходит в поликристаллическое состояние (рис. 4).

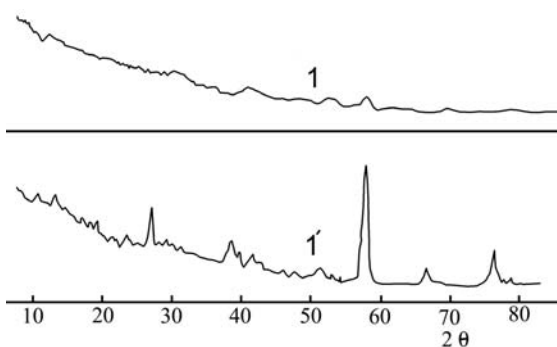


Рис. 4. Рентгеноструктурный анализ аморфных металлических пленок $\alpha(\text{NiTi})$;
1 – до, 1' – после термоотжига при 673К

Как видно из [32] пленка сплава $\text{Ni}_{35}\text{Ti}_{65}$ имеет аморфную структуру до отжига. В аморфной пленке $\text{Ni}_{35}\text{Ti}_{65}$ первый максимум полностью разрешен, после отжига при 673К и выше плёнка металла из аморфного состояния переходит в поликристаллическое. Для количественного определения величины избыточного тока ВАХ $\text{Ni}_{35}\text{Ti}_{65}\text{-nSi}$ ДШ использовали отношение избыточного тока к нормальному при фиксированном значении напряжения

$$(V=0,20\text{ В}) \quad b = \frac{I_u}{I_n}$$

где I_u – избыточный ток, I_n – нормальный ток.

На рис. 5 представлены зависимости b от величины нагрузки $F(\Gamma)$ и количества нарушений N . Выяснено, что с увеличением $F(\Gamma)$ и N , b линейно увеличивается. После нарушения границы раздела (ГР) ток через диод равен сумме токов, проходящих через нарушенные и ненарушенные участки.

Путем механического нарушения ГР искусственно деградировано семь составов $\text{Ni}_x\text{Ti}_{100-x}\text{-nSi}$ ДШ и изучены параметры, описывающие деградационные процессы. Найдена зависимость параметра деградации b от процентного содержания компонентов в сплаве ($\text{Ni}_x\text{Ti}_{100-x}$), где $N=1$, $F=110\Gamma$, $S=1000\text{ мкм}^2$. Как видно из таблицы 4, b имеет минимум при $X=35$, т.е. для случая контакта с аморфной пленкой сплава $\text{Ni}_{35}\text{Ti}_{65}$.

Из рисунка 2 видно, что $\text{Ni}_{35}\text{Ti}_{65}$ ДШ соответствует наибольшая высота барьера и наименьший коэффициент неидеальности, т.е. ГР однородна.

Следовательно, представленные результаты позволяют заключить, что контакт с аморфным сплавом обладает сравнительно однородной ГР [1-3.7.12.30-37]. С увеличением однородности ГР увеличивается высота барьера и уменьшается коэффициент неидеальности [7.1234]. Рентгеноструктурные анализы полученных пленок с различным содержанием компонентов, проведенные на промышленной установке ДРОН-2, показали, что $\text{Ni}_{35}\text{Ti}_{65}$ и $\text{Pb}_{52}\text{Sb}_{48}$ имеют аморфную структуру, а остальные пленки – поликристаллическую [37]. Влияние термоотжига на свойства таких $\alpha\text{TiV}_2\text{-nSi}$ ДШ контролировалось методом снятия ВАХ как в прямом направлении, так и в обратном [2,12].

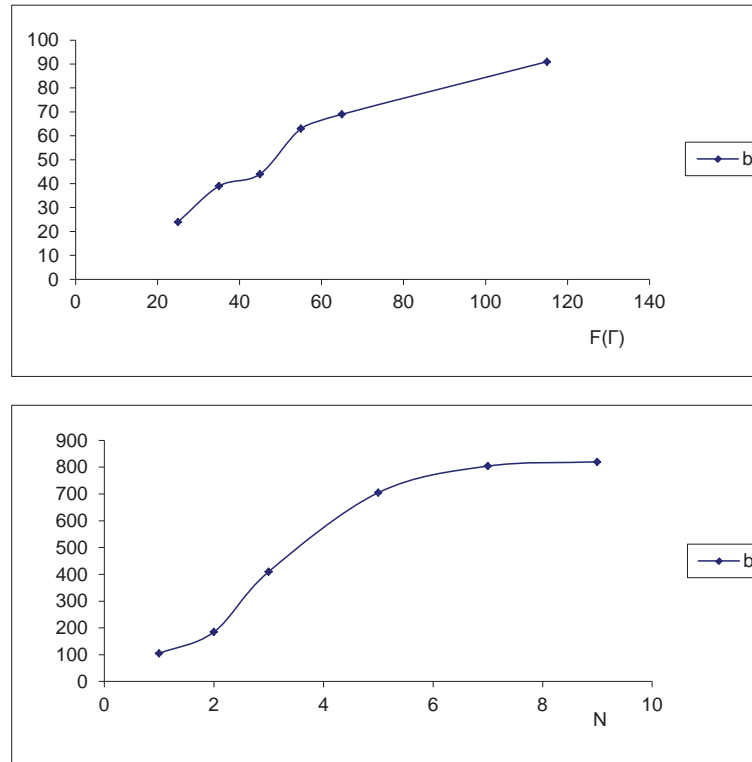


Рис. 5. Зависимость параметра деградации b от величины $F(\Gamma)$ ($N = 1$) и количества нарушений N ($F = 110 \Gamma$) для $Ni_{35}Ti_{65}$ - nSi ДШ, где $S = 1000 \text{ мкм}^2$, $V_{np} = 0,20 \text{ В}$.

Таблица 4

Зависимость параметра деградации от процентного содержания компонентов в сплаве (Ni_xTi_{100-x}) где $N = 1$, $F = 110 \Gamma$, $S = 1000 \text{ мкм}^2$

Xat(%)							
Ni_x	0	25	35	58	87	100	Ti_{100-x}
b	187	148	96	155	174	198	

Получены типичные ВАХ ДШ в нормальном, искусственно деградированном и отожженном состояниях.

Из полученных результатов видно что, во-первых, основной этап процесса отжига происходит за короткие начальные промежутки времени, во-вторых, отжиг «излечивает» поврежденные диоды. Для количественной характеристики изменения избыточного тока под действием отжига применялась формула:

$$\alpha_T = \frac{I_t - I_H}{I_o - I_H}$$

где I_H – ток нормального (неповрежденного) диода Шоттки; I_o – ток диода непосредственно после воздействия ионтером ($t = 0$); I_t – ток поврежденного диода, отожженного

в течение t сек.; α_T характеризует относительное изменение избыточного тока под действием термоотжига за время t .

С изменением параметров отжига его значение меняется в интервале $0 \leq \alpha_T \leq 1$. На рис. 3 представлены ВАХ для $\alpha(PbSb)$ - nSi ДШ до и после отжига при температуре 180°C . Как видно из графика при малых прямых напряжениях после термоотжига появляется избыточный ток, т.к. ВАХ деградирует [7-11. 33].

Например, если считать, что усреднение высоты барьера элементарных диодов производится по площади, то по аналогии с работой выхода можно полагать, что эта связь выразится формулой:

$$\Phi_B^* = \frac{\sum_i \Phi_{Bi} S_i}{\sum_i S_i} \quad (4)$$

Очевидно, наиболее простейшим вариантом неоднородного контакта является двухдиодная модель контакта. Согласно ей связь между усредненными параметрами контакта и параметрами субдиодов можно выразить формулами (5):

$$\Phi_B^* = \Phi_B' - kT \ln \left\{ \omega + (1 - \omega) \exp \left[-\frac{\Delta\Phi_B}{kT} \right] \right\}$$

$$\Phi_B^* = \Phi' + kT(1 - \omega) \frac{\Delta\Phi_B}{kT} \quad (6)$$

где Φ_B' – высота барьера 1-го субдиода, который имеет низкую высоту барьера, $\Delta\Phi_B = \Phi_B'' - \Phi_B'$ – разность высот барьера, $\omega = S_1/S_2$ – относительная площадь 1-го субдиода, $(1 - \omega)$ – относительная площадь 2-го субдиода.

Нетрудно понять, что ВАХ неоднородного контакта в полулогарифмическом масштабе также может описываться прямой линией, если все составляющие субдиоды имеют положительную (для n -типа полупроводника) высоту барьера. Согласно формуле (6), неоднородный контакт с заданной высотой барьера (т. е. с заданной ВАХ) можно синтезировать бесконечным образом. Например, как следует из (6), заданное значение Φ_B^* обеспечивается рядом непрерывных значений $(1 - \omega)$ и Φ_B'' , если даже полагать, что высота барьера первого субдиода Φ_B' постоянна.

Известно, что аморфные плёнки металла при определённых температурах меняют структуру и переходят в поликристаллическое состояние. [2-9] Следовательно, можно предположить, что появление избыточного тока в ДШ после отжига при температуре 1800С и выше связано с изменением структуры металлической плёнки сплава. Действительно, исследования структуры металлической плёнки $Pb_{52}Sb_{48}$ на установке ДРОН-2 до и после отжига при температуре 1800С показали, что плёнка металла из аморфного или квазиаморфного состояния переходит в поликристаллическое [32] (рис. 2).

Как видно из [27] работа пленка сплава $Pb_{52}Sb_{48}$ и $Ni_{35}Ti_{65}$ имеет аморфную структуру до отжига, а после отжига при 1800С и выше плёнка металла из аморфного состояния переходит в поликристаллическое.

Для решения проблемы влияния микроструктуры металлических слоев на свойства диодов Шоттки при малых прямых напряжениях перспективным является материал, либо с аморфной структурой, либо с монокристаллической. Практически изгото-

вление интегральной микросхемы с применением ДШ на монокристаллических слоях является весьма трудной технологической задачей.

В этом отношении более перспективным является металл с аморфной структурой.

На работу [33.37] показана зависимость высоты барьера от процентного содержания компонентов в сплаве для Ni_xTi_{100-x} - nSi ДШ и Pb_xSb_{100-x} - nSi ДШ. Указанные зависимости были получены при комнатной температуре для обоих диодов. Термоотжиг проводился в атмосфере при температурах от 1500С до 6000С в течении 10 минут.

Как видно из работ [33.37] наибольшие высоты барьеров относятся к контактам с аморфными сплавами $Ni_{35}Ti_{65}$ и $Pb_{52}Sb_{48}$ и наиболее термостабильными по сравнению с диодами, изготовленными на основе пленок сплава с поликристаллической структурой, являются ДШ, изготовленные с применением аморфного металлического покрытия.

Уменьшение высоты барьера наблюдаются для $Ni_{35}Ti_{65}$ - nSi ДШ при 5500С и $Pb_{52}Sb_{48}$ - nSi ДШ при 2100С. Остальные же диоды прерывают свою зависимость при различных температурах отжига и при дальнейшем отжиге не показывают выпрямляющих характеристик.

Следовательно, можно предположить, что изменение высоты барьера ДШ после термоотжига 5500С и 2100С и выше связано с изменением структуры металлических пленок сплава, исследования структуры металлической пленки $Ni_{35}Ti_{65}$ и $Pb_{52}Sb_{48}$ при температуре 5500С и 2100С показали, что пленка металла из аморфного или квазиаморфного состояния переходит в поликристаллическое. Об этом свидетельствуют и электронномикроскопические исследования поверхности пленок.

Сравнивая результаты зависимости параметров ДШ от процентного содержания компонентов и от термоотжига можно заключить, что параметры ДШ связаны с изменением микроструктуры пленки.

Электрофизические свойства Ni_xTi_{100-x} - nSi (где $x=4; 19; 35; 74; 96$) ДШ изучены при малых прямых напряжениях [33.34]. Сплав $Ni_{35} - Ti_{65}$ имеет аморфную структуру, найдена высота потенциального барьера двумя методами (метод $I - V$, и $I \sim T$). Полученные результаты показывают, что высота барьера весьма чувствительна к составу металлического сплава. Самая большая высота барьера

ра относится к контактам кремния с аморфными металлическими сплавами.

С изменением температуры и состава пленки металла происходит структурное изменение металлических сплавов, в связи с этим изменяются и параметры ДШ [1.2.12.27-37].

В работе [34] представлена экспериментальная ВАХ $Ni_xTi_{100-x} - nSi$ ДШ, где параметром прямых является процентное содержание компонентов сплава. Значение высоты барьера определялось двумя методами. Согласно первому способу (метод I-V), из экспериментальной ВАХ сперва определялось сопротивление перехода. Таким образом, найдены значения высоты барьера Φ_B для $Ni_xTi_{100-x} - nSi$ ДШ (где $x = 4; 19; 35; 74; 96$). Суть второго способа заключается в том, что как следует зависимости $\ln RT$ от $1/T$ описываются прямой линией, наклон которой определяет высоту потенциального барьера Φ_B (метод 1-T). Соответствующие результаты показаны в таблице 5.

Таблица 5

Зависимость высоты потенциального барьера двумя методами (метод I – V, и I ~ T) от процентного содержания компонентов в сплаве $Ni_xTi_{100-x} - nSi$ диодов Шоттки

x%	4	19	35	74	96
$\Phi_B(1-V)$	0,61	0,65	0,69	0,64	0,63
$\Phi_B(1-T)$	0,54	0,58	0,60	0,53	0,51

Как видно из таблицы 5 высота потенциальных барьеров, найденных методами (1-V) и (1-T), самая большая высота относится к $Ni_xTi_{100-x} - nSi$ ДШ где сплав имеет аморфную структуру.

Полученные результаты для $V < kt/e$ позволяют заключить, что по сравнению с поликристаллической пленкой металла, в случае контакта аморфной пленки металла с кремнием граница раздела относительно однородна, высоты барьера весьма чувствительны к составу металлического сплава, свойства $Ni_xTi_{100-x} - nSi$ ДШ зависят от состава и структуры пленки.

Как отмечалось выше, в зависимости от количества атомов Ni до получения состава $Ni_{35}Ti_{65}$ периоды кристаллической решетки линейно меняются. С увеличением количества атомов Ni увеличивается высота барьера и уменьшается коэффициент неидеальности ДШ (рис. 5а и 5 б). При составе $Ni_{35}Ti_{65}$

полученный образец является аморфным. Из рисунков видно, что этому составу ДШ соответствует наибольшая высота барьера и наименьший коэффициент неидеальности.

С дальнейшим увеличением количества Ni (в области 35, 58, 87, 100) уменьшается высота барьера и увеличивается коэффициент неидеальности ДШ. Это объясняется тем, что система Ni – Ti образует твердые растворы.

Сравнивая результаты [1-4.6.7.12.27-37] рентгенофазового анализа и величины параметров ДШ можно заключить, что изменение параметров ДШ связано с изменением состава и структуры пленки металла. Показано, что, в процессах, происходящих в КМП металл играет решающую роль. Точнее, роль металла в омических контактах, и ДШ не пассивна, а активна и металл является равноправным партнером контакта. Меняя структуру и состав металлов можно управлять параметрами ДШ в широком интервале. Установлено, что меняя структуру и состав металлов можно управлять параметрами ДШ в широком интервале.

Выявлена что граница соприкосновения, образующаяся при контакте моно-Si и моно-Me в ДШ однородна и процессы, происходящие в диоде подчиняются теории Шоттки. Исследовано, что степень однородности границы соприкосновения в ДШ изготовленных с применением аморфных металлов, выше по сравнению с поликристаллическими. По этой причине их параметры стабильны. Основные параметры ДШ изготовленных с применением аморфных ($Ni_{35}Ti_{65}$, $Pb_{52}Sb_{48}$, $Au_{38}Ti_{62}$) металлов, меняется в широком интервале с изменением % содержания компонентов. Установлено, что зависимость параметров ДШ изготовленных на основе металлов поликристаллической структуры от площади контакта и микроструктуры металла, показывает активную роль металлов. Показано, что если отношение размера контакта к размеру микрокристаллита меньше единицы, то граница соприкосновения однородна, а контакт имеет характеристики идеального диода. Если отношение намного больше единицы, то увеличивается неоднородность границы соприкосновения и так как контакт переходит в состояние сложной системы, выводы объясняются на основе теории сложных систем.

Установлено, что параметры ДШ, изготовленного на основе сплава $Ni_x - Ti_{100-x}$, мож-

но изменять в широком интервале, что представляет большое практическое значение.

Объяснена зависимость различных параметров ДШ (высота потенциального барьера, коэффициент неидеальности, напряжение пробоя) от размера контакта и температуры термического отжига в рамках теории сложных систем. В соответствии с этой теорией контакт рассмотрен как параллельное соединение многочисленных взаимосвязанных элементарных контактов, и он обладает новыми свойствами не имеющихся у элементарных контактов. Другими словами, в отличие от ДШ изготовленного на основе монокристалла и аморфного металла, контакт поликристаллического металла с Si рассмотрен как параллельное соединение многочисленных элементарных контактов. Сложность системы управляема.

Исследована термостабильность ДШ, пленок $Ni_{35}Ti_{65}$, $Pb_{52}Sb_{48}$, $Au_{38}Ti_{62}$, установлена корреляция между высотой барьера и температурой кристаллизации пленок.

Список литературы

1. Wickenden D.K. et al. Solid State Electron. – 1984. – №27. – P. 515.
2. Аскеров Ш.Г., Болговец Н.С., Пашаев И.Г., Асланов Ш.С. Электронная техника // Микроэлектронные устройства. Сер.10. – 1988. – №2(68). – С. 39.
3. Cole M.J. et al. Elect. Lett. – 1983. – №19. – P. 474.
4. Tung R.T. J.V.S. and Tech. – 1984. – №2(3). – P. 465.
5. Золотухин И.В., Калинин Ю.Е. Аморфные металлические металлы // УФЖ. – 1990. – Т. 160, №9. – С. 75.
6. Аскеров Ш.Г., Пашаев И.Г. Тез. докл. Международная конференция Fizika – 2005. Азербайжан. – 2005. – № 49. – С. 193.
7. Askerov Sh.C., Pashaev I.G. 2 nd Int. Conference (Tabriz-Iran 2004). – 2004. – P. 367.
8. Гипье А. Рентгенография кристаллов. – М., 1961.
9. Судзуки К., Хасимото К., Фудзимори Х. Аморфные металлы / под ред. Ц. Масумота; пер. с японского. – М.: Металлургия, 1987.
10. Иващенко А.И., Саморуков Б.Е., Соломанов А. // ФТП. – 1979. – №4. – С. 770.
11. Золотухин И.В. // Соросовский образовательный журнал. – 1997. – №4. – С. 74.
12. Аскеров Ш.Г. Автореферат докторской диссертации. – Баку, 1992. – С. 41.
13. Комар В.К. и др. // ФТП. – 2007. – №6. – С. 711.
14. Пеннин Н.А. // ФТП. – 2000. – №5. – С. 562.
15. Тонкие пленки. Взаимная диффузия / под ред. Дж. Пота, К. Ту, Дж. Мейеру. – М.: Мир, 1982. – 576 с.
16. Золотухин И.В., Соколов Н.Ю. Электронная техника // Микроэлектроника. – 1989. – №1. – С. 23.
17. Kung K.T.Y. et al. // Appl. Phys. Lett. – 1984. – №55. – P. 3882.
18. Finetti M., Pan E.T.S., Suni I., Nigolet M.A. // Appl. Phys. Lett. – 1983. – №42, 11. – P. 987.
19. Tod G., Naris P.G., Scoby I.H., Kelly M.Q. Solid State Electron. – 1984. – №27, 6. – P. 507.
20. Smid V., Kazak S., Juri J. // J. of. Non-Cryat.Sulids. – 1987. – №90. – P. 347.
21. Takatani S., Natsuoka N., Shigeta J., Hashimoto N. // J.Appl.Phys. – 1987. – №61, 1. – P. 220.
22. Wiley J.W., Pereperko J.H., Nordman J.K. IEEE Transactions on Industrial Electronics. – 1982. – №29, 2. – P. 154.
23. Novak W., Keukelaer R., Weng W. // J.Vac.Sel.Technol. – 1985. – №3, 6. – P. 2242.
24. Suruki K. // J.Jap.J.Appl.Phys, pt.2. – 1983. – № 11. – P. 709.
25. Крылов П.Н. // Физика. – 2006. – №4. – С. 125.
26. Крылов П.Н. // ФТП. – 2000. – №3. – С. 306.
27. Гурбанов А.А. Дис. ... кан. физ.-мат. наук. – Баку, 1998. – С. 143.
28. Пашаев И.Г. // Вестник Бакинского Университета. – 1999. – №1. – С. 68.
29. Пашаев И.Г. // Вестник Бакинского Университета. – 1999. – №3. – С. 94.
30. Аскеров Ш.Г., Пашаев И.Г., Мехтиев Р.Ф. // Вестник Бакинского Университета. – 2006. – №1. – С. 79.
31. Аскеров Ш.Г., Мехтиев Р.Ф., Пашаев И.Г. // Вестник Бакинского Университета. – 2006. – №3. – С. 162.
32. Аскеров Ш.Г., Пашаев И.Г., Мехтиев Р.Ф. // Вестник Бакинского Университета. – 2007. – №2. – С. 135.
33. Аскеров Ш.Г., Мехтиев Р.Ф., Пашаев И.Г. // Вестник Бакинского Университета. – 2008. – №3. – С. 141.
34. Pashaev I.G. // Technical and Physical Problems of Engineering (IJPTE). – 2012. – Iss. 10. – Vol. 4. – № 1, Mar. – P. 41-44.
35. Аскеров Ш.Г., Асланов Ш.С., Пашаев И.Г. Электронная техника // Микроэлектронные устройства. Сер. 10. – 1989. – Т. 6, №78. – С. 46.
36. Аскеров Ш.Г., Асланов Ш.С., Пашаев И.Г. Тезисы докладов Всесоюзной конференции “Физика и применение контакта металл-полупроводник”. – Киев, 1987. – С. 16.
37. Пашаев И.Г. // Физика. – Баку АН. – 1997. – Т. 3, № 4. – С. 64.
38. Пашаев И.Г. // ФТП. – 2013. – Т. 47, № 6. – С. 761-764.
39. Пашаев И.Г. // Инженерная физика. – 2012. – № 3. – С. 12-17.
40. Пашаев И.Г. // Инженерная физика. – 2012. – № 4. – С. 34-39.
41. Пашаев И.Г. // ФТП. – 2012. – Т. 46, № 8. – P. 1108-1111.
42. Пашаев И.Г. Альтернативный киловатт // Солнечный Энергетика. – 2012. – №1. – С. 28-30.
43. Пашаев И.Г. // Международный журнал экспериментального образования. – 2013. – №1. – С. 71-74.
44. Пашаев И.Г. // Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований. – 2013. – №1. – С. 31-35.