

К вопросу тепловой устойчивости систем металлизации и контактов ультрабольших интегральных схем*

М.В. Корячко, В.К. Николаев, Д.Е. Пшонкин, А.А. Скворцов

Работа посвящена разработке метода диагностики тепловых перегрузок систем металлизации ультрабольших интегральных схем. Рассматриваемые системы металлизации толщиной 0.5 мкм с подслоями толщиной 0.1 мкм (ширина Al-пленки составляла 7–70 мкм) подвергались воздействию одиночных прямоугольных импульсов тока длительностью не более 600 мкс и амплитудой до $8 \cdot 10^{10}$ А/м². По экспериментальным осциллограммам проведено моделирование температурных полей, проанализированы процессы плавления в многослойных тонкопленочных системах. Обнаружено, что при воздействии одиночного прямоугольного импульса тока длительностью, не превышающей 80 мкс, и энергией 85 мДж приоритетным процессом разрушения структуры являются процессы оплавления металлической пленки. Увеличение длительности импульсов ($\tau > 80$ мкс) меняет приоритет тепловой деградации, и основным механизмом становится контактное плавление. Показано, что наличие подслоев титана и оксида кремния увеличивает тепловую «нагрузку» на слои металлизации и может привести к снижению величины критической плотности тока. На примере системы Al–Ti–Si выявлено, что изотермический отжиг приводит к улучшению теплопроводящих свойств системы и увеличению критических плотностей тока.

Ключевые слова: УБИС, система металлизации, тепловые процессы, импульс тока, тонкопленочная система.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект №18-29-27005).

Введение

Одной из главных задач при разработке новых видов микропроцессоров и интегральных схем является развитие технологии изготовления приборов на основе сложных полупроводниковых систем [1]. Однако, несмотря на разработку и внедрение новых материалов, проблема межсоединений и контактных явлений на границах «металл–полупроводник» по-прежнему остается одной из наиболее актуальных. Это связано как с продолжающейся тенденцией минитюаризации структур, так и с физикой работы контактов «металл–полупроводник» на микро- и наноуровне [2].

К примеру, в [3] подробно исследованы ухудшения электрических параметров для устройств GaN при повторяющемся напряжении переключения. Авторы рассматривают основные механизмы деградации,

связанные с инъекцией горячих электронов, и деградации металлической пленки затвора при многократном переключении. Кроме того, начиная с некоторого уровня интеграции полупроводниковых приборов задержки сигналов в межсоединениях могут превышать задержки в самих структурах. Следует также отметить, что при уменьшении поперечного сечения проводников появляются проблемы, связанные с электромиграцией в тонких металлических пленках и омическими контактами [4, 5].

Особое внимание следует уделить и технологической сложности при создании современных систем метал-



КОРЯЧКО
Марина Валерьевна
Московский политехнический университет



НИКОЛАЕВ
Владимир
Константинович
Московский политехнический университет



ПШОНКИН
Данила Евгеньевич
Московский политехнический университет



СКВОРЦОВ
Аркадий Алексеевич
Московский политехнический университет

лизации, в том числе в структурах с *p-n*-переходами с малой глубиной залегания [5, 6]. При изготовлении полупроводниковых структур в качестве материала межсоединений и омических контактов к кремнию широкое распространение получили пленки алюминия [6], что связано с высокой электропроводностью, хорошей технологичностью, отсутствием в системе Al-Si химических соединений, а также химической стойкостью Al в окислительной среде.

Наряду с ранее перечисленными достоинствами, металлизация алюминием обладает рядом существенных недостатков, важнейшими из которых являются: склонность к электромиграции; возможность короткого замыкания через диэлектрик в многоуровневых системах металлизации вследствие образования острых выступов на пленке в результате электромиграции и рекристаллизации Al; высокая диффузионная подвижность Al по границам зерен; низкая точка плавления эвтектики системы Al-Si (577 °C); невысокая механическая прочность пленок Al; невозможность присоединения выводов с помощью пайки и т. д. [7, 8].

В связи с этим в интегральных схемах и транзисторах с мелкими *p-n*-переходами применяют многослойные системы с подслоями металлов, в том числе Al, для получения основного токоведущего слоя. При этом обычно первый слой (подслой) металла обладает высокой адгезией как к кремнию, так и к двуокиси кремния и одновременно имеет малые значения коэффициентов растворимости и диффузии в этих материалах. Этим требованиям удовлетворяет титан. К примеру, использование омических контактов с подслоем титана в быстро действовавших интегральных схемах позволило в 20 раз увеличить время наработки на отказ по сравнению с бинарной системой Al-Si [9].

Постоянное увеличение электротепловых нагрузок на такие объекты стимулирует проведение исследований силового (вплоть до разруши-

тельного) воздействия электрических полей на проводниковые системы [10], что представляется весьма актуальным направлением. Кроме того, электрический взрыв проводников активно используется сегодня в различных прикладных задачах: посредством электрического взрыва возможно реализовать синтез биметаллических наночастиц из несмешивающихся металлов (например, железа и свинца [11]), изготавливать порошки из проволок (Cu-Ni [12] и Cu [13]), моделировать тепловые перегрузки полупроводниковых структур в автомобильной электронике [14] и т. д.

Кроме того, процессы электрического взрыва проводниковых пленок, нанесенных на поверхности различных полупроводников и диэлектриков, сопровождаются (на завершающих этапах) формированием и миграцией капель расплава по поверхности. Эти вопросы тесно связаны с решением задачи управления процессами растекания жидких фаз по поверхности твердых тел в различных внешних полях [15, 16].

Вот почему цель данной работы связана с изучением вопросов тепловой устойчивости систем металлизации и контактов ультрабольших интегральных схем при нестационарных электротепловых воздействиях.

Материалы и методы

Для проведения экспериментов были сформированы структуры типа «металл-полупроводник» (Al-Si) и «металл-подслой-полупроводниковая пластина» Al-(Ti,Ni,SiO₂,Si₃N₄)-Si, Cu-Si,Cu(с углеродными нанотрубками)-Si. В роли основного токоведущего слоя выступал алюминий (Al), как наиболее распространенный материал слоев металлизации в полупроводниковых структурах [17]. В роли металлических подслоев выступали титан (Ti) и никель (Ni), улучшающие контактные, адгезионные и барьерные свойства токоведущих систем [5].

В качестве подложек использовались легированные бором кремниевые пластины, ориентированные в направлении (111), с удельным сопротивлением $\rho=0.01$ Ом·см. Для обеспечения чистоты эксперимента и предотвращения попадания примеси в межоперационных процессах напыление пленки Al и пленки подслоя (Ti,Ni) осуществлялось в едином технологическом цикле [18]. Температура подложек ($T=373$ К) и рабочее давление в процессе напыления ($p=7 \cdot 10^{-4}$ Па) поддерживались постоянными и контролировались предварительно отградуированной платино-платинородиевой (Pt-PtRo) термпарой, находящейся вблизи напыляемых пластин, и вакуумметром. Скорости напыления Ti, Ni составляли $\sim(1.0 \div 1.5)$ нм/с, а алюминия ~ 2 нм/с. Толщина металлического подслоя h_2 варьировалась в диапазоне $80 \div 100$ нм, а толщина алюминиевой пленки h_1 была не менее 2 мкм [19].

Тестовая структура формировалась методом оптической фотолитографии. Внешний вид структуры приведен на *рисунке 1b*.

Для соединения контактных площадок кристалла нами использовалось соединение при помощи проволочных выводов. В нашем случае микросоединения были выполнены алюминиевой проволокой диаметром 75 мкм. Для выполнения микросварных соединений была использована ультразвуковая микросварка (УЗС). В нашем случае при УЗС прижимное усилие соединяемых элементов не превышало 250 мН, энергия ультразвука частотой $f \sim 76$ кГц не превышала 60 мВт, а время сварки составляло 50 мс.

Изучение микроструктуры осуществлялось с помощью оптической (микроскопы Мета-Р1, МИИ-4) и электронной микроскопии (был использован высокоразрешающий автоэмиссионный сканирующий электронный микроскоп JEOL-JSM 7500F).

Для исследования особенностей теплового разрушения структур нами использовался осциллографический метод. Регистрация температурных изменений в тонкопленочной структуре производилась по методике, детально описанной в [20]. Через дорожку металлизации пропускались прямоугольные импульсы тока

с осциллографической регистрацией падения напряжения $U(t)$ с участка тестовой структуры. Форма сигнала $U(t)$ описывала динамику нагрева системы в процессе прохождения токового импульса.

Известно [18, 20], что прохождение через дорожку металлизации токового импульса может приводить к процессам контактного плавления (при достижении на границе раздела Al-Si температуры плавления эвтектики $T_{ev} = 850$ K) и процессам расплавления алюминиевой пленки (при достижении температуры плавления алюминия $T_f = 934$ K).

Ранее [18, 21] установлено, что развитие процессов контактного плавления и электродеградации для систем Al-Si может происходить при нагреве тонкопленочных систем импульсом тока с энергией до 250 мДж и длительностью в интервале 50÷1000 мкс. Характерный вид зависимости $U(t)$ при

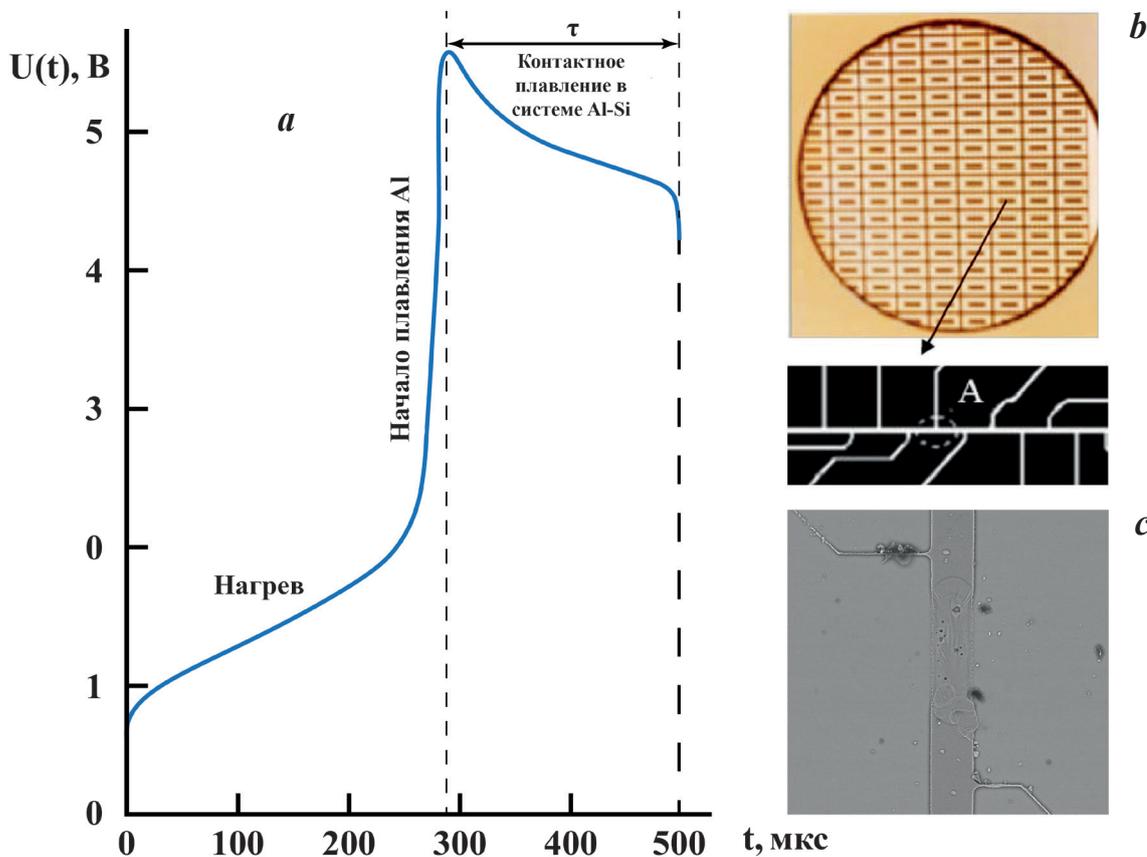


Рис. 1. а – Осциллограмма $U(t)$ при прохождении одиночного импульса тока амплитудой $j = 5.8 \cdot 10^{10}$ А/м², длительность импульса $\tau = 500$ мкс, через алюминиевую дорожку металлизации, лежащую на Si. Толщина алюминиевой пленки – 3 мкм, длина и ширина – 5 мкм и 50 мкм соответственно, толщина кремниевой подложки – 1 мм. Зона τ – время контактного плавления. б – Вид тестовых структур; в – РЭМ-структуры Al-Si после прохождения прямоугольного импульса тока.

пропускании импульса тока прямоугольной формы различной амплитуды при длительности импульса $\tau=500$ мкс имеет вид, представленный на рис. 1а:

Начало деградации связывалось нами с моментом отклонения потенциала $U(t)$ от монотонного роста (рис. 1а). Поэтому, используя серию осциллограмм (рис. 2), мы определили области безопасной работы контакта (штрихпунктирная линия на рис. 2).

Подобные «критические» области работы структуры при электротепловых нагрузках (область «II» рис. 2) могут приводить к возникновению механических напряжений, ввиду чего возникают объемные закристаллизованные участки волнообразного характера, а также сколы и трещины в приповерхностных слоях кремния (рис. 3). Подобная деформация в кремниевой подложке создает напряженно-деформированный след, состояние в котором близко к двух- или трехосному сжатию [21].

Конфигурация следа при прохождении импульса с критической плотностью тока через металлизацию шириной b_0 и толщиной δ_0 изображена на рис. 4.

Увеличение мощности импульсного воздействия (зона II, рис. 2) приводит к процессам деградации в алюминиевой системе металлизации с учетом процессов электропереноса и развитием процессов контактного плавления.

Таким образом, при локальном поверхностном нагреве металлизированного участка поверхности импульсом тока (амплитуда $j > 8 \cdot 10^{10}$ А/м², длительность не более 600 мкс, энергия до 0.1 Дж) экспериментально зафиксирована существенная неоднородность дорожки металлизации после прохождения импульса (рис. 3а, б, рис. 4б).

Нами установлено [19, 23], что развитие процессов контактного плавления и электродеградации для бинарных (Al-Si) и многослойных (Al-Ti-Si, Al-Ni-Si) структур может происходить при нагреве тонкопленочных систем импульсом тока с энергией от 250 мДж и длительностью от 50 мкс.

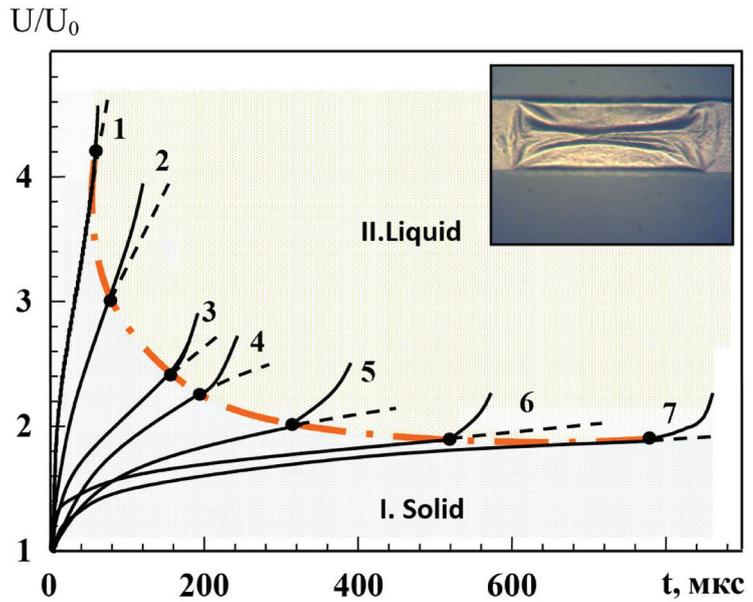


Рис. 2. Область безопасной работы контакта Al-Si (зона I.Solid) при прохождении через структуру одиночного прямоугольного импульса тока амплитудой: 1 – $j=8.8 \cdot 10^{10}$ А/м²; 2 – $8.6 \cdot 10^{10}$ А/м²; 3 – $8.2 \cdot 10^{10}$ А/м²; 4 – $6.7 \cdot 10^{10}$ А/м²; 5 – $6.6 \cdot 10^{10}$ А/м²; 6 – $6.1 \cdot 10^{10}$ А/м²; 7 – $5.8 \cdot 10^{10}$ А/м². Точки 1–7 – момент отклонения осциллограмм, связанный с началом процессов контактного плавления на границе Al-Si и оплавления Al-пленки. На вставке: микроскопия структуры при $j=5.8 \cdot 10^{10}$ А/м², длительность импульса $\tau=500$ мкс.

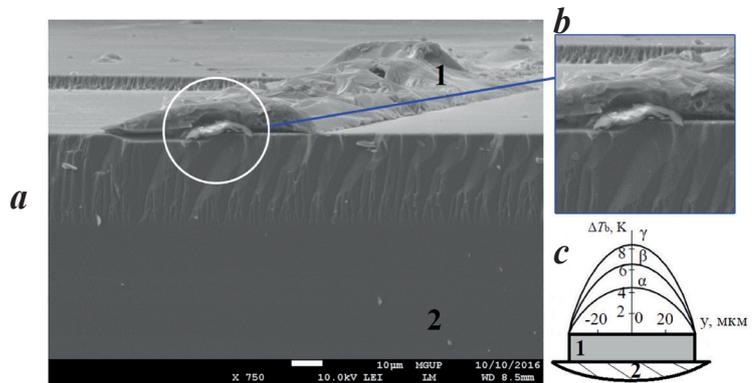


Рис. 3. а, б – Закристаллизованный участок Al-металлизации (1) на Si-подложке (2) после пропускания через нее импульса тока (оплавление). с – Температурный профиль ΔT_b дорожки металлизации при прохождении импульса тока длительностью $\tau_0=1000$ мкс и амплитудой: $\alpha - 2.0 \cdot 10^{10}$ А/м²; $\beta - 2.8 \cdot 10^{10}$ А/м²; $\gamma - 3.5 \cdot 10^{10}$ А/м².

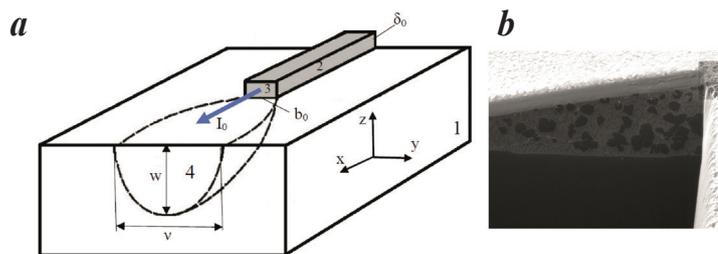


Рис. 4. а – Схематичное изображение деформированной области, создаваемой в кремниевой подложке импульсом тока, проходящим через Al-металлизацию в режиме скользящей сверхзвуковой детонации. Здесь: 1 – Si-подложка, 2 – Al-металлизация, 3 – фронт детонации, 4 – контур следа. Стрелкой I_0 показано направление тока. б – Состояние межфазной границы Al-Si после кристаллизации.

Для рассмотрения вопроса разрушения многослойных тонкопленочных систем особое внимание стоит уделить температурным режимам работы структур Al-(Ti,Ni,SiO₂,Si₃N₄)-Si. Динамика температуры дорожки металлизации T₁(t) рассчитывалась по изменению падения напряжения U(t) [18]:

$$U(t) = I(t)R_0(1 + \alpha(T_1(t) - T_0)), \quad (1)$$

здесь R₀ – сопротивление дорожки металлизации при T₀=290 К, измеренное методом вольтметра–амперметра; α=0.0043 K⁻¹ – температурный коэффициент сопротивления алюминия.

Типичные результаты экспериментальных исследований приведены на рис. 5 [22].

Тепловое разрушение систем металлизации при наличии диэлектрических подслоев начинается при воздействии токовых импульсов амплитудой от 6·10¹⁰ А/м² и длительностью ~600 мкс. Выявлено, что образование участков расплава связано с локальным уменьшением поперечного сечения пленки и, как следствие, появлением расплавленного участка, который в процессе прохождения импульса сворачивается в капли и способствует обрыву токопроводящей линии (рис. 5a,b). На структурах Al-SiO₂-Si обнаружено образование микротрещин пленки оксида кремния (рис. 5c) после прохождения одиночного токового импульса.

При исследовании тепловых процессов в структурах Si-Ti-Al с различной толщиной подслоя Ti (рис. 6) наблюдается характерное отклонение от монотонного роста ввиду накопления тепла в приповерхностных слоях полупроводника [23].

Из анализа динамики нагрева систем алюминиевой металлизации толщиной 0.5 мкм с титановым подслоем толщиной 0.1 мкм (ширина Al-пленки составляла 7–10 мкм) обнаружено, что при воздействии одиночного прямоугольного импульса тока длительностью, не превышающей 80 мкс, и энергией – 85 мДж приоритетным процессом разрушения структуры являются процессы оплавления металлической пленки.

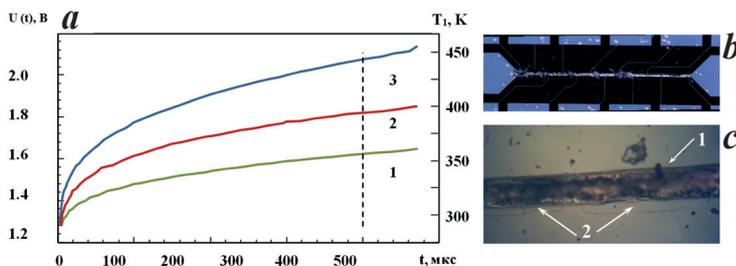


Рис. 5. а – Осциллограммы системы Si-диэлектрик-Al при пропускании одиночного импульса тока амплитудой $j=3 \cdot 10^{10}$ А/м² и длительностью 450 мкс, толщина Al-слоя $h_1=5$ мкм, диэлектрика – $h_2=0.1$ мкм: 1 – $h_2=0$; 2 – Si₃N₄; 3 – SiO₂. б – Фрагмент тестовой структуры Al-SiO₂-Si после прохождения прямоугольного импульса тока $j=8 \cdot 10^{10}$ А/м² и длительностью $\tau=500$ мкс. в – Фотография структуры Al-SiO₂-Si после прохождения прямоугольного импульса тока $j=6 \cdot 10^{10}$ А/м² и длительностью $\tau=400$ мкс: 1 – дорожка металлизации; 2 – микротрещины пленки SiO₂.

Увеличение длительности импульсов ($\tau > 80$ мкс) меняет приоритет тепловой деградации, и основным механизмом становится контактное плавление.

Для системы Al-Ti-Si рассмотрено (рис. 7) влияние изотермического отжига тонкопленочных структур на критическую плотность тока $j_{кр}$ при фиксированной длительности импульса τ .

По результатам проведенных экспериментов выявлено, что для системы Al-Ti-Si изотермический отжиг приводит к улучшению теплопроводящих свойств системы и увеличению критических плотностей тока, что связывается с улучшением адгезионных свойств структуры, а также фазовыми превращениями в системе Al-Ti-Si в процессе отжига. Уста-

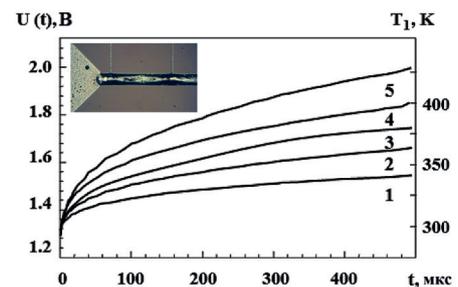


Рис. 6. Осциллограммы включения системы Si-Ti-Al при различной толщине подслоя Ti: 1 – $h_2=0$; 2 – $h_2=80$; 3 – $h_2=100$; 4 – $h_2=130$; 5 – $h_2=170$ нм; $j=6.0 \cdot 10^{10}$ А/м²; $h_1=2$ мкм; длительность импульсов 500 мкс. На вставке: фотография структуры Al-Ti-Si после прохождения импульса тока $j > j_{кр}$.

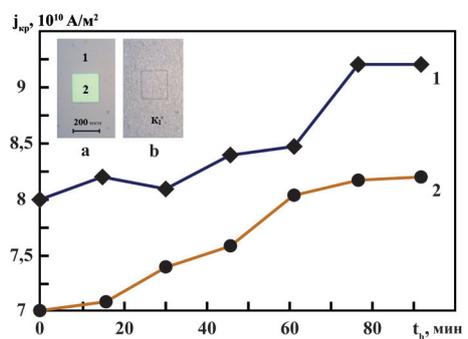


Рис. 7. Зависимость величины критической плотности тока $j_{кр}$ от времени отжига t_h структуры Al-Ti-Si в инертной атмосфере при температуре 500 °C; длительность прямоугольного импульса тока: 1 – 550 мкс; 2 – 200 мкс. На вставке: микрофотографии многослойной структуры Al-(Ti,Ni)-Si: а – вскрытые в окисле 1 окна 2 для напыления подслоя и основного токопроводящего слоя; б – после напыления контактов.

новлено, что для уменьшения переходного сопротивления омических контактов в системе Al-Ti-Si можно использовать также локальный нагрев контакта электрическими импульсами.

Кроме того, в работе экспериментально проанализированы вопросы формирования и миграции расплавленных зон на поверхности кремния в процессе электрического взрыва тонкопленочных систем (амплитуда $j > 7.0 \cdot 10^{10} \text{ A/m}^2$, 85 мДж) (рис. 8) [23].

Обнаружено различие в механизмах формирования и миграции оплавленных зон на поверхности кремния в процессе прохождения импульса тока и после его отключения. Экспериментально показано, что при подобном воздействии деградационные процессы связаны с электропереносом расплава, а после отключения импульса тока миграция расплавленных зон определяется градиентом температуры вблизи локального теплового источника.

В работе также была проведена отработка методики электротеплового воздействия на системах металлизации на основе меди, в том числе с углеродными нанотрубками (рис. 9).

Как видно из рис. 9, температурные режимы Cu-пленок по сравнению с образцами-свидетелями не имеют существенных различий по динамике нагрева.

Заключение

В результате выполнения данной работы была рассмотрена динамика нагрева систем металлизации толщиной 0.5 мкм с подслоями толщиной 0.1 мкм (ширина Al-пленки составляла 7–70 мкм), определены параметры мощности токовых импульсов, превышение которых приводит к деградации систем металлизации УБИС. Экспериментально показано, что наличие подслоев приводит к снижению величины критической плотности тока на 15–20% в зависимости от размерно-теплового соотношения пленки подслоя.

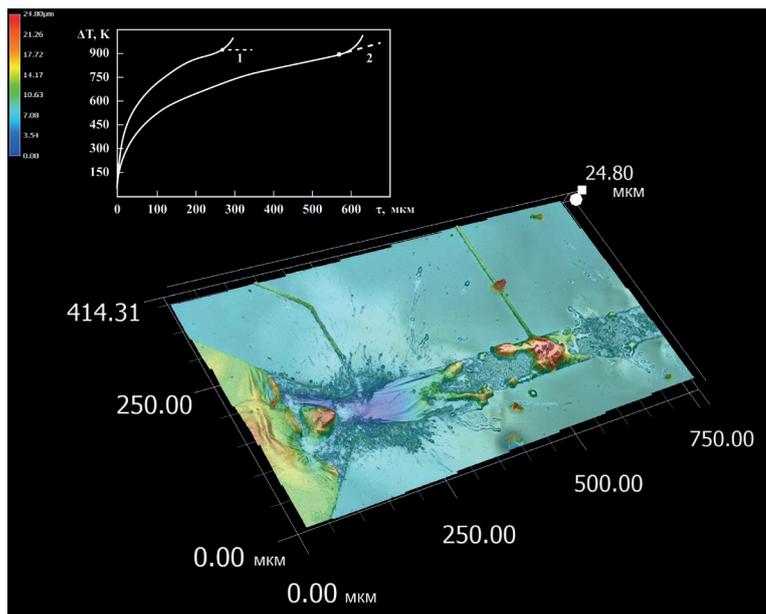


Рис. 8. Топография структуры Al-Ti-Si после электрического взрыва (амплитуда импульса тока $j = 13 \cdot 10^{10} \text{ A/m}^2$ и длительность 600 мкс). На вставке: динамика температуры алюминиевой металлизации $\Delta T_1(t) = T_1(t) - T_0$ при прохождении одиночного токового импульса амплитудой: 1 – $j = 8.7 \cdot 10^{10} \text{ A/m}^2$; 2 – $7.0 \cdot 10^{10} \text{ A/m}^2$.

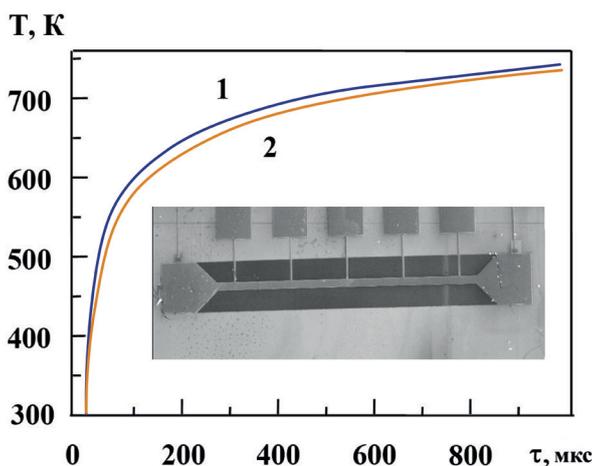


Рис. 9. Осциллограммы включения металлизации на кремнии при пропускании прямоугольного импульса тока амплитудой $j = 7.1 \cdot 10^{10} \text{ A/m}^2$ и длительностью 950 мкс: 1 – система металлизации на основе меди с углеродными нанотрубками; 2 – образец-свидетель. На вставке: фотография тестовой структуры; размер контактной площадки 100×100 мкм.

Из анализа влияния изотермического отжига системы Al-Ti-Si выявлено улучшение теплопроводящих свойств системы и увеличение критических плотностей тока. Установлена возможность уменьшения переходного сопротивления омических контактов в системе Al-Ti-Si за счет локального нагрева контакта электрическими импульсами тока. Обнаружено также, что наличие подслоев Ti, SiO₂ и Si₃N₄ увеличивает тепловую «нагрузку» на слои металлизации и приводит к снижению величины критической плотности тока.

Экспериментально проанализированы вопросы формирования и миграции расплавленных зон на поверхности кремния в процессе электрического взрыва тонкопленочных систем (амплитуда $j > 7 \cdot 10^{10} \text{ А/м}^2$, 85 мДж).

Апробирована методика оценки области напряженного состояния полупроводника при локальном поверхностном нагреве металлизированного участка поверхности импульсом тока (амплитуда $j > 8 \cdot 10^{10} \text{ А/м}^2$, длительность не более 600 мкс, энергия до 0,1 Дж). Выполнено сопоставление результатов расчета размера деформированной области кремниевой подложки с результатами эксперимента в условиях прохождения прямоугольных импульсов тока. Экспериментально зафиксирована существенная неоднородность дорожки металлизации после прохождения импульса.

Проведен сравнительный анализ динамики нагрева композитных систем металлизации на основе меди с углеродными нанотрубками. Обнаружено увеличение плотностей тока в таких системах по сравнению с образцами-свидетелями на 5–10%.

Авторы выражают благодарность коллегам, принимавшим участие в выполнении проекта на разных его этапах: Д.О. Варламову, С.И. Кулешовой, И.Е. Чебенева. Авторы признательны также профессору С.Г. Каленкову за интерес к работе и стимулирующие дискуссии.

Литература

1. A.W. Topol, D.C. La Tulipe, Jr.L Shi, D.J. Frank, K. Bernstein, S.E. Steen, A. Kumar, G.U. Singco, A.M. Young, K.W. Guarini, M. Leong
IBM J. Res. & Dev., 2006, **50**(4.5), 491. DOI: 10.1147/rd.504.0491.
2. H. Okabe, M. Yoshida, T. Tominaga, J. Fujita, K. Endo, Y. Yokoyama, K. Nishikawa, Y. Toyoda, S. Yamakawa
Materials Science Forum, 2014, **778**, 955.
DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.778-780.955.
3. C. Zhang, S. Liu, S. Li, Y. Zhu, L. Ni
IEEE Trans. Power Electron., 2022, **37**(5), 6009.
DOI: 10.1109/TPEL.2021.3125428.
4. D. Martineau, C. Levade, M. Legros, P. Dupuy, T. Mazeaud
Microelectron. Reliab., 2014, **54**(11), 2432.
DOI: 10.1016/j.microrel.2014.06.010.
5. W. Macherzynski, A. Stafniak, B. Paszkiewicz, J. Gryglewicz, R. Paszkiewicz
Phys. Status Solidi, 2016, **213**(5), 1145. DOI: 10.1002/pssa.201532684.
6. T.J. Garosshen, T.A. Stephenson, T.P. Slavin
JOM, 1985, **37**(5), 55. DOI:10.1007/BF03257742.
7. S.M. Ahmad, Ch.S. Leong, R.W. Winder, K. Sopian, S.H. Zaidi
J. Electron. Mater., 2019, **48**(10), 6382.
DOI: 10.1007/s11664-019-07409-x.
8. T.K. Gupta
Microelectron. Reliab., 1979, **19**(4), 337.
DOI: 10.1016/0026-2714(79)90150-1.
9. M. Brincker, K.B. Pedersen, P.K. Kristensen, V.N. Popok
Microelectron. Reliab., 2015, **55**(9–10), 1988.
DOI: 10.1016/j.microrel.2015.06.005.
10. L. Fangwei, L. Pingan, Q. Hui, L. Junpeng, S. Ruochen, W. Wenchao
Comput. Mater. Sci., 2019, **170**, 109142.
DOI: 10.1016/j.commatsci.2019.109142.
11. A.V. Pervikov, M.I. Lerner, O.V. Bakina, A.S. Lozhkomoev, E.A. Glazkova
Inorg. Mater.: Appl. Research, 2019, **10**(3), 699.
DOI: 10.1134/S2075113319030328.
12. Y.S. Kwona, V.V. An, A.P. Ilyin, D.V. Tikhonov
Mater. Lett., 2007, **61**(14–15), 3247.
DOI: 10.1016/j.matlet.2006.11.047.
13. P. Chucai, W. Jinxiang, Zh. Nan, S. Guilei
Curr. Appl. Phys., 2016, **16**(3), 284. DOI: 10.1016/j.cap.2015.12.009.
14. M. Nelhiebel, R. Illing, Th. Detzel, S. Wöhlert, B. Auer, S. Lanzerstorfer, M. Rogalli, W. Robl, S. Decker, J. Fugger, M. Ladurner
Microelectron. Reliab., 2013, **53**(9–11), 1745.
DOI: 10.1016/j.microrel.2013.07.123.
15. Э.С. Гринац, В.А. Жбанов, А.В. Каушевараев, А.Б. Миллер, Ю.Ф. Потапов, А.Л. Стасенко
TBT, 2019, **57**(2), 246. DOI: 10.1134/S0040364419020054.
16. L. Hao, X. Xiao, X. Lin-sheng, W. Hua-lin, S. Gai-nai, Y. Qiang
Chem. Eng. Sci., 2019, **195**, 720. DOI: 10.1016/j.ces.2018.10.017.
17. A. Diligenti, P.E. Bagnoli, B. Neri, S. Bea, L. Mantellassi
Solid-State Electron., 1989, **32**(1), 11.
DOI: 10.1016/0038-1101(89)90042-7.
18. A.A. Skvortsov, S.M. Zuev, M.V. Koryachko, V.V. Glinskiy
Microelectron. Int., 2016, **33**(2), 102.
DOI: 10.1108/MI-05-2015-0049.
19. A.A. Skvortsov, M.V. Koryachko, S.I. Kuleshova, M.R. Rybakova
J. Appl. Phys., 2022, **131**(8), 083901. DOI: 10.1063/5.0084330.
20. A. Skvortsov, M. Koryachko, O. Sklemina, M. Rybakova
Appl. Phys. A: Mater. Scien. & Process., 2022, **128**(3), 242.
DOI: 10.1007/s00339-022-05398-z.
21. А.А. Скворцов, С.М. Зув, М.В. Корячко, Е.Б. Волошинов
Технология металлов, 2019, **11**, 41.
DOI: 10.31044/1684-2499-2019-11-0-41-46.
22. A.A. Skvortsov, S.M. Zuev, M.V. Koryachko, A.A. Skvortsova
Periodico Tche Quimica, 2019, **16**(33), 448.
DOI: 10.52571/PTQ.v16.n33.2019.463_Periodico33_pgs_448_456.pdf.
23. A.A. Skvortsov, M.V. Koryachko, S.M. Zuev, M.R. Rybakova
Periodico Tche Quimica, 2020, **17**(34), 335.
DOI: 10.52571/PTQ.v17.n34.2020.352_P34_pgs_335_342.pdf.

Images & Tables

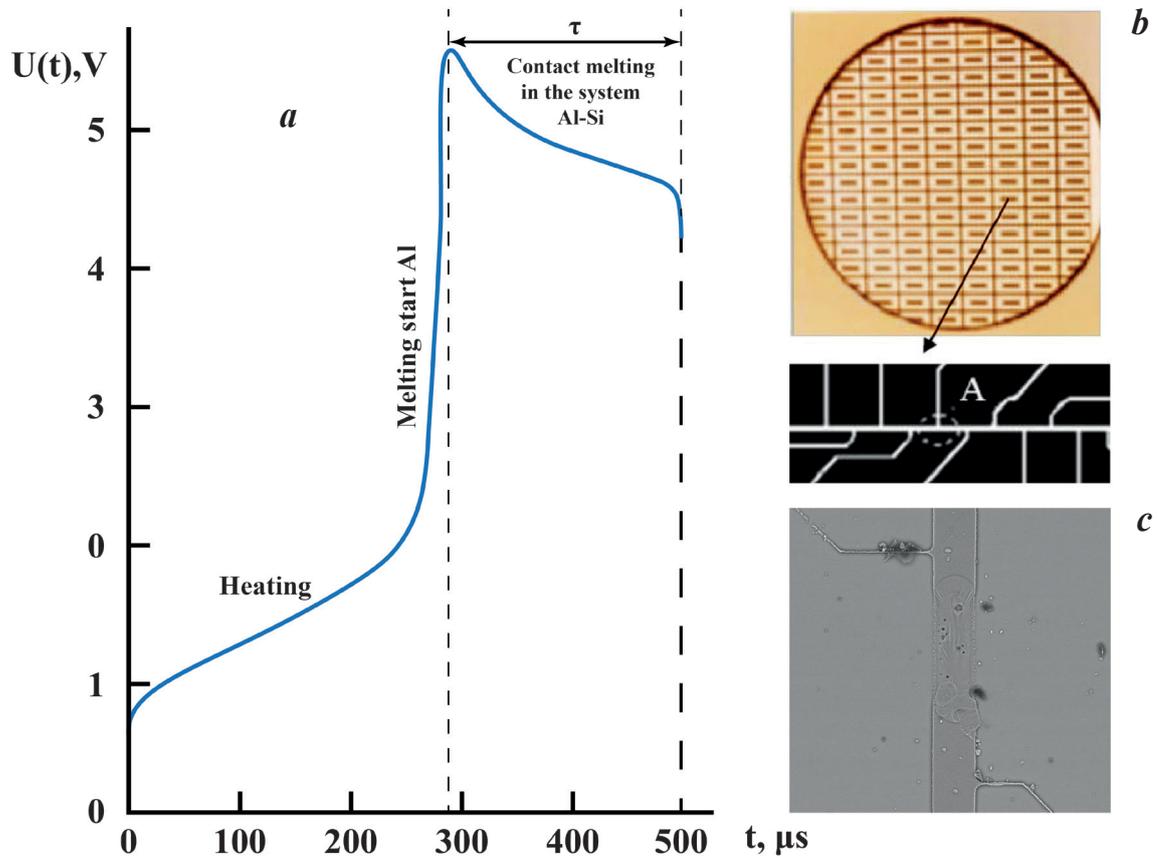


Fig. 1. a – Oscillogram $U(t)$ during the passage of a single current pulse with an amplitude $j=5.8 \cdot 10^{10} \text{ A/m}^2$, pulse duration $\tau=500 \mu s$, through an aluminum metallization track lying on Si. The thickness of the aluminum film is $3 \mu m$, length and width are 5 mm and $50 \mu m$, respectively, the thickness of the silicon substrate is 1 mm . Zone τ is the contact melting time. b – Type of test structures; c – SEM of the Al-Si structure after the passage of a rectangular current pulse.

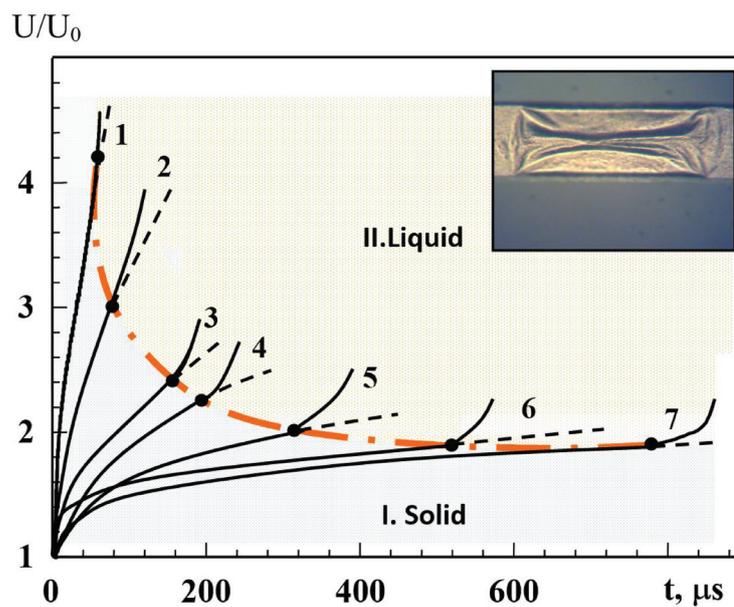


Fig. 2. The area of safe operation of the Al-Si contact (I.Solid zone) when passing through the structure of a single rectangular current pulse with an amplitude of: 1 – $j=8.8 \cdot 10^{10} \text{ A/m}^2$; 2 – $8.6 \cdot 10^{10} \text{ A/m}^2$; 3 – $8.2 \cdot 10^{10} \text{ A/m}^2$; 4 – $6.7 \cdot 10^{10} \text{ A/m}^2$; 5 – $6.6 \cdot 10^{10} \text{ A/m}^2$; 6 – $6.1 \cdot 10^{10} \text{ A/m}^2$; 7 – $5.8 \cdot 10^{10} \text{ A/m}^2$. Points 1–7 are the moment of oscillogram deviation associated with the beginning of contact melting processes at the Al-Si boundary and melting of the Al-film. In the insert: Microscopy of the structure at $j=5.8 \cdot 10^{10} \text{ A/m}^2$, pulse duration $\tau=500 \mu s$.

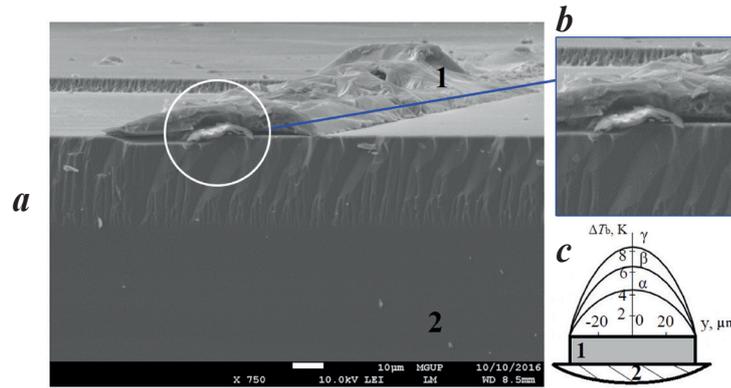


Fig. 3. a, b – The crystallized Al-metallization site (1) on the Si substrate (2) after passing a current pulse through it (melting); c – temperature profile ΔT_b of the metallization track during the passage of a current pulse with a duration of $\tau_0=1\ 000\ \mu\text{s}$ and an amplitude of: $\alpha - 2.0 \cdot 10^{10}\ \text{A/m}^2$; $\beta - 2.8 \cdot 10^{10}\ \text{A/m}^2$; $\gamma - 3.5 \cdot 10^{10}\ \text{A/m}^2$.

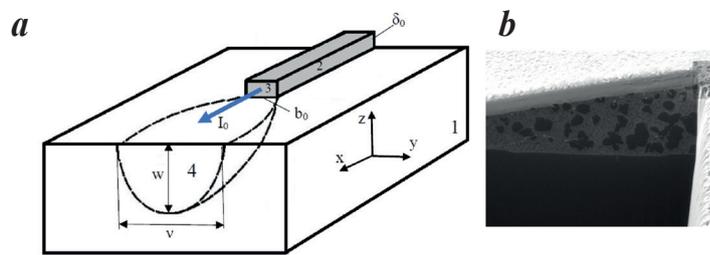


Fig. 4. a – Schematic representation of a deformed region created in a silicon substrate by a current pulse passing through Al-metallization in the mode of sliding supersonic detonation. Here: 1 – Si-substrate, 2 – Al-metallization, 3 – detonation front, 4 – trace contour. The arrow I_0 shows the direction of the current. b – The state of the Al-Si interface after crystallization.

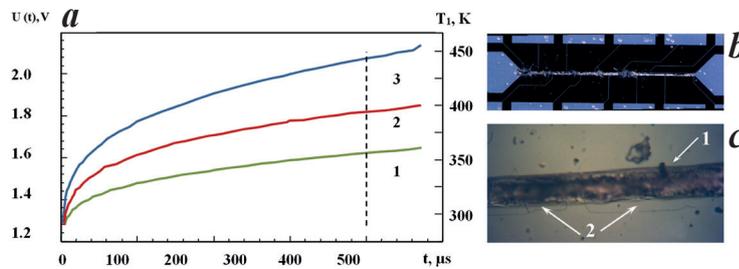


Fig. 5. a – Waveforms of the Si-dielectric-Al system when passing a single current pulse with an amplitude of $j=3 \cdot 10^{10}\ \text{A/m}^2$ and a duration of $450\ \mu\text{s}$, thickness of the Al layer – $h_1=5\ \mu\text{m}$, dielectric layer – $h_2=0.1\ \mu\text{m}$: 1 – $h_2=0$; 2 – Si_3N_4 ; 3 – SiO_2 . b – Fragment of the Al-SiO₂-Si test structure after passing a rectangular current pulse $j=8 \cdot 10^{10}\ \text{A/m}^2$ and duration $\tau=500\ \mu\text{s}$. c – photo of the Al-SiO₂-Si structure after passing a rectangular current pulse $j=6 \cdot 10^{10}\ \text{A/m}^2$ and duration $\tau=400\ \mu\text{s}$: 1 – metallization track; 2 – microcracks of the SiO₂ film.

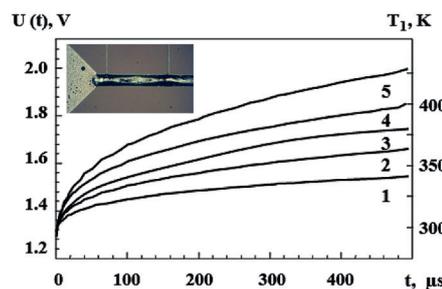


Fig. 6. Oscillograms of the Si-Ti-Al system activation at different thickness of the Ti sublayer: 1 – $h_2=0$; 2 – $h_2=80$; 3 – $h_2=100$; 4 – $h_2=130$; 5 – $h_2=170\ \text{nm}$; $j=6.0 \cdot 10^{10}\ \text{A/m}^2$; $h_1=2\ \mu\text{m}$; duration pulses of $500\ \mu\text{s}$. On the insert: Photo of the Al-Ti-Si structure after passing a current pulse $j > j_{cr}$.

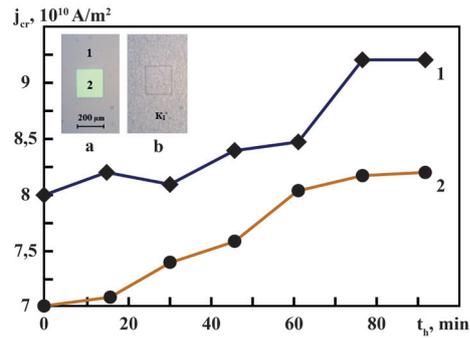


Fig. 7. The dependence of the value of the critical current density j_{cr} on the annealing time of the t_h structure Al-Ti-Si in an inert atmosphere at a temperature of 500 °C; the duration of the rectangular current pulse: 1 – 550 μ s; 2 – 200 μ s. In the insert: Micrograph of a multilayer structure Al-(Ti,Ni)-Si: a – windows 2 opened in oxide 1 for spraying the sublayer and the main current-carrying layer; b – after spraying the contacts.

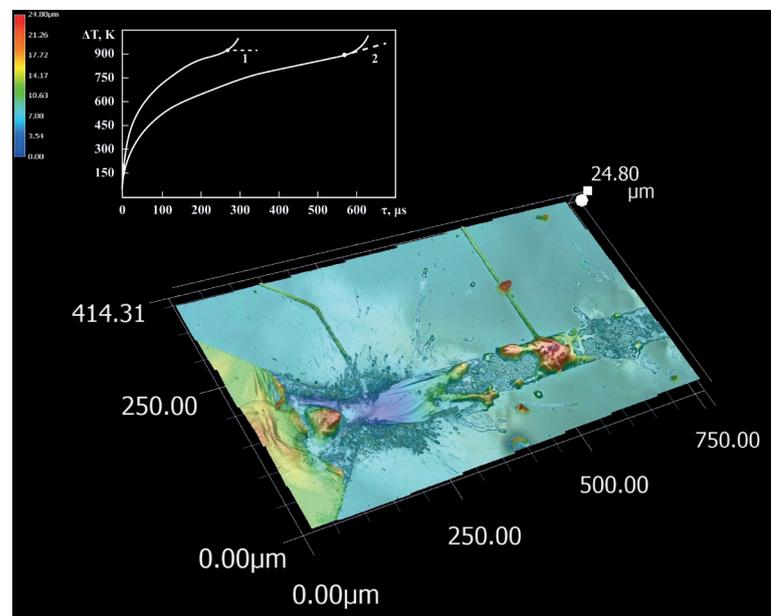


Fig. 8. Topography of the Al-Ti-Si structure after an electric explosion (current pulse amplitude $j=13 \cdot 10^{10}$ A/m² and duration 600 μ s). In the insert: The dynamics of the temperature of aluminum metallization $\Delta T_1(t)=T_1(t)-T_0$ during the passage of a single current pulse amplitude: 1 – $j=8.7 \cdot 10^{10}$ A/m²; 2 – $7.0 \cdot 10^{10}$ A/m².

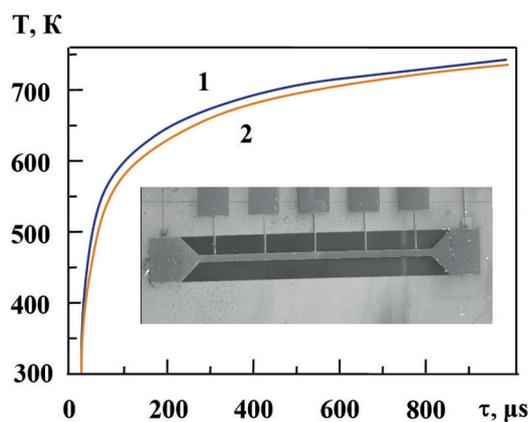


Fig. 9. Oscillograms of inclusion of metallization on silicon when passing a rectangular current pulse with an amplitude of $j=7.1 \cdot 10^{10}$ A/m² and a duration of 950 μ s: 1 – copper-based metallization system with carbon nanotubes; 2 – sample witness. On the insert: A photo of the test structure; the size of the contact pad is 100x100 μ m.

References

1. **A.W. Topol, D.C. La Tulipe, Jr.L Shi, D.J. Frank, K. Bernstein, S.E. Steen, A. Kumar, G.U. Singco, A.M. Young, K.W. Guarini, M. Jeong**
IBM J. Res. & Dev., 2006, **50**(4.5), 491. DOI: 10.1147/rd.504.0491.
2. **H. Okabe, M. Yoshida, T. Tominaga, J. Fujita, K. Endo, Y. Yokoyama, K. Nishikawa, Y. Toyoda, S. Yamakawa**
Materials Science Forum, 2014, **778**, 955.
DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF778-780.955.
3. **C. Zhang, S. Liu, S. Li, Y. Zhu, L. Ni**
IEEE Trans. Power Electron., 2022, **37**(5), 6009.
DOI: 10.1109/TPEL.2021.3125428.
4. **D. Martineau, C. Levade, M. Legros, P. Dupuy, T. Mazeaud**
Microelectron. Reliab., 2014, **54**(11), 2432.
DOI: 10.1016/j.microrel.2014.06.010.
5. **W. Macherzyński, A. Stafniak, B. Paszkiewicz, J. Gryglewicz, R. Paszkiewicz**
Phys. Status Solidi, 2016, **213**(5), 1145. DOI: 10.1002/pssa.201532684.
6. **T.J. Garosshen, T.A. Stephenson, T.P. Slavin**
JOM, 1985, **37**(5), 55. DOI:10.1007/BF03257742.
7. **S.M. Ahmad, Ch.S. Leong, R.W. Winder, K. Sopian, S.H. Zaidi**
J. Electron. Mater., 2019, **48**(10), 6382.
DOI: 10.1007/s11664-019-07409-x.
8. **T.K. Gupta**
Microelectron. Reliab., 1979, **19**(4), 337.
DOI: 10.1016/0026-2714(79)90150-1.
9. **M. Brincker, K.B. Pedersen, P.K Kristensen, V.N. Popok**
Microelectron. Reliab., 2015, **55**(9–10), 1988.
DOI: 10.1016/j.microrel.2015.06.005.
10. **L. Fangwei, L. Pingan, Q. Hui, L. Junpeng, S. Ruochen, W. Wenchao**
Comput. Mater. Sci., 2019, **170**, 109142.
DOI: 10.1016/j.commatsci.2019.109142.
11. **A.V. Pervikov, M.I. Lerner, O.V. Bakina, A.S. Lozhkomoev, E.A. Glazkova**
Inorg. Mater.: Appl. Research, 2019, **10**(3), 699.
DOI: 10.1134/S2075113319030328.
12. **Y.S. Kwona, V.V. An, A.P. Ilyin, D.V. Tikhonov**
Mater. Lett., 2007, **61**(14–15), 3247.
DOI: 10.1016/j.matlet.2006.11.047.
13. **P. Chucai, W. Jinxiang, Zh. Nan, S. Guilei**
Curr. Appl. Phys., 2016, **16**(3), 284. DOI: 10.1016/j.cap.2015.12.009.
14. **M. Nelhiebel, R. Illing, Th. Detzel, S. Wöhlert, B. Auer, S. Lanzerstorfer, M. Rogalli, W. Robl, S. Decker, J. Fugger, M. Ladurner**
Microelectron. Reliab., 2013, **53**(9–11), 1745.
DOI: 10.1016/j.microrel.2013.07.123.
15. **E.S. Grinats, V.A. Zhanov, A.V. Kashevarov, A.B. Miller, Yu.F. Potapov, A.L. Stasenko**
TVT, 2019, **57**(2), 2019, 246. DOI: 10.1134/S0018151X19020056.
16. **L. Hao, X. Xiao, X. Lin-sheng, W. Hua-lin, S. Gai-nai, Y. Qiang**
Chem. Eng. Sci., 2019, **195**, 720. DOI: 10.1016/j.ces.2018.10.017.
17. **A. Diligenti, P.E. Bagnoli, B. Neri, S. Bea, L. Mantellassi**
Solid-State Electron., 1989, **32**(1), 11.
DOI: 10.1016/0038-1101(89)90042-7.
18. **A.A. Skvortsov, S.M. Zuev, M.V. Koryachko, V.V. Glinskiy**
Microelectron. Int., 2016, **33**(2), 102. DOI: 10.1108/MI-05-2015-0049.
19. **A.A. Skvortsov, M.V. Koryachko, S.I. Kuleshova, M.R. Rybakova**
J. Appl. Phys., 2022, **131**(8), 083901. DOI: 10.1063/5.0084330.
20. **A. Skvortsov, M. Koryachko, O. Sklemina, M. Rybakova**
Appl. Phys. A: Mater. Scien. & Process., 2022, **128**(3), 242.
DOI: 10.1007/s00339-022-05398-z.
21. **A.A. Skvortsov, S.M. Zuev, M.V. Koryachko, E.B. Voloshin**
Tekhnologiya Metallov [Metal Technology], 2019, **11**, 41 (in Russian).
DOI: 10.31044/1684-2499-2019-11-0-41-46.
22. **A.A. Skvortsov, S.M. Zuev, M.V. Koryachko, A.A. Skvortsova**
Periodico Tche Quimica, 2019, **16**(33), 448.
DOI: 10.52571/PTQ.v16.n33.2019.463_Periodico33_pgs_448_456.pdf.
23. **A.A. Skvortsov, M.V. Koryachko, S.M. Zuev, M.R. Rybakova**
Periodico Tche Quimica, 2020, **17**(34), 335.
DOI: 10.52571/PTQ.v17.n34.2020.352_P34_pgs_335_342.pdf.