

Фазовые превращения при металлизации Ag–In и сращивании вертикальных диодных ячеек многопереходных солнечных элементов

© Н.П. Клочко[¶], Г.С. Хрипунов, Н.Д. Волкова*, В.Р. Копач, В.Н. Любов,
М.В. Кириченко, А.В. Момотенко, Н.М. Харченко, В.А. Никитин

Национальный технический университет „Харьковский политехнический институт“,
61002 Харьков, Украина

* Национальный аэрокосмический университет „Харьковский авиационный институт“,
61070 Харьков, Украина

(Получена 16 июля 2012 г. Принята к печати 13 августа 2012 г.)

Исследованы условия сращивания кремниевых многопереходных солнечных элементов с вертикальными $p-n$ -переходами с помощью припоя системы Ag–In. Изучались композиции из электроосажденных пленок индия на посеребренных методом трафаретной печати кремниевых пластинах и изготовленные путем послыдного электрохимического осаждения пленки серебра и индия на поверхности посеребренных в вакууме кремниевых вертикальных диодных ячеек. Исследование условий электрохимического осаждения, структуры и морфологии поверхности полученных слоев показало, что для гарантированного сращивания допустимо использование 8-минутной термообработки при 400°C под давлением стопки металлизированных кремниевых пластин, однако соотношение толщин слоев индия и серебра не должно превышать 1:3. При выполнении данного условия припой после сращивания пластин имеет структуру InAg₃ (или InAg₃ с примесью фазы Ag), благодаря чему температура плавления спая превышает 700°C, что гарантированно обеспечивает функционирование таких солнечных элементов в условиях концентрированного освещения.

1. Введение

Многопереходные кремниевые фотоэлектрические преобразователи (МП Si-ФЭП) с вертикальными диодными ячейками (ВДЯ, vertical diode cell VDC) в настоящее время рассматриваются как наиболее предпочтительные из всех известных монокристаллических Si-ФЭП для использования в фотоэнергетических установках различного типа в условиях высококонцентрированного солнечного излучения (ВКСИ) [1–7]. Это обусловлено их способностью преобразовывать энергию ВКСИ в электрическую с КПД более 20% при двухсторонней чувствительности, прозрачности в инфракрасной области и отсутствии необходимости применения в процессе изготовления фотолитографии. При создании МП Si-ФЭП сращивание диодных ячеек происходит, как правило, путем нанесения на обе стороны кремниевых пластин тонких (более 0.1 мкм) пленок никеля и последующего их смачивания флюсом с погружением под давлением стопки пластин в расплавленный оловянно-свинцовый припой [1], посредством диффузионного сваривания стопки пластин после вакуумного нанесения на их поверхность слоев алюминия, иногда — с использованием силуминовых прокладок, при температуре 550°C [1,5] или путем прямого сращивания кремниевых пластин за счет их высокотемпературной термообработки при 1100°C [6], потому что, согласно [7], необходимо предотвращать проникновение компенсационной примеси алюминия на участок $p-n$ -перехода. Поскольку высокотемпературные технологии

из-за ускорения диффузионных процессов могут ухудшать эксплуатационные параметры полупроводниковых приборов, в последнее время в электронной промышленности рекомендуют [8–11] при создании интегральных схем и микроэлектромеханических систем, в частности, с целью изготовления промежуточных металлических слоев для связывания кремниевых пластин, использовать низкотемпературные припои, не содержащие опасного для окружающей среды свинца, а именно сплавы систем олово–серебро (Sn–Ag) или серебро–индий (Ag–In) [8–12], причем отмечается [10–12], что припой Ag–In имеет преимущества благодаря его усталостной долговечности. Кроме того, в [13] указывается, что процесс низкотемпературного спаивания обеспечивает отсутствие остаточных напряжений, которые возникают в высокотемпературных процессах при охлаждении после нагрева из-за различий в коэффициентах температурного расширения материалов сопрягающихся поверхностей. С другой стороны, в [9,13] отмечается, что образование прочного термостойкого спая в системе Ag–In объясняется тем, что сначала в процессе спаивания при температуре 180°C и давлении 1.4 МПа образуется обогащенный индием расплав AgIn₂, который за счет дальнейшего растворения в нем серебра превращается в обогащенные серебром интерметаллические соединения, которые, согласно фазовой диаграмме системы Ag–In [9,11,13], имеют температуры плавления выше 400°C. Таким образом без значительного нагрева кремниевых пластин достигаются высокие температуры повторного расплавления припоя.

Из работы [14] известно, что простой и общедоступный процесс гальванического (электрохимического) оса-

[¶] E-mail: klochko_np@mail.ru

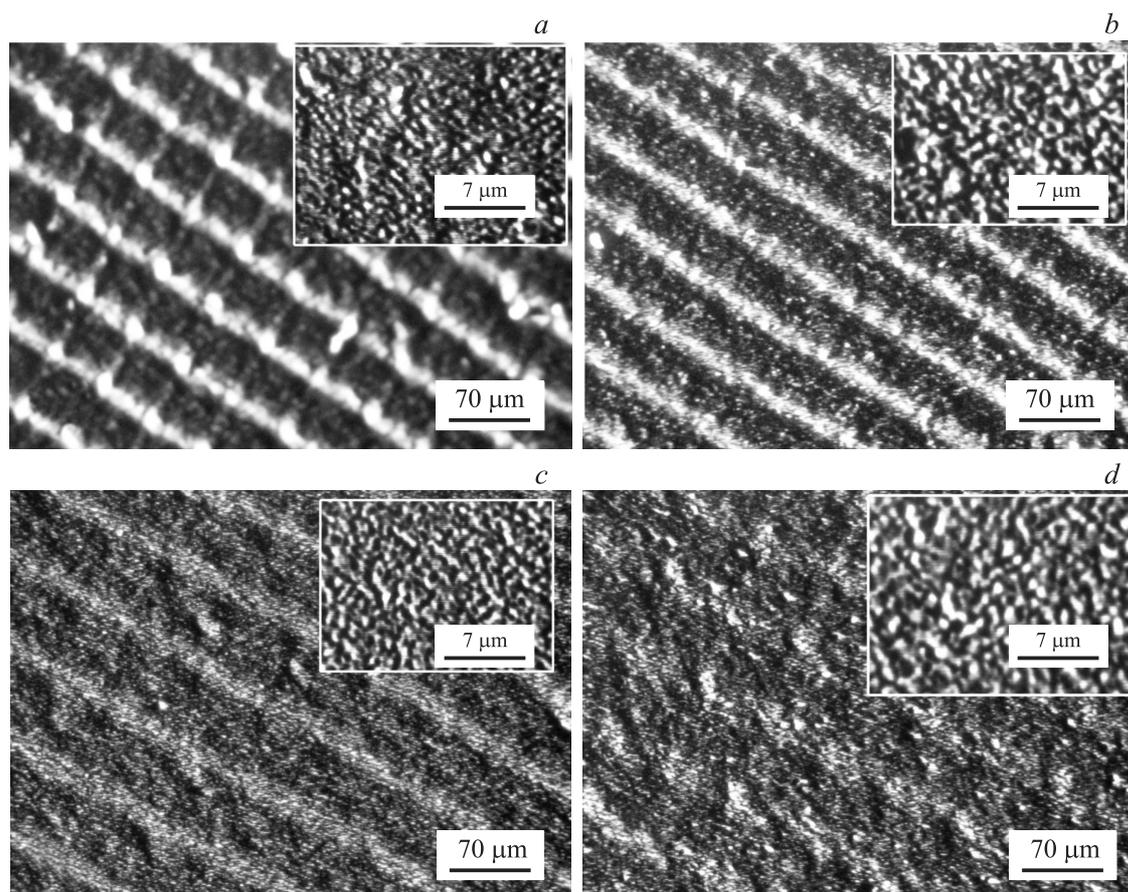


Рис. 1. Изготовленные методом растровой электронной микроскопии снимки поверхности покрытой серебром кремниевой пластины (подложки Ag/Si) (a) и электрохимически выращенных на этой поверхности индиевых пленок толщиной, мкм: b — 3.0, c — 6.5, d — 9.5.

ждения слоев серебра и индия позволяет осуществлять в стандартных условиях интерметаллические реакции с образованием, например, фазы AgIn_2 непосредственно в процессе электроосаждения или при хранении изготовленных образцов при комнатных условиях в течение трех недель. Вместе с тем, пока что не известны параметры процессов электрохимического осаждения пленок In и Ag, а также последующего не высокотем-

пературного отжига полученных слоев композиций, пригодные для образования интерметаллических соединений с большими температурами плавления, которые могут быть использованы для прочного срачивания кремниевых многопереходных солнечных элементов с вертикальными $p-n$ -переходами.

Исходя из актуальности проблемы, данная работа посвящена исследованию изменений в фазовом составе

Таблица 1. Фазовый состав слоев, изготовленных электрохимическим осаждением индия на подложки Ag/Si с толщиной серебряного слоя 30 мкм

Толщина электроосажденного слоя индия, мкм	После хранения на воздухе при 20°C в течение 4 недель		После термообработки на воздухе при 400°C в течение 8 мин	
	Образец	Кристаллические фазы	Образец	Кристаллические фазы
2.0	In 4-1	Ag_9In_4 , AgIn_2	In 4-1t	In_2O_3 , InAg_3
4.0	In 4-2	Ag_9In_4 , AgIn_2	In 4-2t	In_2O_3 , InAg_3
5.5	In 5-1	AgIn_2	In 5-1t	In_2O_3 , InAg_3
7.5	In 5-2	AgIn_2	In 5-2t	In_2O_3 , InAg_3
8.5	In 6-1	AgIn_2	In 6-1t	In_2O_3 , Ag_3In , Ag_9In_4 , AgIn_2
10.5	In 6-2	AgIn_2 , In	In 6-2t	In_2O_3 , Ag_3In , AgIn_2

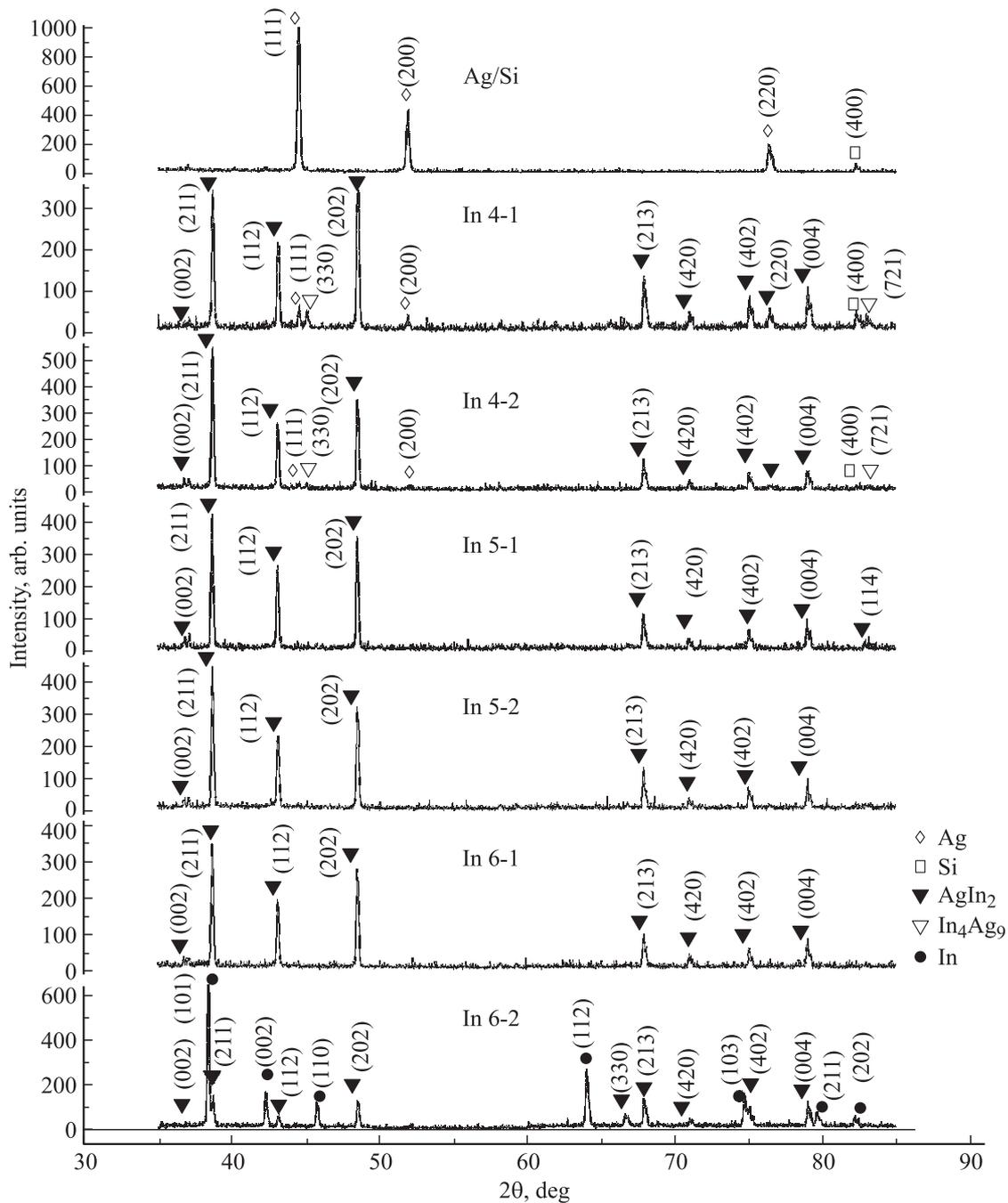


Рис. 2. Рентген-дифрактограммы подложки Ag/Si и электроосажденных на нее пленок индия разных толщин после их хранения на воздухе при 20°C в течение 4 недель.

и морфологии поверхности пленок системы Ag–In, происходящих в процессе электроосаждения, при хранении или отжиге. Нами изучались композиции из электроосажденных пленок индия на посеребренных методом трафаретной печати кремниевых пластинах (подложки Ag/Si), а также изготовленные путем послойного электрохимического осаждения пленки серебра и индия различных толщин на поверхности посеребренных в вакууме кремниевых вертикальных диодных ячеек

(подложки Ag/ВДЯ). Апробация методики металлизации кремния Ag–In осуществлена путем сращивания вертикальных диодных ячеек Ag/ВДЯ с электрохимически осажденными слоевыми композициями серебро–индий.

2. Методика эксперимента

На первом этапе исследований пленки индия на поверхность серебряных слоев толщиной 30 мкм, из-

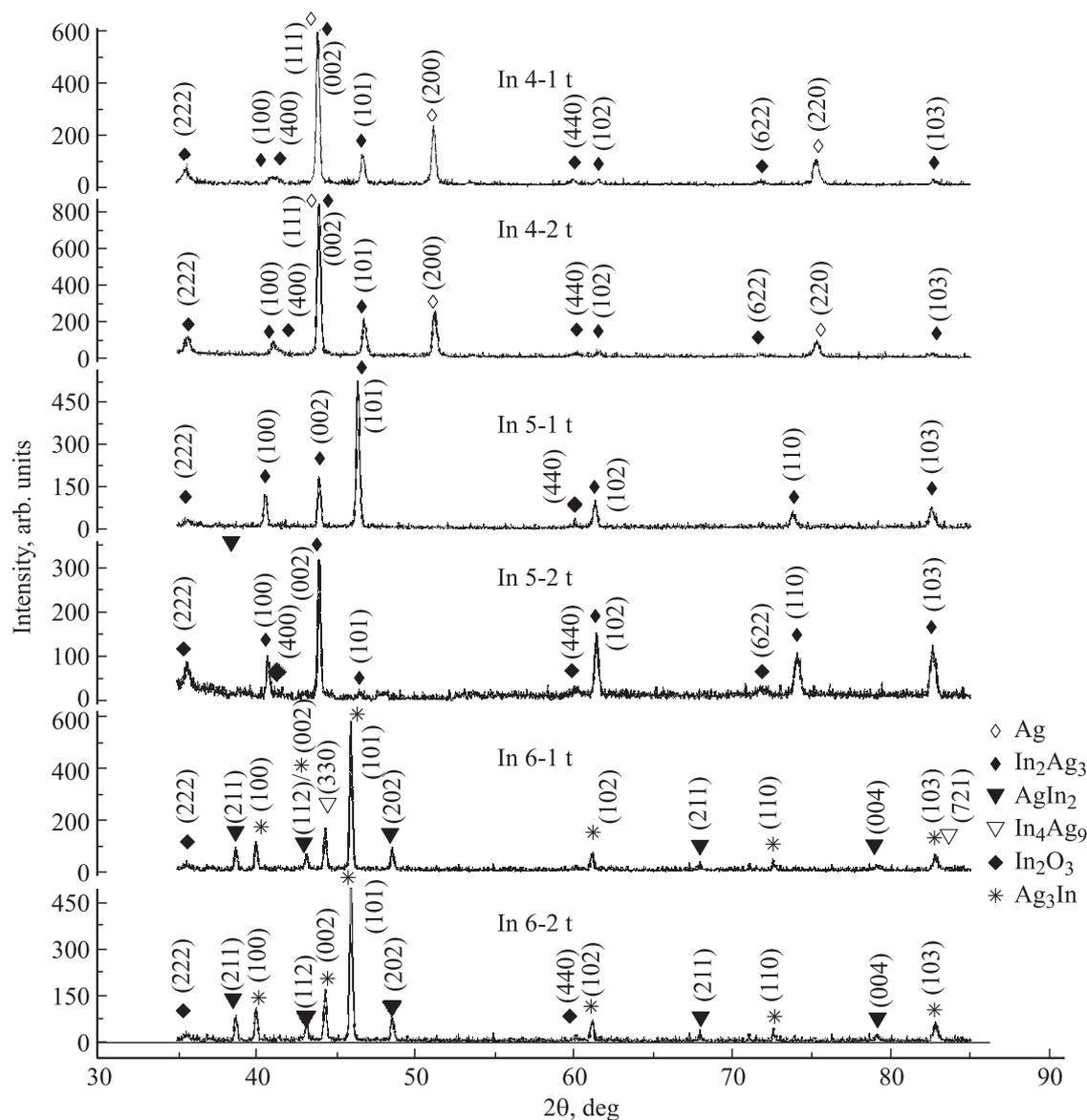


Рис. 3. Рентген-дифрактограммы электроосажденных на подложки Ag/Si индиевых пленок разных толщин после их термообработки на воздухе при 400°С в течение 8 мин.

готовленных методом трафаретной печати на кремниевых пластинах марки КДБ (подложки Ag/Si), электроосадили из водного раствора InCl_3 — 230 г/л, NH_4Cl — 100 г/л в гальваностатическом режиме при

плотности катодного тока 14–20 мА/см² без перемешивания электролита при комнатной температуре в двухэлектродной электрохимической ячейке с анодом из нержавеющей стали. Согласно расчетам на основе

Таблица 2. Фазовый состав электроосажденных композиций Ag–In

Толщина электроосажденных слоев, мкм		После электроосаждения			После срачивания ВДЯ при 400°С в течение 8 мин		
Серебро	Индий	Образец	Длительность хранения, сут	Кристаллические фазы	Образец	Атмосфера срачивания	Кристаллические фазы
15	5	Ag-5-In	3	Ag, In, AgIn ₂	Ag-5-In t	Воздух	Ag, InAg ₃
20	6	Ag-6-In	1	Ag, In	Ag-6-In t	Воздух	InAg ₃
10	3	Ag-7-In	3	Ag, In, AgIn ₂	Ag-7-In t	Вакуум	Ag, InAg ₃

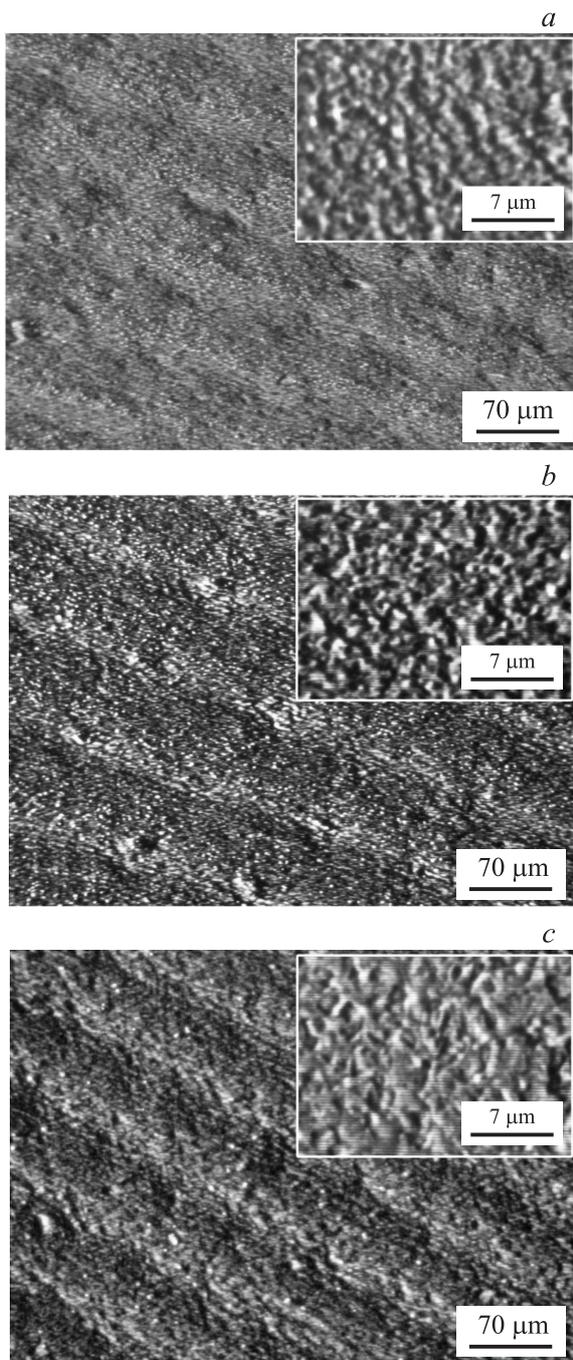


Рис. 4. Изготовленные методом растровой электронной микроскопии снимки электрохимически выращенных на подложках Ag/Si индиевых пленок толщиной, мкм: *a* — 3,0, *b* — 6,5, *c* — 9,5 после их термообработки на воздухе при 400°C в течение 8 мин.

гравиметрического определения массы гальванического осадка индия, толщины пленок индия составляли от 2 до 10,5 мкм, скорость катодного наращивания индия составляла 0,5–0,9 мкм/мин. Выход по току равнялся приблизительно 100%. Пленки индия были светлыми, однородными и обладали хорошей адгезией к слоям Ag.

Термообработку электроосажденных пленок проводили при 400°C в течение 8 мин в трубчатой печи при свободном доступе воздуха.

На втором этапе исследований вертикальные диодные ячейки из монокристаллического кремния травили в течение 5 мин в плавиковой кислоте, после чего на две их горизонтальные поверхности методом вакуумного напыления наносились тонкие (1 мкм) слои серебра. Последующее электроосаждение на эти подложки слоев серебра для изготовления композиций Ag/ВДЯ выполняли в гальваностатическом режиме по двухэлектродной схеме в йодидном электролите серебрения, содержащем AgNO_3 — 30 г/л, KI — 300 г/л, при плотности катодного тока 3–4 мА/см². Электролит не перемешивался, анод был платиновым. Согласно расчетам на основе гравиметрического определения массы гальванического осадка серебра, толщины пленок серебра составляли от 7 до 20 мкм, скорость катодного наращивания серебра равнялась примерно 0,3 мкм/мин. Выход по току был близок к 100%. Пленки электроосажденного серебра были светлыми, однородными и обладали хорошей адгезией к осажденным в вакууме слоям Ag. Поверх электроосажденного серебра электрохимически наносились пленки индия в режимах, описанных нами выше для первого этапа исследований. Изготовленные таким способом вертикальные диодные ячейки с двухсторонней Ag–In металлизацией сращивали между собой боковыми поверхностями под давлением на воздухе в трубчатой печи или в вакууме $2 \cdot 10^{-3}$ Па в вакуумной установке ВУП-4 при температуре 400°C в течение 8 мин. После сращивания ВДЯ их остужали до комнатной температуры и разъединяли, отделяя с помощью скальпеля металлизацию от ВДЯ, а затем анализировали кристаллическую структуру Ag–In металлизации.

Рентген-дифрактометрические исследования структуры осуществлялись с помощью дифрактометра ДРОН-4. Съемка дифракционного спектра проводилась при непрерывном 2θ -сканировании с фокусировкой по Брэггу–Брентано в излучении кобальтового анода ($\lambda_{\text{CoK}\alpha} = 1,78897 \text{ \AA}$). Для определения параметров единичных максимумов была использована программа New_Profile 3.4(375) [15]. Морфологию поверхности электроосажденных слоев исследовали с помощью растрового электронного микроскопа РЭМ-100У в режиме регистрации вторичных и отраженных электронов при ускоряющем напряжении 30 кВ.

3. Экспериментальные результаты

3.1. Исследование металлизации Ag–In из индиевых слоев, электроосажденных на изготовленные методом трафаретной печати пленки серебра

Изготовленные методом растровой электронной микроскопии снимки поверхности подложек Ag/Si (рис. 1, *a*)

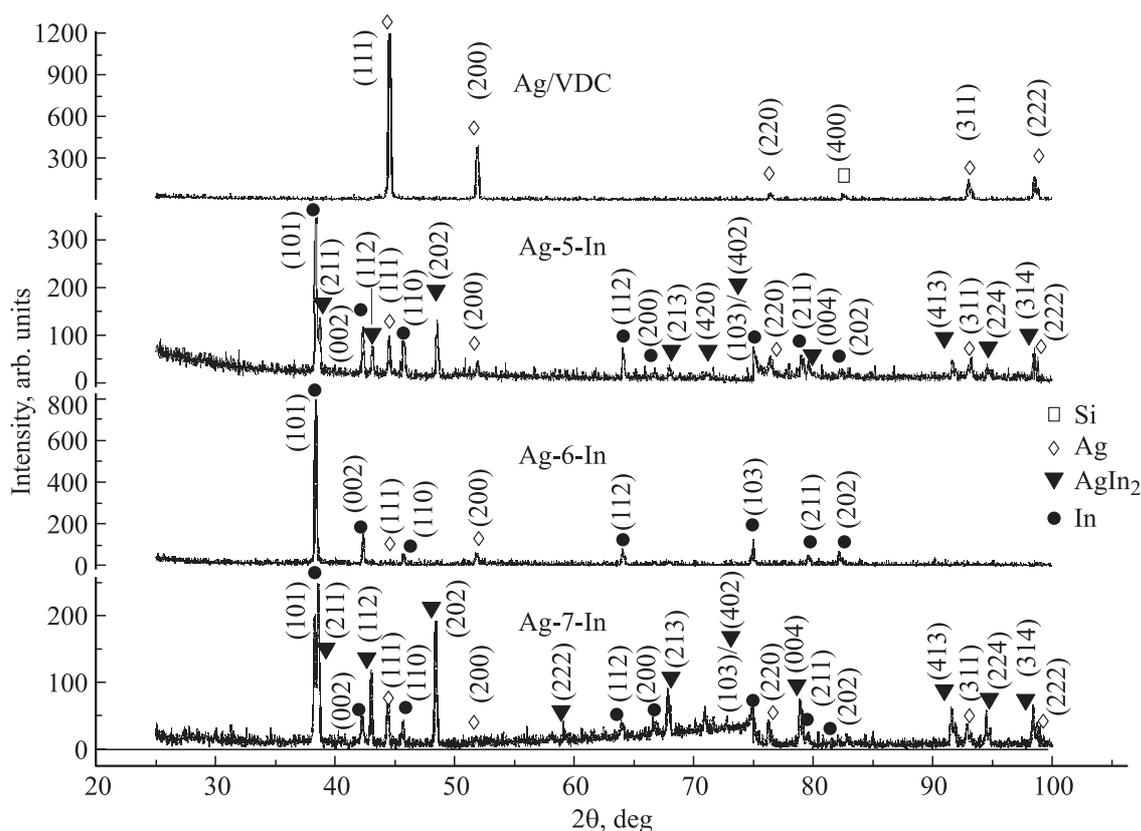


Рис. 5. Рентген-дифрактограммы электроосажденной пленки серебра толщиной 10 мкм (Ag/VDC) и электроосажденных композиций Ag–In на поверхности покрытых в вакууме тонким (1 мкм) серебряным слоем вертикальных кремниевых диодных ячеек.

и электроосажденных на эти подложки индиевых слоев разных толщин (рис. 1, *b–d*) показывают, что электрохимические осадки ровным слоем полностью покрывают поверхность серебра. На сделанных с большим увеличением врезках к этим рисункам особенно убедительно продемонстрировано, что электрохимические пленки являются гладкими и мелкокристаллическими. Рентген-дифрактометрический анализ электроосажденных слоев, проведенный через 4 недели после их изготовления, т.е. по истечении времени, которое, согласно [14], необходимо для прохождения реакций образования между слоями серебра и индия интерметаллических соединений, выявил (рис. 2), что фазовый состав электроосажденных на подложки Ag/Si слоев закономерно зависит от их толщины. Если толщина электроосажденного слоя составляла 2–4 мкм, он состоял из фаз AgIn_2 (JCPDS 25-0386) и Ag_9In_4 (JCPDS 29-0678). Согласно [9,11], температура плавления первой из этих фаз составляет 166°C , а второй — превышает 400°C . Помимо этого, на дифрактограммах таких образцов имеются рефлексы серебра (JCPDS 04-0783) и кремния (JCPDS 27-1402) от подложек Ag/Si. Отметим также, что наши данные о фазовом составе пленок, полученных в результате электроосаждения индия на

поверхность серебра, в целом совпадают с литературными данными [14]. Если толщины электроосажденных слоев составляли 5.5–8.5 мкм, они были однофазными и состояли из обогащенной индием легкоплавкой фазы AgIn_2 . Если же толщина электроосажденного слоя индия была 10.5 мкм, т.е. составляла более чем одну треть часть от толщины слоя серебра в подложке, пленка состояла из фаз AgIn_2 и чистого индия (In, JCPDS 05-0642). В табл. 1 приведены данные о фазовом составе Ag–In металлизации из отличающихся по толщине электроосажденных пленок индия и серебряных слоев, полученных на кремниевых пластинах методом трафаретной печати.

Непродолжительная (8 мин) термообработка образцов на воздухе при 400°C обуславливала перекристаллизацию слоев системы Ag–In (рис. 3). На дифрактограммах образцов, для которых толщина электрохимически осажденного индиевого покрытия составляла 2–7.5 мкм, т.е. была существенно меньше, чем одна треть толщины серебряного слоя, наблюдается фаза InAg_3 (JCPDS 29-0677), температура плавления которой, согласно [16,17], составляет примерно 700°C , и наряду с ней — отдельные пики оксида индия In_2O_3 (JCPDS 06-0416). Появление In_2O_3 объясняется исполь-

зованными нами в эксперименте условиями термообработки слоев системы Ag–In при свободном доступе воздуха. При большей толщине электроосажденного слоя индия, т.е. в случае, если толщина слоя индия равнялась примерно одной третьей от толщины серебряного слоя, на дифрактограмме (рис. 3) наряду с In_2O_3 и с обогащенной серебром относительно тугоплавкой фазой Ag_3In (JCPDS 15-0163) (температура плавления Ag_3In , согласно [16,17], составляет около 700°C) наблюдается также фаза Ag_9In_4 (температура плавления Ag_9In_4 , согласно [9,13], превышает 400°C) и, что особенно опасно с точки зрения возможного расплавления спая при температурах эксплуатации МП Si-ФЭП более 170°C , очень легкоплавкая фаза AgIn_2 . Если же толщина индиевого слоя явно превышает одну треть от толщины слоя серебра, легкоплавкая фаза AgIn_2 полностью замещает собой более тугоплавкую фазу Ag_9In_4 , из-за чего припой, очевидно, полностью теряет свои эксплуатационные характеристики при температурах свыше 170°C . Вместе с тем, как можно видеть на электронно-микроскопических снимках поверхности термообработанных образцов (рис. 4), перекристаллизация слоев системы Ag–In независимо от толщины индиевых пленок никогда не приводила к нарушению сплошности электроосажденных слоев и не уменьшала гладкости их поверхности, так что приходится сделать вывод, что визуальное определение непригодности припоя к эксплуатации в условиях повышенных температур не представляется возможным.

3.2. Исследование металлизации Ag–In из электроосажденных серебряных и индиевых слоев

Рентген-дифрактограмма пленки серебра толщиной 10 мкм, электроосажденной на поверхность покрытой в вакууме тонким (1 мкм) серебряным слоем кремниевой пластины, демонстрирует (рис. 5, Ag/VDC) наличие фаз Ag (JCPDS 04-0783) и Si (JCPDS 27-1402). В табл. 2 приведены данные о фазовом составе электроосажденных композиций Ag–In, отличающихся толщинами слоев серебра и индия и временем их хранения при комнатной температуре на воздухе. Дифрактограммы электроосажденных композиций Ag–In, хранившихся в течение 3 суток (рис. 5, Ag-5-In и Ag-7-In), содержат, наряду с чистыми металлами — серебром и индием, легкоплавкую фазу AgIn_2 , характерную для хранившихся в течение 4 недель электрохимических пленок индия на подложках Ag/Si, изготовленных методом трафаретной печати (рис. 2). Если же рентген-дифрактометрическое исследование проводили на следующий день после электроосаждения слоев (образец Ag-6-In на рис. 5), на дифрактограмме были зарегистрированы только фазы чистых металлов серебра и индия. Морфология поверхности для образцов электроосажденных композиций Ag–In на покрытых в вакууме тонким серебряным слоем ВДЯ показана на рис. 6.

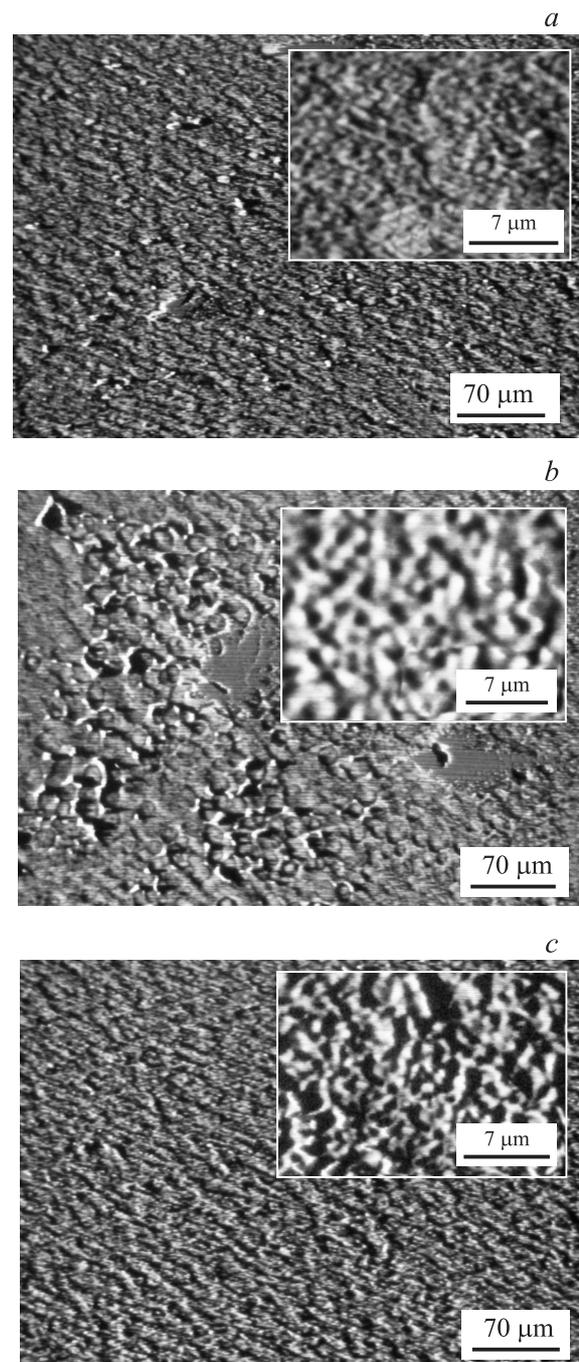


Рис. 6. Изготовленные методом растровой электронной микроскопии снимки поверхности образцов электроосажденных композиций Ag–In на покрытых в вакууме тонким (1 мкм) серебряным слоем ВДЯ: *a* — Ag-5-In, *b* — Ag-6-In, *c* — Ag-7-In.

Сращивание ВДЯ с Ag–In металлизацией в случаях, когда толщина электроосажденной пленки индия была меньше одной трети от толщины электроосажденного слоя серебра, не вызывало проблем независимо от абсолютных величин толщин каждого из слоев и от атмосферы (воздух или вакуум), в которой осуществлялось сращивание. Исследование кристаллической струк-

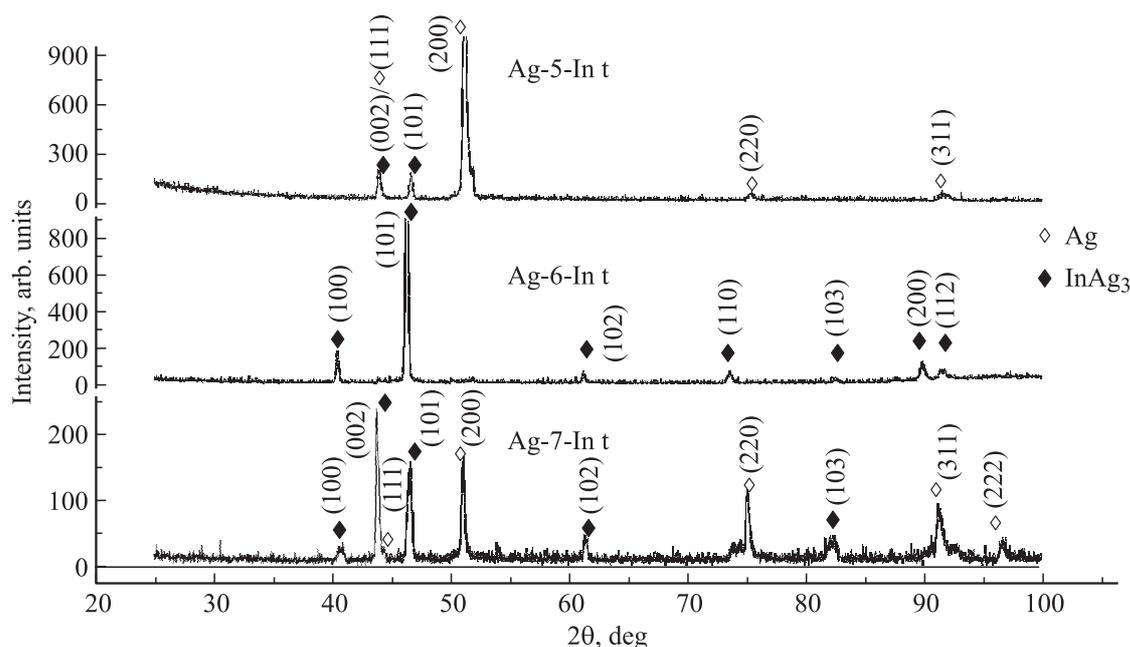


Рис. 7. Рентген-дифрактограммы электроосажденных композиций Ag–In на ВДЯ после сращивания.

туры композиций Ag–In после сращивания (рис. 7, табл. 2) обнаружило, что спай состоит из фазы InAg_3 , температура плавления которой, как указывалось выше, составляет примерно 700°C . Наличие слабых пиков фазы серебра на дифрактограммах композиций Ag-5-In t и Ag-7-In t, по нашему мнению, объясняется небольшим избытком серебра в металлизации Ag–In с учетом 1 мкм осажденного в вакууме серебряного подслоя, но не представляет опасности с точки зрения прочности спаивания в силу относительно высокой температуры плавления этого металла (согласно [9,13,16], температура плавления серебра составляет примерно 950°C).

4. Обсуждение

Исследование влияния соотношения толщин электроосажденных пленок серебра и индия на сращивание вертикальных диодных ячеек многопереходных солнечных элементов показало, что закономерности, обнаруженные нами в разд. 3.1 для изготовленных методом трафаретной печати слоев серебра, покрытых электрохимически осажденными пленками индия, выполняются и для электрохимически осажденной Ag–In металлизации, описанной в разд. 3.2. В данной работе нам удалось объединить два позитивных момента: обеспечение доступности и экологичности изготовления легкоплавких припоев, с одной стороны, и возможность термостойкого сращивания вертикальных диодных ячеек многопереходных солнечных элементов за счет самопроизвольного превращения припоев в процессе сращивания в достаточно тугоплавкие интерметаллические слои, с другой.

Независимо от абсолютных значений толщин пленок серебра и индия, от того, каким способом были нанесены серебряные пленки, как долго хранилась металлизация Ag–In до сращивания ВДЯ и в какой атмосфере, в вакууме или на воздухе, осуществлялось сращивание этих ячеек — во всех случаях, когда соотношение толщин слоев индия и серебра было меньшим, чем 1:3, припой был легкоплавким до сращивания, а после сращивания имел температуру плавления не менее 700°C .

5. Заключение

Исследование условий электрохимического осаждения пленок индия на поверхность посеребренных методом трафаретной печати кремниевых пластин и электрохимической Ag–In металлизации вертикальных диодных ячеек, а также структуры и морфологии поверхности полученных слоев показало, что для сращивания многопереходных солнечных элементов с вертикальными p – n -переходами допустимо использование невысоких температур сращивания, например краткосрочной (8-минутной) термообработки при 400°C под давлением стопки металлизированных кремниевых пластин, однако соотношение толщин слоев индия и серебра не должно превышать 1:3. При выполнении данного условия припой после сращивания пластин будет иметь структуру InAg_3 (или InAg_3 с примесью фазы Ag), благодаря чему температура плавления спаивания будет не ниже 700°C , что гарантированно обеспечит функционирование таких солнечных элементов в условиях концентрированного освещения.

Список литературы

- [1] Д.С. Стребков. *Матричные солнечные элементы* (М., ГИУ ВИЭСХ, 2010) т. 3, с. 312.
- [2] V. Simakin, D. Strebkov, I. Tyukhov. *Proc. 14th Int. Solar Conf. „EuroSun 2004“* (Freiburg, Germany, 2004) v. 3, p. 357.
- [3] I. Tyukhov, V. Simakin, V. Murashev, V. Poulek. *23rd Eur. Photovoltaic Solar Energy Conf.* (Valencia, Spain, 2008) p. 795.
- [4] B.L. Sater, N.D. Sater. *29th IEEE Photovoltaic Specialists Conf.* (New Orleans, USA, 2002) p. 1019.
- [5] N.H. Rafat. *Sol. Energy*, **80**, 1588 (2006).
- [6] Е.Г. Гук, Т.А. Налет, М.З. Шварц, В.Б. Шуман. *ФТП*, **31**, 855 (1997).
- [7] I. Tyukhov. *Global J. Technol. Optimization*, N 1, 1 (2010).
- [8] В.Б. Воронков, Е.Г. Гук, В.А. Козлов, М.З. Шварц, В.Б. Шуман. *ФТП*, **32**, 886 (1998).
- [9] R.I. Made, C.L. Gan, C. Lee, L.L. Yan, A. Yu, S.W. Yoon, J.H. Lau. *Proc. SPIE*, **6884**, 68840H-1-8 (2008).
- [10] Y.M. Liu, T.H. Chuang. *J. Electronic Mater.*, **29**, 1328 (2000).
- [11] I.Z. Moser, W. Gasior, J. Pstrus, W. Zakulski, I. Ohnuma, X.J. Liu, Y. Inohana, K. Ishida. *J. Electron. Mater.*, **30**, 1120 (2001).
- [12] F. Guo, J.G. Lee, T. Hogan, K.N. Subramanian. *J. Mater. Res.*, **20**, 364 (2005).
- [13] R.I. Made, C.L. Gan, L.L. Yan, A. Yu, S.W. Yoon, J.H. Lau, C. Lee. *J. Electron. Mater.*, **38**, 365 (2009).
- [14] P.J. Wang, J.S. Kim, C.C. Lee. *J. Electron. Mater.*, **38**, 1860 (2009).
- [15] N.P. Klochko, G.S. Khrypunov, N.D. Volkova, V.R. Kopach, V.M. Lyubov, O.V. Momotenko. *Adv. Functional Mater.*, **18**, 328 (2011).
- [16] Z. Bahari, M. Elgadi, J. Rivet, J. Dugué. *J. Alloys Comp.*, **477**, 152 (2009).
- [17] T. Satow, O. Uemura, S. Vamakawa. *Trans. JIM*, **15**, 253 (1974).

Редактор Т.А. Полянская

Phase transformations under Ag–In plating and in the soldering of multijunction solar cell vertical diode elements

N.P. Klochko, G.S. Khrypunov, N.D. Volkova*, V.R. Kopach, V.N. Lyubov, M.V. Kirichenko, A.V. Momotenko, N.M. Kharchenko, V.A. Nikitin

National Technical University
„Kharkiv Polytechnic Institute“,
61002 Kharkiv, Ukraine

* Zhukovsky National Aerospace University
„Kharkiv Aviation Institute“,
61070 Kharkiv, Ukraine

Abstract The conditions for joining silicon multijunction solar cells with vertical $p-n$ -transitions by means of Ag–In system solder have been investigated. We studied the composition of the electrodeposited indium films on silver–plated by screen-printing silicon wafers and the silver and indium layers fabricated by serial electrochemical deposition on the surface of vacuum evaporated silver on silicon in diode vertical cells. The studies of the electrochemical deposition conditions, structure and surface morphology of the obtained layers have shown that the guaranteed matching is possible by using an 8-minute heat treatment at 400°C under the pressure of a stack of metallized silicon wafers, but the ratio of the thicknesses of indium and silver layers should not exceed 1:3. When these requirements were fulfilled the solder after the splice of the plates has a structure InAg_3 (or InAg_3 with Ag mixture phase), because the junction melting point exceeded 700°C, which is guaranteed the operation of such solar cells under concentrated illumination.