

13,11

Влияние структурных свойств на электросопротивление тонких пленок Al/Ag в процессе твердофазной реакции

© Р.Р. Алтунин¹, Е.Т. Моисеенко¹, С.М. Жарков^{1,2}¹ Сибирский федеральный университет,
Красноярск, Россия² Институт физики им. Л.В. Киренского ФИЦ КНЦ СО РАН,
Красноярск, Россия

E-mail: raltunin@gmail.com

Поступила в Редакцию 16 декабря 2019 г.

В окончательной редакции 16 декабря 2019 г.

Принята к публикации 17 декабря 2019 г.

На основании результатов исследования процессов твердофазной реакции в тонких пленках Al/Ag (атомное соотношение Al:Ag = 1:3) методами *in situ* дифракции электронов и измерения величины удельного электросопротивления установлена температура начала реакции, а также предложена модель структурных фазовых переходов. Твердофазная реакция начинается при 70°C с образования твердого раствора Al-Ag на границе раздела нанослоев алюминия и серебра. Установлено, что в процессе реакции последовательно формируются интерметаллические соединения $\gamma\text{-Ag}_2\text{Al} \rightarrow \mu\text{-Ag}_3\text{Al}$. Показано, что возможность формирования фазы $\mu\text{-Ag}_3\text{Al}$ при твердофазной реакции в тонких пленках Al/Ag зависит от соотношения алюминия и серебра, при этом формирование фазы $\mu\text{-Ag}_3\text{Al}$ начинается только после того как весь ГЦК-алюминий прореагирует.

Ключевые слова: тонкие пленки, фазообразование, Al/Ag, твердофазная реакция, дифракция электронов, удельное электросопротивление.

DOI: 10.21883/FTT.2020.04.49130.652

1. Введение

Соединения с алюминием представляют огромный интерес для микроэлектронной промышленности. Они используются в качестве электрических соединений, диффузионных барьеров, материалов для увеличения сопротивления к электромиграции [1–5]. Интерметаллические соединения Al-Ag имеют потенциальное практическое применение в микроэлектронных устройствах [6], конструкциях светоизлучающих диодов [7–10]. Благодаря хорошей сопротивляемости к окислению [11–12] и высоким коэффициентам отражения [13] интерметаллиды Al-Ag являются перспективными для использования в качестве отражающих покрытий в конструкциях солнечных элементов [14–16]. При этом растет доля микроэлектронных устройств, в которых соединения Al-Ag используются в виде тонких пленок (толщиной до 100 nm). С другой стороны, стабильность физико-химических свойств тонкопленочных систем определяет надежность микроэлектронных устройств, использующих эти соединения. На границе раздела тонкопленочных систем твердофазные реакции могут протекать при относительно низких температурах (0.1–0.5 $T_{\text{плав}}$ составляющих элементов) [17], что приводит к образованию новых соединений с другими физико-химическими свойствами. К примеру, на границе раздела тонких пленок Al/Au уже при комнатной температуре [18,19] формируется интерметаллическая фаза Al₂Au, электросопротивление которой значительно выше электросопротивления чи-

стых алюминия и золота [20], что является причиной выхода из строя СВЧ-транзисторов [21], использующих в своей конструкции данные материалы.

В соответствии с фазовой диаграммой в системе Al-Ag возможно формирование следующих интерметаллических соединений: $\gamma\text{-Ag}_2\text{Al}$ (пространственная группа $P6_3/mmc$, $a = 2.885 \text{ \AA}$, $c = 4.624 \text{ \AA}$), высокотемпературной фазы $\beta\text{-Ag}_3\text{Al}$ (пространственная группа $Im\bar{3}m$, $a = 3.243 \text{ \AA}$) и низкотемпературной фазы $\mu\text{-Ag}_3\text{Al}$ (пространственная группа $P4132$, $a = 6.946 \text{ \AA}$). Фаза $\mu\text{-Ag}_3\text{Al}$ представляет больший интерес, т.к. по сравнению с фазой $\gamma\text{-Ag}_2\text{Al}$ она обладает большим коэффициентом отражения, а также значительно большей твердостью и более низкой вязкостью разрушения [2].

Анализ экспериментальных данных показывает, что в процессе твердофазной реакции в толстых пленках ($\sim 1 \mu\text{m}$) обычно формируются два интерметаллических соединения: $\gamma\text{-Ag}_2\text{Al}$ и $\mu\text{-Ag}_3\text{Al}$ [15,16,22]. Однако в подавляющем большинстве работ [23–25], посвященным твердофазным взаимодействиям в тонких пленках Al/Ag (толщиной до 100 nm), не регистрировали образование фазы $\mu\text{-Ag}_3\text{Al}$. В работе [22] твердофазные реакции в пленках Al/Ag исследованы методами обратного резерфордовского рассеяния и рентгеновской дифракции. Сообщали о формировании интерметаллического соединения $\gamma\text{-Ag}_2\text{Al}$ при температуре 150°C, при этом также предполагали наличие небольшого количества фазы $\mu\text{-Ag}_3\text{Al}$ ($\approx 1\text{--}2\%$). Представляют интерес условия

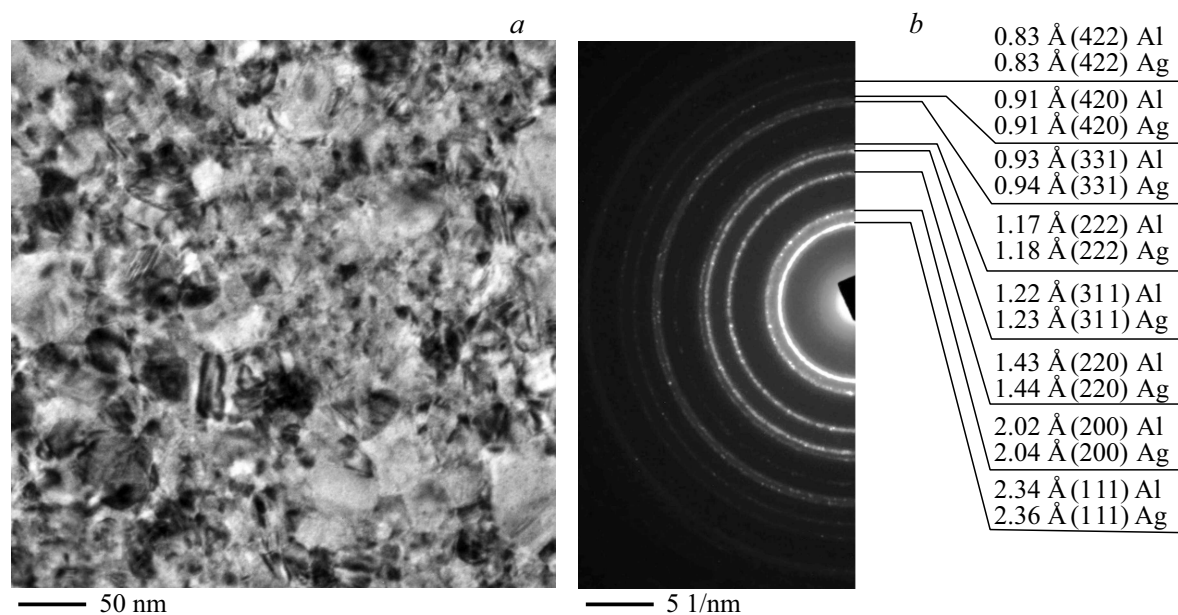


Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение (а) и картина дифракции электронов (b), полученные от пленки Al/Ag в исходном состоянии.

получения данной фазы в тонкопленочных системах, а также исследование ее электрических свойств.

2. Методы получения и исследования образцов

Тонкие пленки Al/Ag, исследованные в настоящей работе, получены методом магнетронного напыления на высоковакуумной установке EPOS-PVD-D-CONFOCAL. Базовый вакуум составлял $1 \cdot 10^{-4}$ Па, напыление осуществляли при давлении аргона 0.26 Па. Контроль толщины пленок осуществляли при помощи кварцевого резонатора Val-Tec QSG-100, который позволяет контролировать интегральную толщину пленок с точностью до 0.01 nm. Скорость напыления материалов составляла 0.05–0.1 nm/s. Для напыления использовали исходные материалы (Гирмет) высокой степени чистоты — Ag (99.99%) и Al (99.999%). В качестве подложек для напыления пленок использовали стекло и электронно-микроскопические сеточки с нанесенным на них тонким слоем (≈ 20 nm) аморфного углерода. Напыление слоев серебра (60 nm) и алюминия (20 nm) осуществляли последовательно без прерывания вакуума. Чтобы избежать реакции между серебром и алюминием слой серебра напыляли первым. Атомное соотношение Al:Ag составляло 1:3.

Микроструктура и элементный состав пленок исследованы при помощи просвечивающего электронного микроскопа JEOL JEM-2100 (ускоряющее напряжение 200 kV), оборудованного энергодисперсионным спектрометром Oxford Inca x-sight. Фазовый состав образцов определяли на основе анализа картин дифракции

электронов, полученных методом микродифракции. Нагрев осуществляли непосредственно в колонне просвечивающего электронного микроскопа JEM-2100 (базовый вакуум $1 \cdot 10^{-6}$ Па), используя специальный держатель образцов (Gatan Model 652 Double Tilt Heating Holder), предназначенный для контролируемого нагрева образцов от комнатной температуры до 1000°C. Этот метод был успешно использован для исследования процессов твердофазных реакций в тонких пленках Fe/Pd [26–28], Fe/Si [29], Al/Fe [30], Al/Cu [31], Fe-ZrO₂ [32], Co-ZrO₂ [33].

Синхронное измерение электросопротивления и температуры образца осуществляли при помощи источника-измерителя Keithley 2450 SourceMeter и цифрового мультиметра Keithley DMM6500. Для измерения электросопротивления использовали четырехзондовый метод.

3. Экспериментальные результаты и обсуждение

Электронно-микроскопические исследования тонких пленок Al/Ag в исходном состоянии показали, что размер кристаллитов алюминия составляет 10 ± 3 nm, серебра — 30 ± 10 nm (рис. 1, а). Так как параметры решеток Al (пространственная группа Fm-3m, параметр решетки $a = 4.049$ Å) и Ag (пространственная группа Fm-3m, параметр решетки $a = 4.086$ Å) отличаются всего на 0.9%, то методом дифракции электронов практически невозможно различить дифракционные рефлексы от фаз алюминия и серебра. На картине дифракции электронов (рис. 1, b) происходит наложение рефлексов

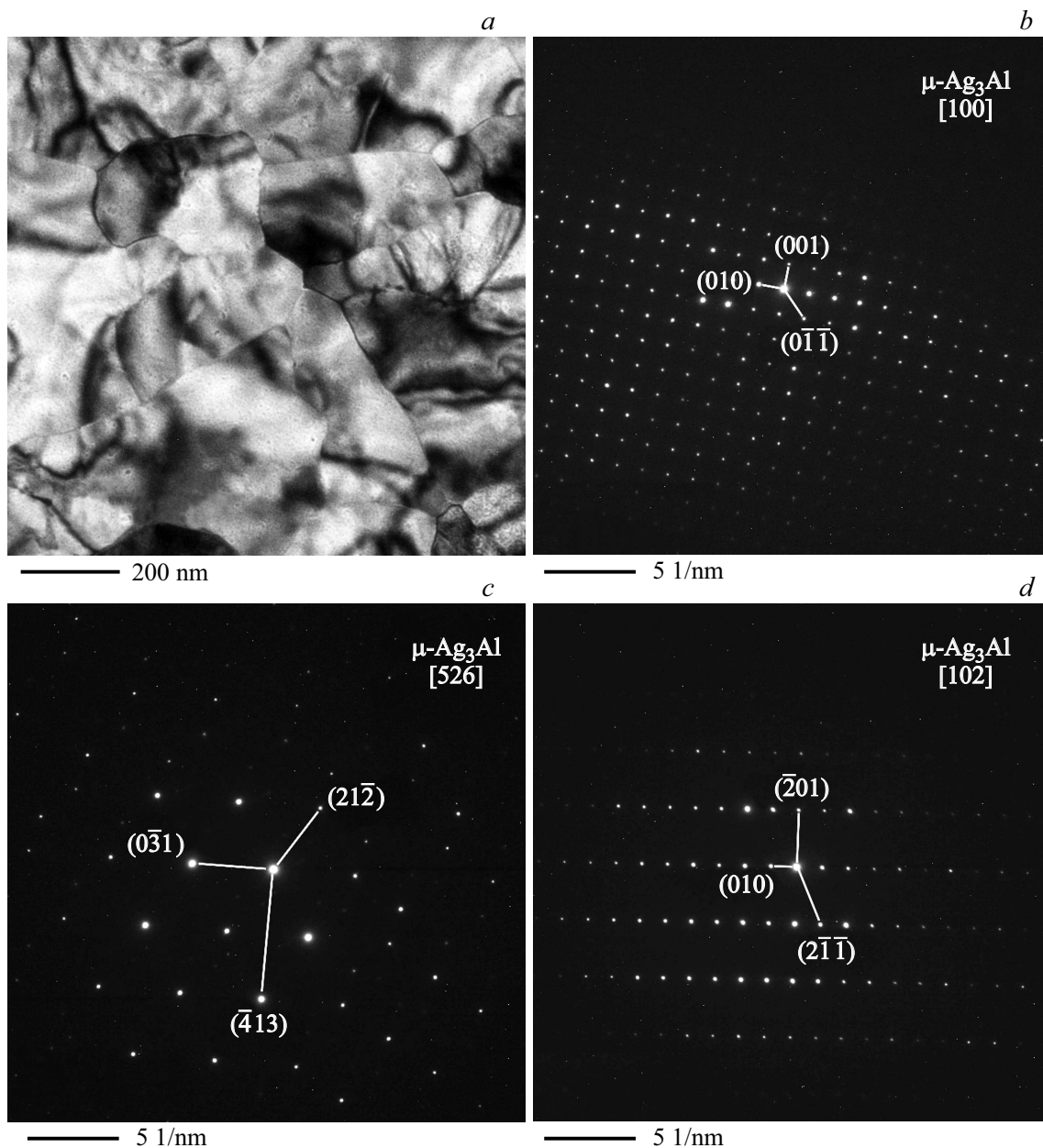


Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение (*a*) и картины дифракции электронов с различной ориентацией кристаллитов (*b, c, d*) полученные от пленки Al/Ag после нагрева до 300°C.

поликристаллического типа от фаз Al и Ag, что приводит к незначительному уширению наблюдающихся дифракционных рефлексов.

С целью получения информации об изменении структуры при твердофазной реакции в пленках Al/Ag проведены исследования процесса фазообразования при нагреве образцов от комнатной температуры до 300°C. Скорость нагрева составляла 4°C/min. В процессе нагрева производили регистрацию картин дифракции электронов со скоростью 4 кадра/min, таким образом, один кадр соответствовал изменению температуры образца на 1°C. Это позволило установить температуры начала формирования кристаллических фаз в процессе твердофазной

реакции, а также температурные области существования этих фаз.

При температуре 107°C на картинах дифракции электронов регистрировали появление слабых дифракционных рефлексов поликристаллического типа, принадлежащих интерметаллической фазе γ -Ag₂Al. В ходе дальнейшего нагрева отмечен рост интенсивностей дифракционных рефлексов фазы γ -Ag₂Al. При достижении температуры 123°C отмечали появление точечных дифракционных рефлексов слабой интенсивности, принадлежащих интерметаллической фазе μ -Ag₃Al. В ходе дальнейшего нагрева наблюдали увеличение интенсивности дифракционных рефлексов фазы μ -Ag₃Al и умень-

шение интенсивности рефлексов фазы γ -Ag₂Al. В температурном диапазоне от 167 до 300°C на картинах дифракции электронов присутствуют дифракционные рефлексы только одной фазы — μ -Ag₃Al. Электронно-микроскопические исследования тонких пленок Al/Ag после нагрева до 300°C показали, что пленки состоят из кристаллитов со средним размером ≈ 150 –250 nm (рис. 2, а). На рис. 2, b, c, d представлены электронограммы, полученные от отдельных кристаллитов фазы μ -Ag₃Al с различной ориентацией: рис. 2, b соответствует ориентации [100], рис. 2, c — ориентации [526], рис. 2, d — ориентации [102].

В соответствии с теоретической моделью ЕНФ (Effective Heat of Formation) [34] первой в процессе твердофазной реакции формируется фаза с наименьшей эффективной теплотой формирования $\Delta H'$. Значения $\Delta H'$ для фаз γ -Ag₂Al и μ -Ag₃Al составляют -4.09 и -3.12 kJ/mol соответственно. Таким образом, в соответствии с моделью ЕНФ первой должна формироваться интерметаллическая фаза γ -Ag₂Al, что согласуется с фазовой последовательностью $\text{Al} + \text{Ag} \xrightarrow{107^\circ\text{C}} \gamma\text{-Ag}_2\text{Al} \xrightarrow{123^\circ\text{C}} \mu\text{-Ag}_3\text{Al}$, полученной в настоящей работе.

С целью установления зависимости между последовательностью образования фаз и электрическими свойствами пленок Al/Ag, проведены измерения изменения удельного электросопротивления в процессе твердофазной реакции (рис. 3). Измерение удельного электросопротивления проведено в процессе нагрева в вакууме ($1.3 \cdot 10^{-4}$ Pa) пленок Al/Ag, находящихся на стеклянных подложках. Контакты при измерении электросопротивления располагались со стороны слоя алюминия. В исходном состоянии удельное электросопротивление пленок Al/Ag составляло $14.65 \mu\Omega \cdot \text{cm}$. Полученное значение близко к значению, характерному для пленок алюминия толщиной ≈ 20 nm [35].

В температурном диапазоне 25–70°C (рис. 3, этап 1) незначительный рост величины удельного электросопротивления обусловлен температурным коэффициентом электросопротивления ($4.3 \cdot 10^{-3} \text{ K}^{-1}$ для серебра и $4.6 \cdot 10^{-3} \text{ K}^{-1}$ для алюминия [36]). В температурном диапазоне ≈ 70 –105°C (рис. 3, этап 2) происходит близкий к параболическому рост удельного электросопротивления. При этом на картинах дифракции электронов не регистрируется никаких изменений. Можно предположить, что на данном этапе на границе раздела слоев алюминия и серебра формируются твердые растворы Al(Ag) и Ag(Al) (см. рис. 4). Формирование твердых растворов в тонких пленках Al-Ag наблюдали ранее в работах [24,37]. Стоит отметить, что при формировании твердого раствора происходит уменьшение толщины слоя ГЦК-алюминия, которое приводит к наблюдаемому увеличению удельного электросопротивления.

В температурном диапазоне ≈ 105 –120°C (рис. 3, этап 3) наблюдается близкий к линейному рост величины удельного электросопротивления. Согласно данным,

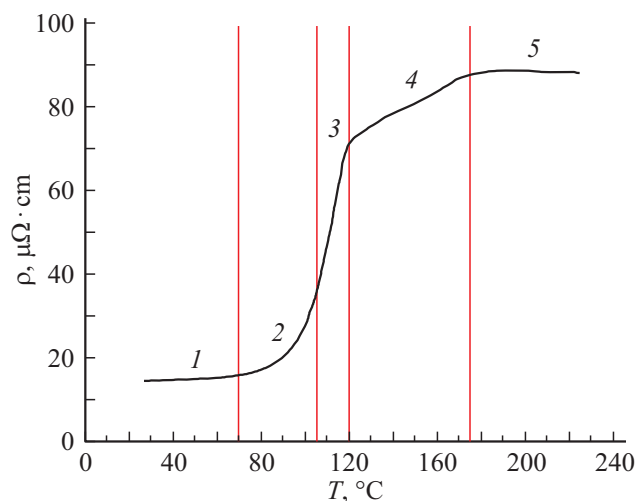


Рис. 3. Зависимость удельного электрического сопротивления пленок Al/Ag от температуры в процессе нагрева (атомное соотношение Al:Ag = 1:3).

полученным методом дифракции электронов, в данном температурном диапазоне происходит формирование интерметаллической фазы γ -Ag₂Al. Известно, что увеличение сопротивления тонких пленок в процессе нагрева линейно связано с толщиной слоя интерметаллидов, формирующихся на границе раздела в процессе твердофазной реакции [38]. Таким образом, можно предположить, что изменение удельного электросопротивления в температурном диапазоне ≈ 105 –120°C обусловлено, с одной стороны, уменьшением слоя ГЦК-алюминия, с другой — ростом отдельных кристаллитов фазы γ -Ag₂Al, формирующихся в результате сплошной слой.

После достижения температуры $\approx 120^\circ\text{C}$ на графике (рис. 3) наблюдается существенное снижение скорости роста удельного электросопротивления (этап 4). По данным дифракции электронов при температуре 123°C наблюдали начало формирования интерметаллической фазы μ -Ag₃Al. Таким образом, снижение скорости роста электросопротивления при 120°C можно объяснить тем, что при достижении этой температуры в пленках Al/Ag заканчивается ГЦК-алюминий и начинает формироваться фаза μ -Ag₃Al (см. рис. 4). Стоит отметить, что в экспериментах по исследованию твердофазной реакции в тонких пленках Al/Ag с другими атомными соотношениями алюминия и серебра (Al:Ag = 2:1, 1:1, 1:2) наблюдали формирование только одной интерметаллической фазы — γ -Ag₂Al [39], тогда как в настоящей работе при соотношении Al:Ag = 1:3 наблюдается формирование фазы μ -Ag₃Al. На основании вышесказанного можно предположить, что для формирования фазы μ -Ag₃Al в тонких пленках (толщиной до 100 nm) необходимо существенное превышение серебра над алюминием по атомному составу. При этом, формирование фазы μ -Ag₃Al начинается только после того, как в пленке не остается ГЦК-алюминия, что может быть связано с

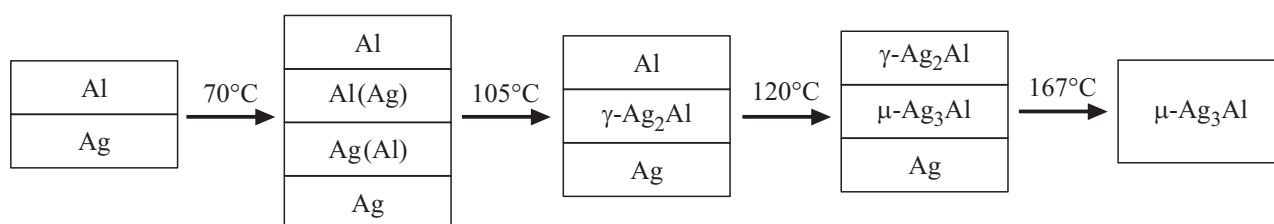


Рис. 4. Последовательность формирования фаз в процессе твердофазной реакции в пленках Al/Ag (атомное соотношение Al:Ag = 1:3).

особенностями кинетики твердофазной реакции между алюминием и серебром [40]. В работах [41,42] показано, что быстрая скорость диффузии атомов вдоль границ зерен при твердофазной реакции в тонких пленках может приводить к снижению скорости или полному подавлению зародышеобразования некоторых фаз.

Рост фазы $\mu\text{-Ag}_3\text{Al}$ осуществляется за счет $\gamma\text{-Ag}_2\text{Al}$ и ГЦК-серебра. Согласно данным дифракции электронов фазы $\gamma\text{-Ag}_2\text{Al}$ и ГЦК-серебра присутствуют в пленке вплоть до $\approx 167^\circ\text{C}$ (см. рис. 4). Это коррелирует с данными, полученными методом измерения удельного электросопротивления, которые показывают, что при достижении $\approx 175^\circ\text{C}$ рост удельного электросопротивления прекращается и стабилизируется на значении $\approx 88 \mu\Omega \cdot \text{cm}$ (рис. 3, этап 5). Это связано с тем, что в пленке остается только одна фаза — $\mu\text{-Ag}_3\text{Al}$ (см. рис. 4).

Сопротивление пленки после охлаждения до комнатной температуры составило $80.4 \mu\Omega \cdot \text{cm}$. Значение удельного электросопротивления для фазы $\gamma\text{-Ag}_2\text{Al}$ в массивном состоянии составляет $\approx 30 \mu\Omega \cdot \text{cm}$, для $\mu\text{-Ag}_3\text{Al} \approx 40 \mu\Omega \cdot \text{cm}$ [43]. В случае пленок Al-Ag толщиной $\sim 3 \mu\text{m}$ и размерами кристаллитов $\sim 1 \mu\text{m}$ величина удельного электросопротивления фазы $\gamma\text{-Ag}_2\text{Al}$ составляет $34.4 \mu\Omega \cdot \text{cm}$, $\mu\text{-Ag}_3\text{Al}$ — $51.9 \mu\Omega \cdot \text{cm}$ [43]. В настоящей работе величина удельного электросопротивления фазы $\mu\text{-Ag}_3\text{Al}$ ($80.4 \mu\Omega \cdot \text{cm}$) значительно выше, что объясняется существенно меньшей толщиной пленок Al-Ag, а также относительно небольшим размером кристаллитов.

4. Заключение

Методами *in situ* дифракции электронов и *in situ* измерения удельного электросопротивления исследованы структурные фазовые переходы, протекающие в процессе твердофазной реакции в тонких пленках Al/Ag (атомное соотношение Al:Ag = 1:3, суммарная толщина 80 nm). Совместное использование двух методов позволило установить температуру начала твердофазной реакции между нанослоями алюминия и серебра и предложить модель структурных фазовых переходов в процессе реакции. Анализ результатов, полученных методом измерения электросопротивления, позволил установить температуру начала твердофазной реакции, а

также температуру, при которой полностью расходуется ГЦК-алюминий. Получить данную информацию путем анализа картин дифракции электронов для системы Al-Ag не представляется возможным, т.к. параметры ГЦК-решеток Al и Ag отличаются всего на 0.9%. Твердофазная реакция на границе раздела нанослоев алюминия и серебра начинается при 70°C с образования твердого раствора Al-Ag, в котором при дальнейшем нагреве при 105°C начинают формироваться кристаллиты интерметаллического соединения $\gamma\text{-Ag}_2\text{Al}$. В ходе дальнейшего нагрева при 120°C расходуется весь доступный для реакции ГЦК-алюминий, что приводит к началу формирования фазы $\mu\text{-Ag}_3\text{Al}$. Рост фазы $\mu\text{-Ag}_3\text{Al}$ происходит за счет фаз $\gamma\text{-Ag}_2\text{Al}$ и ГЦК-серебра. Предположено, что условием формирования фазы $\mu\text{-Ag}_3\text{Al}$ в результате твердофазной реакции в тонких пленках Al/Ag (толщиной до 100 nm) является существенное превышение серебра над алюминием по атомному составу. Показано, что формирование фазы $\mu\text{-Ag}_3\text{Al}$ начинается только после того, как в пленке израсходован весь ГЦК-алюминий, что может быть связано с особенностями кинетики твердофазной реакции между алюминием и серебром.

Финансирование работы

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 18-13-00080).

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] M. Schneider-Ramelow, C. Ehrhardt. *Microelectron. Reliab.* **63**, 336 (2016).
- [2] S.W. Fu, C.C. Lee. *J. Mater. Sci. Mater. Electron.* **29**, 3985 (2018).
- [3] E. Colgan. *Mater. Sci. Reports* **5**, 1 (1990).
- [4] C.H. Cheng, H.L. Hsiao, S.I. Chu, Y.Y. Shieh, C.Y. Sun, C. Peng. 2013 IEEE; 63rd Electron. Components Technol. Conf., 1569 (2013).
- [5] A. Mamala, T. Knych, P. Kwasniewski, A. Kawecki, G. Kieszewicz, E. Sieja-Smaga, W. Scieżor, M. Gnielczyk, R. Kowal. *Arch. Met. Mater.* **61**, 1875 (2016).

- [6] Y. Wang, T.L. Alford, J.W. Mayer. *J. Appl. Phys.* **86**, 5407 (1999).
- [7] Y.T. Hwang, H.G. Hong, T.Y. Seong, D.S. Leem, T. Lee, K.K. Kim, J.O. Song. *Mater. Sci. Semicond. Proc.* **10**, 14 (2007).
- [8] M. Qian, X.B. Shi, J. Ma, J. Liang, Y. Liu, Z.K. Wang, L.S. Liao. *Rsc Adv.* **5**, 96478 (2015).
- [9] J.H. Im, K.T. Kang, S.H. Lee, J.Y. Hwang, H. Kang, K.H. Cho. *Org. Electron. Phys. Mater. Appl.* **33**, 116 (2016).
- [10] D.J. Kim, H.N. Lee. *Mol. Cryst. Liq. Cryst.* **645**, 185 (2017).
- [11] P. Afzali, M. Yousefpour, E. Borhani. *J. Mater. Res.* **31**, 2457 (2016).
- [12] M.G. Blaber, M.D. Arnold, M.J. Ford. *J. Phys. Condens. Matter* **22**, 143201 (2010).
- [13] S. Auer, W. Wan, X. Huang, A.G. Ramirez, H. Cao. *Appl. Phys. Lett.* **99**, 1 (2011).
- [14] K.H. Jung, S.J. Yun, S.H. Lee, Y.J. Lee, K.S. Lee, J.W. Lim, K.B. Kim, M. Kim, R.E.I. Schropp. *Solar Energy Mater. Solar Cells* **145**, 368 (2016).
- [15] Y.J. Lee, C.B. Yeon, S.J. Yun, K.S. Lee, J.W. Lim, K.B. Kim, J. Baek. *Mater. Res. Bull.* **48**, 5093 (2013).
- [16] M.K.M. Ali, K. Ibrahim, E.M. Mkawi. *Mater. Sci. Semicond. Proc.* **16**, 593 (2013).
- [17] К. Мейер. *Физико-химическая кристаллография. Металлургия*, М. (1972). 480 с.
- [18] D.E. Eakins, D.F. Bahr, M.G. Norton. *J. Mater. Sci.* **39**, 165 (2004).
- [19] C. Xu, T. Sritharan, S.G. Mhaisalkar. *Scr. Mater.* **56**, 549 (2007).
- [20] C. Weaver, D.T. Parkinson. *Phil. Mag.* **22**, 377 (1970).
- [21] С. Дидилев. *Компоненты и технологии* **5**, 15 (2010).
- [22] J.E.E. Baglin, F.M. D'Heurle, W.N. Hammer. *J. Appl. Phys.* **50**, 266 (1979).
- [23] R. Roy, S.K. Sen. *J. Mater. Sci.* **27**, 6098 (1992).
- [24] J. Schleiwies, G. Schmitz. *Mater. Sci. Eng. A* **327**, 94 (2002).
- [25] A. Markwitz, W. Matz. *Interface* **26**, 160 (1998).
- [26] С.М. Жарков, Е.Т. Моисеенко, Р.Р. Алтунин, Н.С. Николаева, В.С. Жигалов, В.Г. Мягков. *Письма в ЖЭТФ* **99**, 472 (2014).
- [27] Е.Т. Моисеенко, Р.Р. Алтунин, С.М. Жарков. *ФТТ* **59**, 1208 (2017).
- [28] S.M. Zharkov, E.T. Moiseenko, R.R. Altunin. *J. Solid State Chem.* **269**, 36 (2019).
- [29] S.M. Zharkov, R.R. Altunin, E.T. Moiseenko, G.M. Zeer, S.N. Varnakov, S.G. Ovchinnikov. *Solid State Phenom.* **215**, 144 (2014).
- [30] Р.Р. Алтунин, Е.Т. Моисеенко, С.М. Жарков. *ФТТ* **62**, 158 (2020).
- [31] E.T. Moiseenko, R.R. Altunin, S.M. Zharkov. *Metall. Mater. Trans. A Phys. Met. Mater. Sci.* **51**, 1428 (2020). (DOI: 10.1007/s11661-019-05602-5).
- [32] V.G. Myagkov, L.E. Bykova, O.A. Bayukov, V.S. Zhigalov, I.A. Tambasov, S.M. Zharkov, A.A. Matsynin, G.N. Bondarenko. *J. Alloys Compd.* **636**, 223 (2015).
- [33] V.G. Myagkov, V.S. Zhigalov, L.E. Bykova, S.M. Zharkov, A.A. Matsynin, M.N. Volochaev, I.A. Tambasov, G.N. Bondarenko. *J. Alloys Compd.* **665**, 197 (2016).
- [34] R. Pretorius, T. Marais, C. Theron. *Mater. Sci. Reports* **10**, 1 (1993).
- [35] J.M. Camacho, A.I. Oliva. *Thin Solid Films* **515**, 1881 (2006).
- [36] W. Martienssen, H. Warlimont. *Springer Handbook of Condensed Matter and Materials Data*. Springer, Berlin, Heidelberg (2005).
- [37] H. Aboufadel, I. Gallino, R. Busch, F. Mücklich. *J. Appl. Phys.* **120**, 195306 (2016).
- [38] M. Braunovic, N. Alexandrov. *IEEE Trans. Components, Packag. Manuf. Technol. A* **17**, 78 (1994).
- [39] Р.Р. Алтунин, Е.Т. Моисеенко, Н.С. Николаева, С.М. Жарков. *Решетневские чтения* **1**, 590 (2016).
- [40] A. Gusak, F. Hodaj, O. Liashenko. *Phil. Mag. Lett.* **95**, 110 (2015).
- [41] V.I. Dybkov. *J. Mater. Sci.* **22**, 4233 (1987).
- [42] R.W. Balluffi, J.M. Bkakey. *Thin Solid Films* **25**, 363 (1975).
- [43] S. Pfeifer, S. Grossmann, H. Willing, H. Kappl. *ICEC 2014; 27th Int. Conf. Electr. Contacts*. 468 (2014).

Редактор К.В. Емцев