

Твердофазные реакции и фазовый переход порядок–беспорядок в тонких пленках

© В.Г. Мягков, Л.Е. Быкова, Г.Н. Бондаренко, Г.В. Бондаренко, Ф.В. Мягков

Институт физики им. Л.В. Киренского СО РАН,
660036 Красноярск, Россия
e-mail: kim@ksc.krasn.ru

(Поступило в Редакцию 29 августа 2000 г.)

Проведен сравнительный анализ температур инициирования твердофазных реакций в двухслойных тонких пленках и температур Курнакова фаз, образующихся в продуктах реакции. Для типичных в явлении упорядочения сверхструктур показано, что температура Курнакова совпадает с температурой инициирования твердофазных реакций, если по диаграмме состояния переходу порядок–беспорядок не предшествуют другие твердофазные структурные превращения. Предложено правило для определения пленочных пар, между которыми возможны твердофазные реакции, и их температур инициирования.

Введение

Три последних десятилетия твердофазные реакции интенсивно исследуются в тонких пленках, которые составляют основу современной микроэлектроники [1,2–8]. Большинство твердофазных реакций в тонких металлических пленках проходит в температурном интервале 400–800 К и делится на два класса. К первому классу относятся реакции, в ходе которых формируются новые фазы. Ко второму — реакции, в продуктах которых не образуется новых фаз, а наблюдается перемешивание слоев [1] при температурах ниже температур эвтектики. Считается, что основным механизмом низкотемпературных твердофазных реакций в тонких пленках является диффузия по границам зерен, которая на несколько порядков выше диффузии в объемных образцах [1]. Диффузия по границам зерен и высокая дефектность пленок являются основными факторами формирования соединений на поверхности раздела пленочных конденсатов. Образование новых фаз в пленочных образцах так же, как и в массивных, происходит путем зарождения и роста, удовлетворяющим кинетическому закону Колмогорова–Аврами–Джонсона–Мела. Такой анализ в силу аррениусовской зависимости диффузии от температуры предполагает, что образование фаз на границе раздела происходит при любой температуре и толщина слоя продуктов реакции зависит только от температуры и времени отжига. Однако калориметрические данные и исследования обратного резерфордского рассеивания многих твердофазных реакций в тонких пленках показывают, что образование фаз начинается при некоторой температуре и интенсивно происходит в узком температурном диапазоне [2,3]. Как правило, с увеличением температуры на межфазной границе образуется фаза, которая называется первой. Дальнейшее повышение температуры может приводить к появлению новых фаз с образованием фазовой последовательности [2–8]. Различные правила предлагаются для предсказания первой фазы и фазовой последовательности [6–8], однако ни одни из них

не может объяснить многообразия экспериментальных данных. Тем не менее предсказание пар, между которыми возможны твердофазные реакции, температур инициирования, первой фазы и фазовой последовательности является крайне важным для технических приложений.

Одной из форм термообработки, в результате которой твердофазные реакции в тонких пленках успевают образовывать соединения, является быстрый температурный отжиг [9]. Быстрый температурный отжиг включает быстрый нагрев образца до некоторой температуры, выдержку при ней в течение 1–100 с с последующим быстрым охлаждением. В работах [10,11] показано, что твердофазные реакции в металлических тонких пленках могут проходить в режиме самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС). СВС в тонких пленках в отличие от СВС на порошках [10,11] самопроизвольно инициируется, только когда температура образца T_s превысит температуру инициирования T_0 ($T_s > T_0$), и представляет волну поверхностного горения. Скорость фронта СВС растет экспоненциально с увеличением температуры T_s и при температуре образца, близкой к температуре инициирования, равна $\sim 2-10 \cdot 10^{-2}$ м/с. Поэтому время прохождения волны СВС по поверхности образцов, используемых в экспериментах, равна $\sim 5-15$ с. Это предполагает, что многие твердофазные реакции, проходящие при быстром температурном отжиге, являются СВС реакциями. Так же как и твердофазные реакции, СВС в тонких пленках бывают двух видов. В первом после прохождения волны СВС по образцу в продуктах реакции образуются соединения. СВС второго вида состоит из волны горения и волны фазового разложения, которая возникает, когда температура образца T_s становится ниже температуры инициирования T_0 . При СВС второго вида в двухслойных пленочных системах, которым соответствует простая эвтектическая диаграмма состояния, в продуктах реакции образуются исходные компоненты. Поэтому в таких образцах после реакции создается эффект перемешивания слоев. СВС второго вида назван множественным СВС [12,13] и соответству-

ет переходу через температуру эвтектики массивных образцов. В отличие от эвтектической кристаллизации массивных образцов множественный СВС в тонких пленках является обратимым твердофазным структурным фазовым переходом. Этот результат является крайне неожиданным, так как современное понимание фазового расслоения, возникающего при эвтектической кристаллизации, основано на переходе жидкой эвтектики в твердую. Поэтому множественный СВС надо рассматривать как "твердофазное плавление" эвтектических систем.

Температуры инициирования СВС многих двухслойных пленочных образцов попадают в температурный интервал 400–800 К, характерный для твердофазных реакций. Сравнительный анализ с бинарными диаграммами фазового равновесия объемных образцов показывает, что в этом температурном интервале 400–800 К находятся многие структурные твердофазные превращения. Это предполагает, что температуры твердофазных реакций (в том числе и СВС) совпадают с температурами твердофазных превращений. Однако считается, что все они определены диффузией (исключая мартенситные переходы), которая при этих температурах невелика и не может создавать через границу раздела слоев значительный массоперенос, характерный для СВС и твердофазных реакций. Тем не менее предположение, что температуры инициирования СВС в тонких пленках совпадают с температурами других твердофазных превращений, проверялось для двухслойных систем S/Fe и Cu/Au. Так, в работе [14] показано, что температура инициирования СВС S/Fe двухслойных тонких пленок совпадает с температурой фазового перехода металл–диэлектрик в моносulfиде железа FeS. В работе [15] показано, что температура Курнакова перехода порядок–беспорядок в классической системе Cu–Au определяет температуру инициирования СВС в Cu/Au двухслойной пленочной системе.

Данная работа посвящена дальнейшему экспериментальному доказательству того, что и в других двухслойных пленочных системах температура инициирования в них твердофазных реакций определяется температурой Курнакова упорядочивающихся фаз, образующихся в продуктах реакции.

Образцы и методика эксперимента

Объектами исследований были двухслойные пленочные образцы, которые после прохождения волны СВС или твердофазной реакции в продуктах реакции могли содержать упорядоченные фазы. Для проведения сравнительного анализа температур Курнакова и температур инициирования твердофазных реакций были взяты типичные в явлении упорядочения системы: Cu–Zn, Ni–Zn, Mn–Ni, Co–Al, Fe–Al, Ni–Al, Cu–Al, Ti–Al, Co–Pt, Au–Cu [16,17,18]. Двухслойные пленочные образцы получали последовательным вакуумным осаждением указанных металлов в вакууме на стеклянные, слюдяные

подложки и на свежесколотую поверхность MgO(001). Толщины слоев были выбраны так, чтобы в полностью прореагировавших образцах их состав попал в область гомогенности исследуемых упорядочивающихся сплавов. Общая толщина пленочного образца не превышала 250 nm. Для улучшения адгезии и создания монокристаллических слоев на поверхности MgO(001) первые слои на любых подложках осаждались при температуре подложки 500–520 К. Чтобы избежать реакции во время осаждения, температура напыления второго слоя была равна комнатной. Полученные образцы в вакууме помещали на вольфрамовый нагреватель и со скоростью не менее 20 К/s нагревали до температуры инициирования СВС. После прохождения фронта СВС, который наблюдался визуально, образцы охлаждались со скоростью ~ 10 К/s. В тех случаях, когда движение фронта СВС было слабо выраженным или не наблюдалось, образцы подвергались быстрому температурному отжигу. Быстрый температурный отжиг (БТО) включал нагрев двухслойных образцов со скоростью не менее 20 К/s до температуры, которая на 20–40 К выше T_0 , выдержку при этой температуре в течение 15 s (это время необходимо для прохождения фронта СВС) с последующим охлаждением со скоростью ~ 10 К/s. Образцы получали, и температурные отжики проводили в вакууме $\sim 1 \cdot 10^{-5}$ Торр. Температура инициирования сильно зависит не только от скорости нагрева, но и от толщины подложки. Поэтому в экспериментах толщина подложек бралась минимальной. Для стеклянных и слюдяных она была 0.10–0.18 mm и для подложек MgO 0.35–0.40 mm. Фазовый состав определялся на приборе Дрон-4-07 (K_α -излучение). Рентгеноспектральный флуоресцентный метод использовался для нахождения химического состава и толщины пленок. Измерения магнитной кристаллографической анизотропии проводились методом крутящих моментов. Степень превращения η определялась по изменению магнитного момента ферромагнитного слоя образца до и после реакции по методике, описанной в работах [10,11].

Экспериментальные результаты и их обсуждение

Система Cu–Zn. В системе Cu–Zn существует упорядоченная по типу В2 фаза β' -CuZn. Температура Курнакова массивной β' -CuZn фазы находится в пределах $T_k = 741–727$ К [16]. Двухслойные пленочные образцы Zn/Cu напыленные на слюдяные и стеклянные подложки при повышении температуры T_s до температуры T_0 ($T_s = T_0$) показывают, что действительно происходит реакция СВС между пленками меди и цинка. Температура инициирования находится в пределах 550–600 К, и распространение фронта СВС легко наблюдать визуально (рис. 1). Температура инициирования T_0 Zn/Cu/MgO(001) образцов была на 50–100 К выше, чем на стеклянных подложках, и движение фронта СВС

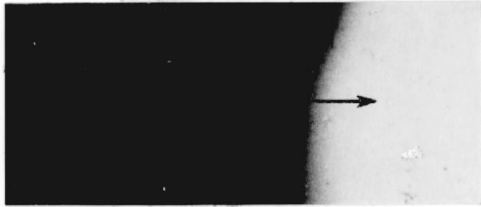


Рис. 1. Фронт СВС в (150 nm)Zn/(50 nm)Cu пленке на стеклянной подложке. Стрелкой показано распространение фронта.

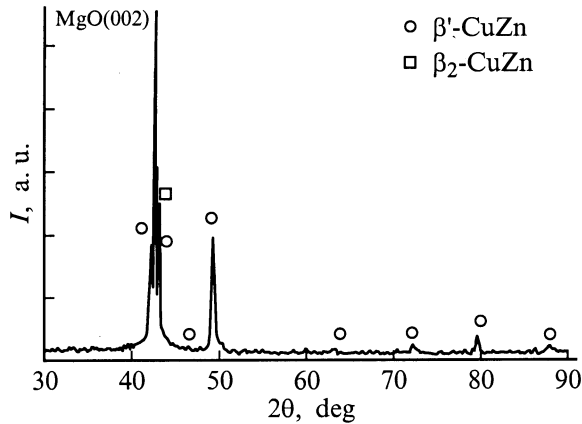


Рис. 2. Дифрактограммы (150 nm)Zn/(50 nm)Cu/MgO(001) пленочного образца после прохождения волны СВС.

было слабо выраженным. Дифрактограммы двухслойных Zn/Cu/MgO(001) образцов до инициирования показывают, что слой меди вырос эпитаксиально с ориентацией (001) на поверхности (001)MgO. Отсутствие отражений от пленки цинка, которая осаждалась сверху на пленку меди, предполагает, что она выросла либо мелкодисперсной, либо аморфной. После СВС слой меди реагирует полностью, так как отражения от него исчезли. Анализ дифрактограмм показывает, что в продуктах реакции образуются упорядоченные β' и высокотемпературная β_2 фазы (рис. 2). Упорядоченная β' -CuZn фаза является типичным примером упорядочения B2 фазы. Высокотемпературная β_2 фаза застabilизирована, вероятно, большой скоростью охлаждения, которая возникает позади фронта СВС.

Система Ni-Zn. Система Ni-Zn имеет только одну упорядоченную по типу B2 фазу NiZn. Упорядоченная β_1 -NiZn фаза типа Cu-Au образуется в результате эвтектидного распада при температуре $T_k = 888$ K [16]. Фаза β_1 -NiZn является устойчивой при комнатной температуре. Пленочные образцы Zn/Ni, осажденные на стеклянные подложки, так же как Zn/Cu пленки (рис. 1), при иницировании СВС показывают ярко выраженный фронт. Температура иницирования СВС лежала в пределах $T_0 = 430$ – 480 K. На рис. 3 представлено изменение степени превращения η от температуры подложки T_s , которое является характерным для СВС реакций в

тонких пленках [10,11]. Те же образцы на подложке MgO(001) имели $T_0 = 600$ – 650 K. Рентгеновская дифракция исходных Zn/Ni/MgO(001) образцов показывает, что пленка никеля выросла монокристаллической на поверхности (001)MgO и не содержала отражений от цинка (рис. 4, a). Причина отсутствия этих отражений та же, что и для Zn/Cu/MgO(001) образцов. Измеренные значения константы магнитной кристаллографической анизотропии исходных Zn/Ni/MgO(001) образцов соответствуют значению массивного никеля

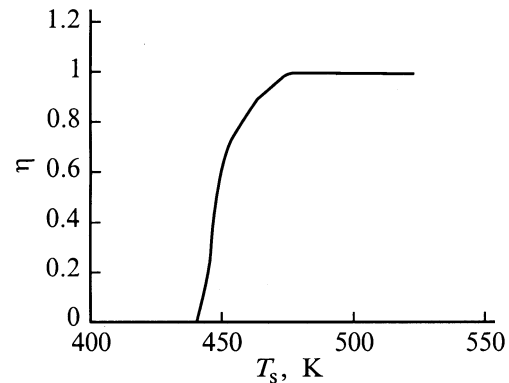


Рис. 3. Зависимость степени превращения η от температуры подложки T_s в двухслойной пленочной системе (150 nm)Zn/(50 nm)Ni.

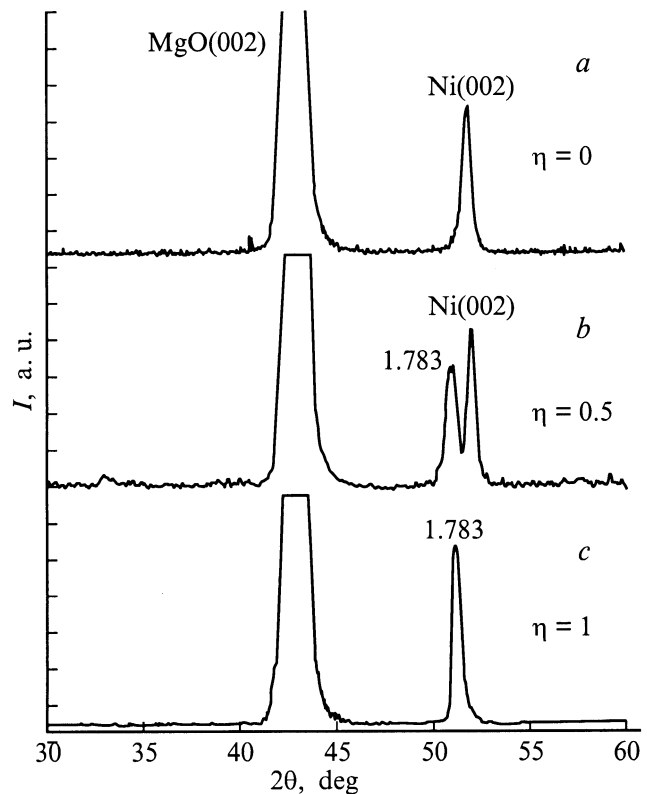


Рис. 4. Дифрактограммы (150 nm)Zn/(50 nm)Ni/MgO(001) пленочного образца: a — исходный образец; b, c — после прохождения фронта СВС при $\eta = 0.5$ и 1 соответственно.

и подтверждают, что пленка Ni росла эпитаксиально с поверхностью (100) на плоскости (001)MgO. Магнитные и рентгенодифракционные измерения показывают, что СВС Zn/Ni/MgO(001) образцах может захватывать не всю толщину пленки. Вероятно, это связано с большим теплопроводом в подложку и наблюдается также в Al/Ni/MgO(001) образцах [17]. На рис. 4, *b* и *c* приведены дифрактограммы соответственно для степени превращения $\eta = 0.5$ и 1. Новая фаза растет эпитаксиально на поверхности (100)Ni, так как появляется только сильное отражение с $d = 0.178$ nm. Однако это отражение не принадлежит упорядоченной β_1 -NiZn фазе. Ранее показано [10,11,18], что формирование фаз при больших скоростях фронта СВС проходит в неравновесных условиях и возможно образование метастабильных фаз и квазикристаллов в продуктах реакции. Предположительно, отражение с $d = 0.178$ nm принадлежит либо неизвестной метастабильной фазе, или δ -фазе, или ZnNi₃ фазе, имеющей решетку γ -латуни [19]. Большое несоответствие температур $T_k = 888$ K и $T_0 = 430$ – 480 K предполагает, что температура инициирования первой фазы в пленочных Zn/Ni образцах определяется не температурой Курнакова β_1 -NiZn фазы, а неизвестным структурным превращением в системе Ni–Zn, имеющим низкую температуру перехода.

С и с т е м а Ni–Mn. В системе Ni–Mn известны упорядоченные по типа $L1_0$ NiMn фаза и фаза Ni₃Mn со структурой $L1_2$. Образуется низкотемпературная модификация NiMn фазы в результате температуры Курнакова этих фаз соответственно равны $T_k(\text{NiMn}) = 753$ K, $T_k(\text{Ni}_3\text{Mn}) = 778$ K [16]. На двухслойных пленочных Mn/Ni образцах визуально не видно движение фронта СВС, поэтому эти образцы подвергались БТО. Твердофазная реакция между слоями никеля и марганца инициируется и на рис. 5 (кривая 1) приведена зависимость степень превращения η от температуры подложки T_s Mn/Ni двухслойных образцов, осажденных на слюдяные подложки. Однако неожиданной явилась зависимость

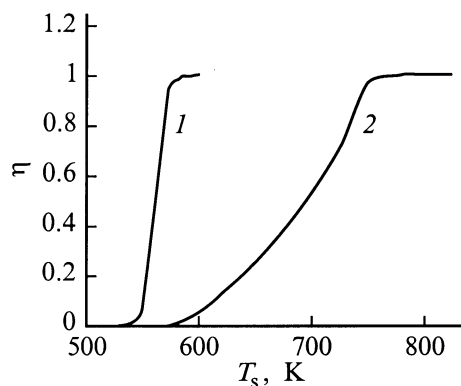


Рис. 5. Зависимость степени превращения η от температуры подложки T_s (100 nm)Mn/(100 nm)Ni в двухслойном пленочном образце: 1 — во время последовательного осаждения слоя марганца на слой никеля, 2 — после быстрого температурного отжига.

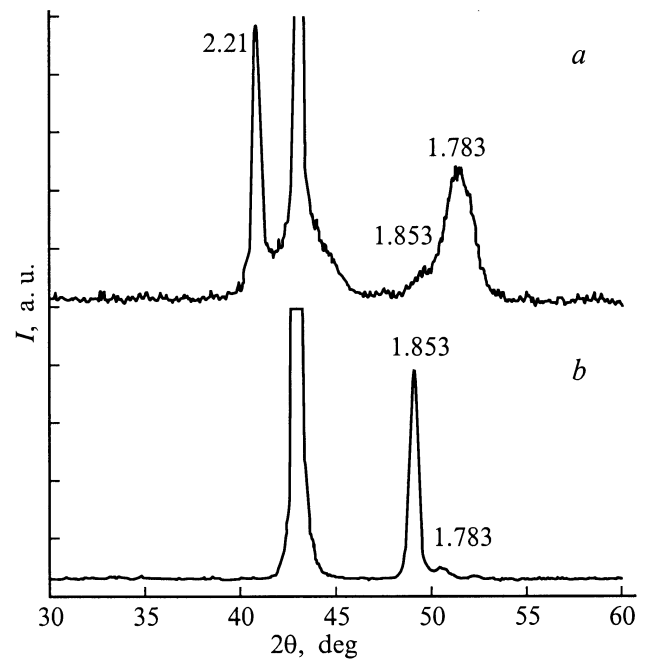


Рис. 6. Дифрактограммы (100 nm)Mn/(100 nm)Ni/MgO(001) пленочного образца: *a* — после прохождения твердофазной реакции во время последовательного осаждения слоя марганца на слой никеля, *b* — после цикла быстрого температурного отжига.

$\eta(T_s)$ при осаждении на пленку Ni слоя Mn от температуры подложки (рис. 5, кривая 2), которая имеет температуру инициирования ($T_0^1 = 570$ K) меньше, чем при нагреве двухслойных образцов ($T_0^2 = 850$ K). Так, в работах [10,11] показано, что при нагреве двухслойных образцов и последовательном напылении слоев от температуры подложки T_s СВС имеет одну и ту же температуру инициирования T_0 . Большая разница в значениях T_0^1 и T_0^2 предполагает различное фазообразование при этих двух видах инициирования. Система Ni–Mn интенсивно исследовалась прежде всего благодаря сверхструктуре Ni₃Mn, которая является ферромагнитной в упорядоченном состоянии. Однако картотека JCPDS не содержит сведений ни об одном соединении этой системы. Это усложняет интерпретацию дифрактограмм после последовательного осаждения пленок Ni и Mn на поверхность (100)MgO и после БТО, которые приведены на рис. 6, *a* и *b* соответственно. Образцы, дифрактограммы которых содержат отражение с $d = 0.178$ nm, всегда ферромагнитны. Поэтому это отражение должно соответствовать рефлексу (002)MnNi₃ фазы, имеющей постоянную решетки $a = 0.357$ nm [20]. Упорядоченная фаза MnNi имеет решетку типа CuAu с $a = 0.3714$ nm и $c = 0.3524$ nm [20]. Поэтому предположительно отражения с $d = 0.221$ nm и $d = 0.185$ nm отнесены соответственно к рефлексам (111) и (200)MnNi фазы. С увеличением температуры БТО дифрактограммы зна-

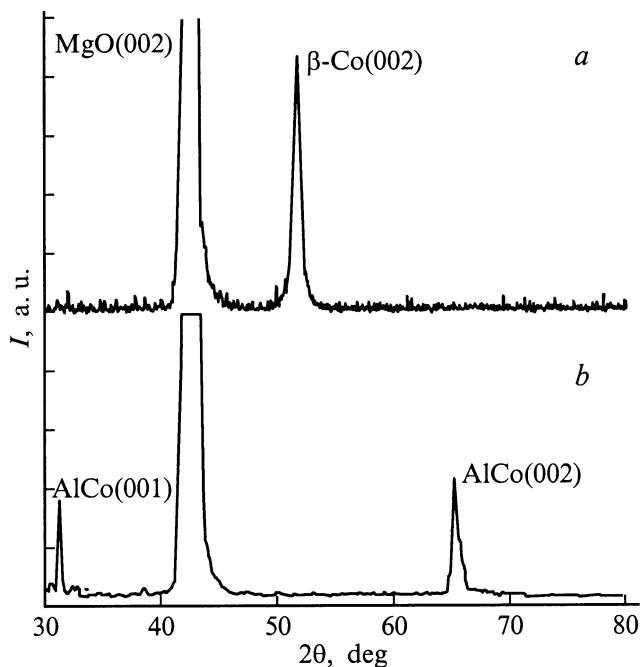


Рис. 7. Дифрактограммы (100 nm)Al/(100 nm)Co/MgO(001) пленочного образца: *a* — исходный образец, *b* — после прохождения фронта СВС.

чительно изменяются, что связано с большим многообразием фазовых превращений в Мп–Ni системе.

Система Al–Co. В системе Al–Co исследуется соединение AlCo, которое упорядочивается по типу B2. СВС в тонких Al/Co пленках на стеклянных подложках инициируется при температурах 650–680 К. Графики зависимости степени превращения от температуры подложки $\eta(T_s)$, где СВС инициировался во время осаждения и при нагревании двухслойных Al/Co пленочных образцов, идентичны [10,11]. Температура инициирования СВС в Al/Co/MgO(001) пленках лежала в пределах 750–780 К. На рис. 7 приведены дифрактограммы исходных (*a*) и прореагировавших (*b*) Al/Co/MgO(001) образцов. Исходные образцы содержали рефлексы только (001) β -Co фазы и не содержали отражения от слоя алюминия, который осаждался сверху. Так же как и в рассмотренных выше двухслойных пленочных системах, верхний слой был аморфным или мелкодисперсным. Анализ дифрактограмм и измерения магнитокристаллографической анизотропии исходных образцов показывают, что монокристаллическая пленка β -Co находилась с подложкой в ориентационном соотношении (001)[100] β -Co || (001)[100]MgO. После прохождения фронта СВС, который наблюдался визуально, в продуктах реакции (рис. 6, *b*) обнаружена только одна AlCo фаза. Присутствие (100) сверхструктурного рефлекса указывает, что AlCo фаза была упорядоченной. Образование в продуктах реакции сверхструктуры предполагает, что температура перехода порядок–беспорядок в AlCo

фазе совпадает с температурой инициирования СВС в Al/Co двухслойных пленочных образцах.

Кроме рассмотренных выше систем, СВС инициируется в Al/Cu ($T_0 = 350\text{--}400$ К), Al/Ti ($T_0 = 450\text{--}500$ К) в двухслойных тонких слоях. В соответствующих Al–Cu, Al–Ti существуют CuAl, TiAl, Ti₃Al сверхструктуры [16,21,22]. Ранее [17] показано, что СВС происходит в Al/Fe/MgO(001) пленках с образованием FeAl ($T_0 = 610\text{--}630$ К) сверхструктуры, которая имеет в пленочном состоянии температуру упорядочения $T_k < 680$ К [23]. Близкие экспериментальные значения температуры инициирования T_0 СВС в Al/Fe образцах и температуры Курнакова FeAl сверхструктуры предполагает, что их точные значения должны совпадать. В пленочной системе Al/Ni/MgO(001) в продуктах СВС образуется соединение, которое индексируется как Al₃Ni₂ фаза [17]. Эта фаза также возникает после СВС при температуре инициирования ($T_0 = 500$ К) на стеклянных подложках [10,11]. Твердофазные реакции в Al/Ni тонких пленках, которые проходят при температуре $T_r \sim 500$ К, достаточно хорошо исследованы, и в продуктах реакции наблюдают Al₃Ni₂, Al₃Ni, AlNi фазы [1,20,24,25]. Равенство температур $T_0 = T_r = 500$ К утверждает, что твердофазные реакции в Al/Ni тонких пленках, наблюдаемые в работах [1,23–25], проходят в СВС режиме. На равновесной диаграмме состояния Al–Ni системы температура, равная 500 К, никак не отмечена. Выше сказанное предполагает, что эта температура может совпадать с температурами упорядочения фаз, образующихся в продуктах реакции после СВС между слоями никеля и алюминия. В работах [26] показано, что температура инициированная СВС в Co/Pt в двухслойных и мультислойных пленках близка к температуре Курнакова CoPt массивного сплава [27,28], что также указывает на их равенство в пленочном состоянии.

Твердофазные реакции инициировались во всех тонкопленочных парах, в продуктах реакции которых возможно было образование упорядочивающихся фаз. Однако температура инициирования твердофазных реакций всегда была меньше, чем температура Курнакова соединений, образующихся в ходе реакции ($T_0 < T_k$). Существует несколько факторов превращающих равенство $T_0 = T_k$ в неравенство $T_0 < T_k$ в тонких пленках: 1) большой теплоотвод в подложку уменьшает температуру Курнакова в тонких пленках по сравнению с аналогичными объемными образцами; 2) высокая дефектность пленочных конденсатов; 3) температура T_0 может определяться другими структурными превращениями, предшествующими переходу порядок–беспорядок и возникающими в продуктах реакции.

Выше сказанное предполагает, что существует взаимно однозначное соответствие между последовательностью образования фаз с повышением температуры отжига в двухслойных тонких пленках и структурными превращениями в соответствующей бинарной системе. Это предполагает, что первой фазой, образующейся на

границе раздела пленок, является фаза, которая на диаграмме состояния фазового равновесия является первой, имеющей минимальную температуру структурных фазовых превращений. Это правило впервые предложено в работе [26]. Дальнейшее фазообразование с повышением температуры отжига при твердофазных реакциях в тонких пленках определено структурными превращениями в данной бинарной системе. Максимальная температура отжига, при которой твердофазные реакции происходят, должна совпадать с температурой множественного СВС. Поэтому твердофазные реакции происходят в температурном интервале, который на диаграмме фазового равновесия находится между температурой эвтектики и минимальной температурой структурных превращений в данной системе. Отсюда следует, что по известной бинарной диаграмме состояния можно определить пары элементов и температуры инициирования твердофазных реакций в двухслойных тонких пленках. Возможно также и обратное: исследование фазовых последовательностей при прохождении твердофазных реакций в двухслойных тонких пленках позволит уточнить соответствующие диаграммы состояния.

В настоящее время считается общепринятым, что при упорядочении для образования сверхструктуры атомы обмениваются местами в пределах решетки. Результаты настоящей работы предполагают, что при температуре Курнакова в пленочных конденсатах имеет место значительный массоперенос (до ~ 200 nm) с образованием соединений. И только вторичным результатом является процесс упорядочения при $T = T_k$. Это предполагает, что дальнедействующий механизм синтеза определяет процессы упорядочения. Дальнедействующие силы могут определять устойчивость образующихся фаз и наравне с силами упругости влиять на характер антифазных границ в длиннопериодических сверхструктурах, участвовать в образовании модулированных фаз при спиноидальном, эвтектоидном распаде и в политипных структурах.

Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ (№ 99-03-32184) и Красноярского краевого фонда науки (№ 9F12).

Список литературы

- [1] Тонкие пленки: взаимная диффузия и реакции / Под ред. Дж. Поуга, К. Ту, Дж. Мейера. М.: Мир, 1982. 576 с.
- [2] Colgan E.G., Cabral C., Jr., Kotecki D.E. // J. Appl. Phys. 1995. Vol. 77. N 2. P. 614–619.
- [3] Clevenger U.A., Arcort B., Ziegler W. et al. // J. Appl. Phys. 1998. Vol. 83. N 1. P. 90–99.
- [4] Bergstrom D.B., Petrov I., Allen L.H. et al. // J. Appl. Phys. 1995. Vol. 78. N 1. P. 194–203.
- [5] Wittmer M., Oelhafer P., Tu K.N. // Phys. Rev. B. 1987. Vol. 35. N 17. P. 9073–9084.
- [6] Wang W.H., Wang W.K. // J. Appl. Phys. 1994. Vol. 76. N 3. P. 1578–1584.
- [7] Zhang M., Yu W., Wang W.H. et al. // J. Appl. Phys. 1996. Vol. 80. N 3. P. 1422–1436.
- [8] Nakanishi T., Takeyama M., Noya A. et al. // J. Appl. Phys. 1995. Vol. 77. N 2. P. 948–950.
- [9] Sinh R. // J. Appl. Phys. 1988. Vol. 63. N 8. Pt 1. P. R59–R114.
- [10] Мягков В.Г., Быкова Л.Е. // ДАН. 1997. Т. 354. № 6. С. 777–779.
- [11] Мягков В.Г., Жигалов В.С., Быкова Л.Е. и др. // ЖТФ. 1998. Т. 68. Вып. 10. С. 58–62.
- [12] Мягков В.Г. // ДАН. 1999. Т. 364. № 3. С. 330–332.
- [13] Мягков В.Г., Быкова Л.Е., Бондаренко Г.Н. // ЖЭТФ. 1999. Т. 115. Вып. 5. С. 1756–1763.
- [14] Мягков В.Г., Быкова Л.Е., Жигалов В.С. и др. // ДАН. 2000. Т. 371. № 6. С. 763–767.
- [15] Мягков В.Г., Быкова Л.Е., Бондаренко Г.Н. и др. // Письма в ЖЭТФ. 2000. Т. 71. Вып. 5. С. 268–273.
- [16] Матвеева Н.М., Козлов Э.В. Упорядоченные фазы в металлических системах. М.: Наука, 1989. 247 с.
- [17] Мягков В.Г., Быкова Л.Е., Бондаренко Г.Н. // ДАН. 1999. Т. 368. № 5. С. 615–617.
- [18] Мягков В.Г., Быкова Л.Е., Бондаренко Г.Н. // Письма в ЖЭТФ. 1998. Т. 68. Вып. 2. С. 121–124.
- [19] Ганина Н.И., Захарова А.М., Олейничева В.Г. и др. Диаграммы состояния металлических систем. Вып. XXXII. М.: ВИНТИ, 1988. 205 с.
- [20] Хансен М., Андерко К. Структура двойных сплавов. Т. 2. М.: Металлургиздат, 1962. 873 с.
- [21] Муго Т., Такачи Ю. Теория явлений упорядочения в сплавах. М.: ИЛ, 1959. 130 с.
- [22] Барегг И.С., Массальский Т.Б. Структура металлов и сплавов. М.: 1984. Ч. 1. 352 с.
- [23] Kudryavtsev V.Y., Nemoshkalenko V.V., Lee Y.P. et al. // J. Appl. Phys. 1997. Vol. 82. N 10. P. 5043–5049.
- [24] Ma E., Thompson C.V., Clevenger L.A. et al. // Appl. Phys. Lett. 1990. Vol. 57. N 12. P. 1262–1264.
- [25] Liu J.C., Mayer J.W., Barbour J.C. // J. Appl. Phys. 1988. Vol. 64. N 2. P. 656–662.
- [26] Michaelsen C., Lucadamo G., Barmak K. // J. Appl. Phys. 1996. Vol. 80. N 12. P. 6689–6698.
- [27] Мягков В.Г., Ли Л.А., Быкова Л.Е. и др. // ФТТ. 2000. Т. 42. Вып. 5. С. 937–941.
- [28] Barmak K., Ristau R.A., Coffey K.R. et al. // J. Appl. Phys. 1996. Vol. 79. N 8. Pt 2A. P. 5330–5332.