

PACS: 81.15.Fg, 61.43.Dq, 64.60.Mu, 73.61.-r

О.Е. Белецкая, В.Ф. Башев, Н.А. Куцева, Ф.Ф. Доценко, С.И. Рябцев

ОСОБЕННОСТИ ФАЗООБРАЗОВАНИЯ И ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПЛЕНОК Al-Nb и Al-Ta, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ИОННО-ПЛАЗМЕННОГО НАПЫЛЕНИЯ

Днепропетровский национальный университет
ул. Научная, 13, г. Днепропетровск, 49050, Украина
E-mail: physmet@ff.dsu.dp.ua

Статья поступила в редакцию 21 апреля 2006 года

В широких концентрационных интервалах исследован фазовый состав, электрические свойства и параметры ближнего порядка свеженанпыленных и термообработанных пленок Al-Nb и Al-Ta, полученных модернизированным методом ионно-плазменного напыления (ИПН). В исходном свеженанпыленном состоянии пленки с содержанием ~ (22–75) at.% легирующего элемента (Nb или Ta) состоят либо из рентгеноаморфной (РАФ), либо из аморфно-кристаллической (РАФ + К) фаз. При отжиге в вакууме (10^{-3} Pa) некристаллические фазы не распадаются вплоть до температур, при которых начинается интенсивное окисление пленок. Примененный в работе метод ИПН позволяет получать рентгеноаморфные пленки Al-Nb и Al-Ta в широких концентрационных интервалах с различными номиналами поверхностного электросопротивления ρ_s и прецизионными значениями температурного коэффициента сопротивления (ТКС).

Введение

Аморфные и нанокристаллические материалы, обладающие по сравнению с традиционными кристаллическими сплавами высоким уровнем физических характеристик, находят в последние годы широкое применение в современных наукоемких технологиях. Поэтому весьма актуальными становятся задачи, связанные с разработкой и усовершенствованием новых композиций сплавов с крайне метастабильными, некристаллическими структурами. Аморфные сплавы (металлические стекла) в первом приближении можно рассматривать как твердые тела с замороженной жидкостной структурой, которые могут быть получены при подавлении кристаллизации в условиях быстрого охлаждения.

К факторам, определяющим склонность материалов к аморфизации, обычно относят наличие: 1) сильного взаимодействия между входящими в их состав атомами (отрицательная теплота смешения); 2) низкотемпературных

эвтектических реакций (отношение температуры эвтектики к температуре плавления ~ 0.6); 3) сильного ($\geq 12\%$) различия в атомных радиусах компонентов (размерный фактор); 4) повышенного числа легирующих элементов в сплавах (принцип «беспорядка») [1]. Аморфизации расплавов способствует ряд внешних факторов, к которым, в первую очередь, относятся высокие скорости охлаждения, достигаемые в методах закалки расплавов и осаждения материалов из парообразного состояния. Последняя группа методов дает возможность получать и изучать новые перспективные аморфные сплавы в виде тонких пленок на основе компонентов с высокой температурой плавления.

В силу объективных трудностей экспериментальных данных, касающихся неравновесной кристаллизации высокотемпературных сплавов, в литературе недостаточно [2], поэтому новые результаты по расширению класса аморфизирующихся сплавов с улучшенными физическими характеристиками и высокой термической устойчивостью представляют большой интерес для практических целей, теоретических расчетов и построения физических моделей неравновесной кристаллизации при формировании аморфных и нанокристаллических фаз.

Методика эксперимента

Цель данной работы состояла в изучении влияния сверхбольших скоростей охлаждения, достигаемых при закалке из паровой фазы, на особенности формирования, устойчивость метастабильных состояний в пленках бинарных сплавов Al–Nb и Al–Ta с высокими температурами плавления, а также на их некоторые электрофизические свойства. Выбор алюминия в качестве одного из компонентов был обусловлен тем, что наличие его в составе пленок обычно способствует улучшению адгезионных свойств напыленных пленок к диэлектрическим подложкам.

В качестве метода, позволяющего повысить скорость осаждаемых атомов при вакуумной конденсации, использовали модернизированный метод трехэлектродного ИПН [3]. Пленки получали на установке ИПН УРМ-3.279-014 путем распыления мозаичных мишеней при следующих режимах: напряжении на мишени -2 kV, токе анода 1 А, токе разряда 20 mA. Рабочим плазмообразующим газом являлся аргон. Рабочая температура диэлектрических ситалловых подложек, на которые проводили напыление, не превышала 50°C . Полученные пленки толщиной $45\text{--}50$ nm использовали для измерения электрофизических свойств и определения фазового состава, а пленки толщиной ~ 10 nm – для электронно-микроскопических исследований. Стартовый и рабочий вакуум в рабочем объеме распылительной камеры составлял соответственно 10^{-6} и 10^{-4} Pa. Распыляемая мозаичная мишень представляла собой совокупность (16 шт.) статистически равномерно расположенных параллелепипедов чистых элементов с поверхностью распыления 20×20 mm и толщиной 5 mm каждый. Химический состав осажденной пленки (с точностью $\pm(2\text{--}3)$ at.%) устанавливали с учетом индивидуальных коэффициентов

распыления элементов и относительной площади, которую они занимают на поверхности распыления [4].

Процесс распыления осуществляли с применением оригинального ускорителя ионов рабочего газа, который представлял собой систему электростатических линз в виде барьерных ячеек, находящихся под потенциалом анода [3]. За счет сужения эффективной площади поперечного сечения движущегося распыляемого потока ионов аргона под действием эквипотенциальных поверхностей на заключительной стадии траектории движения их кинетическая энергия перед соударением с поверхностью распыления возрастала по теоретическим оценкам в 5–6 раз. Последнее приводит к существенному увеличению кинетической энергии распыленных атомов мозаичной мишени с одновременной, под влиянием действия электростатических линз, широкой дисперсией их по энергиям и направлениям, способствующей эффективному перемешиванию разнородных атомов с образованием в конечном итоге некристаллических фаз даже в системах с взаимной несмешиваемостью компонентов в жидком состоянии, положительные энергии смешения в которых по оценкам превышают 50 kJ/mol [5].

Идентификацию фазовых составляющих в исходных и термообработанных пленках толщиной ~ 45 nm проводили на рентгеновской установке УРС-2.0 в кобальтовом излучении в рентгеновской камере Дебая при асимметричной закладке пленки, что обеспечило высокую (± 0.0002 nm) точность определения периодов кристаллических решеток фаз. Дополнительно фазовый состав исходных напыленных пленок толщиной 10 nm контролировали с помощью электронного микроскопа ЭММА в режиме электронографа. Образцы для структурных исследований готовили напылением на свежие сколы монокристалла поваренной соли, что позволило отделять пленки от подложки путем частичного растворения последней в дистиллированной воде. Эксперименты показали, что фазовый состав исходных напыленных пленок толщиной 45 и 10 nm оказался идентичным.

Для оценки степени упорядоченности структур с диффузными картинами рассеяния использовали величину областей когерентного рассеяния (ОКР), которые определяли по формуле Селякова–Шерера [6]:

$$L = \frac{0.94\lambda}{\beta \cos \theta}, \quad (1)$$

где λ , β и θ – длина волны рентгеновского излучения, физическое уширение и угловое положение диффузного максимума соответственно.

Размеры кратчайших межатомных расстояний R в аморфной структуре оценивали по формуле Эренфеста [7]:

$$R = \frac{\lambda}{1.625 \sin \theta}. \quad (2)$$

Для оценки структурных параметров ближнего порядка аморфных фаз были построены функции радиального распределения атомов (ФРРА) по стандартной методике [7].

Устойчивость неравновесных состояний в пленках изучали путем измерения электрического сопротивления пленок при непрерывном нагреве со скоростью 10 К/мин в вакууме (10^{-3} Па). Измерения проводили с помощью 4-зондового потенциометрического метода на пленках, напыленных на ситалловые подложки.

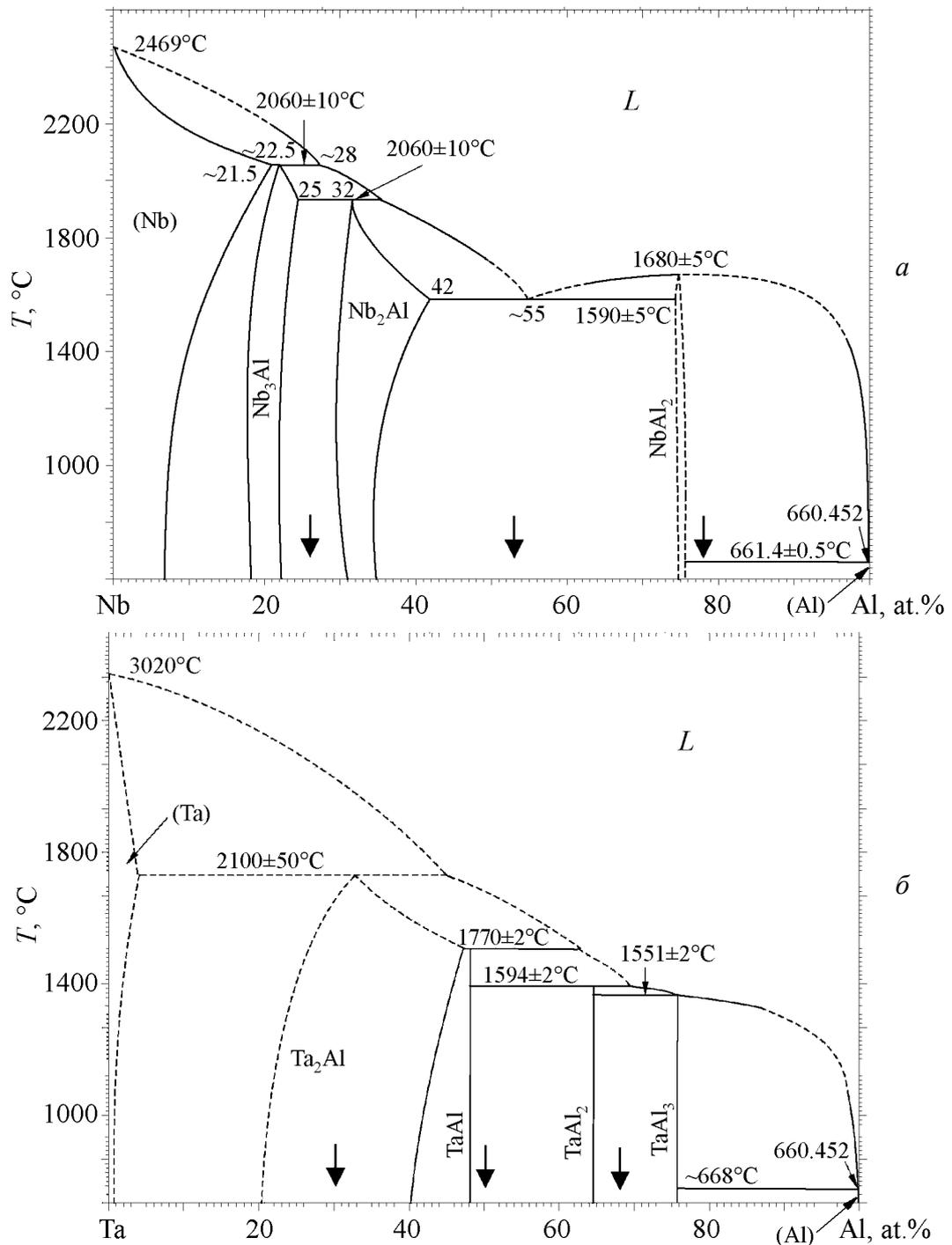


Рис. 1. Диаграммы состояния бинарных систем [8] Al-Nb (а) и Al-Ta (б). Вертикальными стрелками отмечены составы исследованных напыленных пленок

Экспериментальные результаты и их обсуждение

Диаграммы состояний бинарных сплавов Al–Nb, Al–Ta (рис. 1) достаточно сходны друг с другом [8], что, вероятно, обусловлено идентичностью кристаллических решеток (ОЦК) и близкими размерами атомов Nb и Ta, а также их принадлежностью к одной группе Периодической таблицы элементов. Характерной особенностью диаграмм состояния исследованных сплавов является наличие широких концентрационных интервалов сплавов с высокими (выше 1500°C) температурами плавления и набора фаз, формирующихся по перитектическим реакциям, что согласно [9] благоприятствует образованию аморфных фаз.

В настоящей работе были исследованы пленки следующих составов at.%: Al–(22; 47; 74Nb); Al–(32; 50; 70Ta). Выбор указанных составов имел целью установить зависимость между большими скоростями охлаждения из пара и особенностями формирования структуры высокотемпературных сплавов с различным фазовым составом, а именно: 1) оценить влияние типа фазовых превращений на склонность сплавов к аморфизации; 2) определить температурную устойчивость возникающих метастабильных состояний; 3) исследовать электрические свойства полученных напыленных пленок.

Сплавы Al–Nb

В табл. 1 приведены данные рентгеноструктурного анализа (РСА) по фазовому составу пленок Al–Nb в исходном (свеженапыленном) и термообработанном состояниях. Параллельно с РСА проводили исследования электрических свойств напыленных пленок с целью установления температурных интервалов устойчивости, возникающих в процессе отжига фаз, и оценивали параметры ближнего порядка твердых аморфных фаз. Учитывая, что в типичных металлических стеклах размеры ОКР, как правило, не превышают 2 nm [7], полученные в работе неупорядоченные структуры, дифракционные картины которых имели вид, аналогичный приведенной на рис. 2, были классифицированы как РАФ. Для установления истинной природы этих фаз необходимы дополнительные исследования, которые проводятся в настоящее время.

Из данных табл. 1 следует, что наиболее склонным к некристаллическому затвердеванию оказался сплав состава Al–47% Nb, расположенный в окрестности эвтектической реакции между перитектической фазой Nb₂Al и конгруэнтно плавящимся соединением NbAl₃ (см. рис. 1,а). Об этом свидетельствует как образование однофазной рентгеноаморфной структуры с минимальными размерами ОКР ($L \sim 3$ nm), так и вид функции радиального распределения атомов ФРРА этой фазы (рис. 3,б). Параметры ближнего порядка РАФ в сплаве Al–47% Nb дают основания предположить, что ближний порядок аморфной фазы этого состава скорее всего базируется на кластерах, образующих эвтектику тетрагональных фаз, поскольку оцененное из кривой ФРРА координационное число составляет величину ~ 10.7 .

Таблица 1

**Фазовый состав напыленных пленок системы Al–Nb
в исходном и термообработанном состояниях**

Сплав, at.%	Исходное состояние	Режим термообработки		Периоды решеток равновесных фаз
		350°C, 5 min	700°C, 60 min	
Al–22Nb	РАФ ($L \approx 4\text{--}4.5\text{ nm}$) + + Al ₃ Nb	Al ₃ Nb ($a = 0.3905\text{ nm}$, $c = 0.8649\text{ nm}$) + + Al ($a = 0.4084\text{ nm}$)	Al ₃ Nb ($a = 0.3884\text{ nm}$, $c = 0.8612\text{ nm}$) + + Al ₂ O ₃ + NbO	Al ₃ Nb ($a = 0.3841\text{ nm}$, $c = 0.8609\text{ nm}$)
Al–47Nb	РАФ ($L \approx 3\text{--}3.5\text{ nm}$)	Al ₃ Nb ($a = 0.3777\text{ nm}$, $c = 0.8302\text{ nm}$) + + следы AlNb ₂	Al ₃ Nb ($a = 0.3859\text{ nm}$, $c = 0.8655\text{ nm}$) + + Al ₂ O ₃ + NbO	–
Al–74Nb	РАФ ($L \approx 4\text{--}4.5\text{ nm}$) + + AlNb ₂ ($a = 1.0285\text{ nm}$, $c = 0.4976\text{ nm}$)	AlNb ₂ ($a = 1.0231\text{ nm}$, $c = 0.5094\text{ nm}$) + + следы AlNb ₃ + + следы РАФ	AlNb ₂ ($a = 1.0220\text{ nm}$, $c = 0.5104\text{ nm}$) + + AlNb ₃ + NbO	AlNb ₂ ($a = 0.9935\text{ nm}$, $c = 0.5169\text{ nm}$)

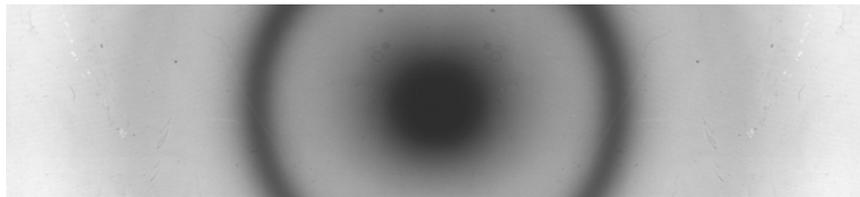


Рис. 2. Электронограмма свеженанесенной пленки состава Al–47% Nb

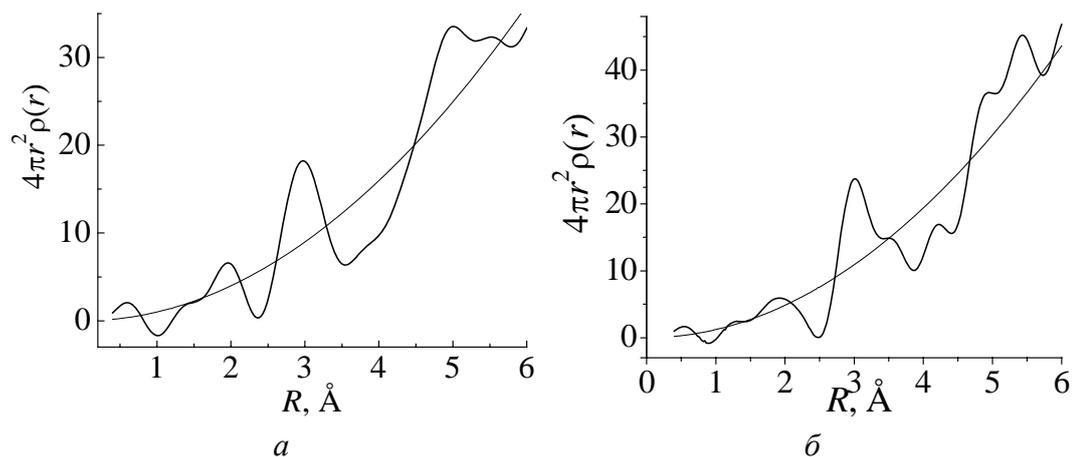


Рис. 3. Кривые ФРРА свеженанесенных пленок Al–22% Nb (а) и Al–47% Nb (б)

Смещение состава пленок по концентрации от эквиатомной области (Al–22% Nb и Al–74% Nb) затрудняет образование однофазного некристаллического состояния в пленках, вместо которого на рентгенограммах одновременно фиксируется смесь рентгеноаморфной и кристаллической (РАФ + К)

фаз (табл. 1). При этом на фоне диффузного гало на рентгенограммах фиксируются наиболее интенсивные линии равновесных кристаллических фаз с тетрагональными решетками. Следует отметить, что ближний порядок аморфной составляющей зависит от содержания в сплаве элементов. Так, РАФ, формирующаяся в пленках сплава Al–22% Nb, имеет координационное число 11.7, кратчайшее межатомное расстояние 0.296 nm и отношение положений первых двух пиков $r_2/r_1 = 1.7$, что характерно для ближнего порядка с ГЦК-координацией атомов (рис. 3,а). Кроме того, как видно из табл. 1, периоды решеток интерметаллических фаз Al_3Nb и $AlNb_2$, формирующихся в пленках соответственно Al–22% Nb и Al–74% Nb, заметно отличаются от равновесных значений. Это свидетельствует о том, что в процессе неравновесной кристаллизации образуются пересыщенные твердые растворы на основе этих соединений.

Кратковременный отжиг при температуре 350°C приводит к практически полному распаду РАФ во всех исследованных пленках Al–Nb с образованием равновесных фаз (см. рис. 1,а), хотя, судя по значениям периодов решетки фаз Al_3Nb и $AlNb_2$, полное равновесие не достигается (табл. 1). К сожалению, отжиги при более высоких температурах сопровождались заметным окислением пленок с образованием окислов компонентов сплава (NbO и Al_2O_3), что осложняет количественную интерпретацию фазового состава.

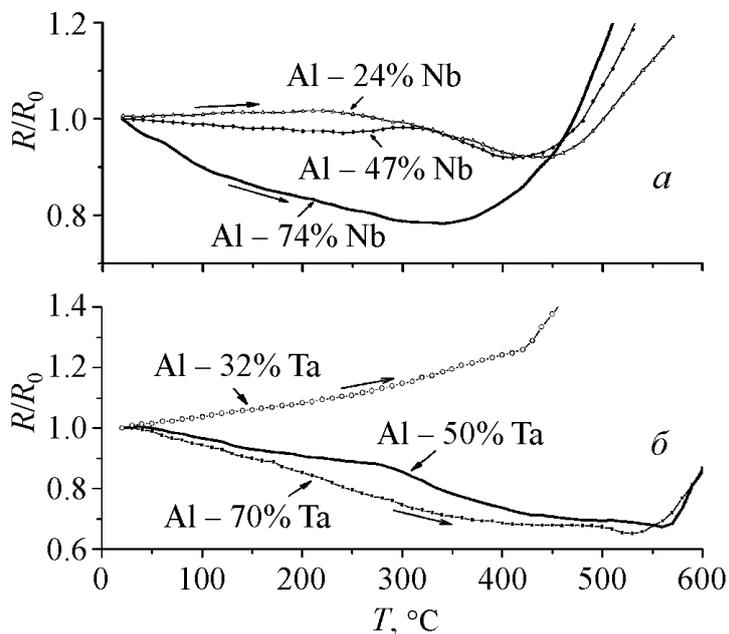


Рис. 4. Изменения относительного электросопротивления R/R_0 при нагреве со скоростью 10 K/min напыленных пленок сплавов Al–Nb (а) и Al–Ta (б)

Измерения электросопротивления напыленных пленок сплавов Al–Nb при непрерывном нагреве показали (рис. 4,а), что термическая устойчивость РАФ возрастает при увеличении концентрации ниобия. Так, в пленках с содержанием 22 и 47% Nb необратимые изменения (падение) электросопротивления, связанные с распадом РАФ, начинаются при температурах соответственно 220 и 300°C. В то же время в пленках сплава Al–74% Nb РАФ

сохраняется вплоть до температуры начала интенсивного окисления (380°C), которое в пленках всех исследованных сплавов сопровождается ростом электросопротивления. Увеличение концентрации ниобия приводит также к снижению величины ТКС пленок (в диапазоне температур обратимых изменений) и изменению его знака с положительного на отрицательный. При этом ТКС пленки Al–47% Nb с однофазной рентгеноаморфной структурой ($-3 \cdot 10^{-5} \text{ K}^{-1}$) попадает в интервал значений, характерный для прецизионных резисторов.

Сплавы Al–Ta

Исследования фазового состава напыленных пленок сплавов Al–Ta показали, что, как и в случае сплавов Al–Nb, метод ИПН приводит к существенному подавлению процессов кристаллизации (табл. 2). При этом формирование однофазных РАФ в сплавах Al–Ta наблюдается в достаточно широком диапазоне концентраций и в сплавах, составы которых соответствуют интерметаллическим соединениям AlTa (50% Ta) и AlTa₂ (70% Ta), формирующимся по перитектическим реакциям при температурах 1770 и 2100°C соответственно (см. рис. 1,б). Следует отметить, что наименьшие ($\approx 2.5 \text{ nm}$) значения ОКР наблюдались в пленке сплава Al–70% Ta, что может служить косвенным свидетельством наибольшей склонности этого сплава к стеклообразованию.

Таблица 2

Фазовый состав напыленных пленок системы Al–Ta в исходном и термообработанном состояниях

Сплав, at.%	Исходное состояние	Режим термообработки		Периоды решеток равновесных фаз
		450°C, 5 min	700°C, 60 min	
Al–32Ta	РАФ ($L \approx 4\text{--}4.5 \text{ nm}$) + + следы Al ₃ Ta	РАФ + следы Al ₃ Ta ($a = 0.3751 \text{ nm}$, $c = 0.8906 \text{ nm}$)	РАФ + Al ₃ Ta ($a = 0.3762 \text{ nm}$, $c = 0.8821 \text{ nm}$) + + Al ₂ O ₃	Al ₃ Ta ($a = 0.3842 \text{ nm}$, $c = 0.8553 \text{ nm}$)
Al–50Ta	РАФ ($L \approx 3.0 \text{ nm}$)	РАФ ($L \approx 3.4 \text{ nm}$)	РАФ + Al ₂ O ₃ + + AlTa ₂ ($a = 0.9770 \text{ nm}$, $c = 0.5295 \text{ nm}$)	–
Al–70Ta	РАФ ($L \approx 2.5 \text{ nm}$)	РАФ ($L \approx 4.0 \text{ nm}$)	РАФ + AlTa ₂ ($a = 0.9595 \text{ nm}$, $c = 0.5764 \text{ nm}$)	AlTa ₂ ($a = 0.9825 \text{ nm}$, $c = 0.5231 \text{ nm}$)

Отжиги пленок Al–Ta показали, что термическая устойчивость неравновесных состояний, сформированных в процессе ИПН, существенно выше, чем в пленках сплавов Al–Nb. В частности, фазовый состав пленок Al–Ta оставался неизменным после кратковременных выдержек при 450°C, а рентгеноаморфные структуры во всех исследованных сплавах сохранялись даже после часовых выдержек при 700°C (табл. 2).

Повышенная термическая устойчивость РАФ в пленках сплавов Al-Ta и пониженная склонность напыленных пленок к окислению по сравнению с пленками Al-Nb подтверждается также и данными резистометрического анализа (рис. 4,б). Дополнительно проведенные измерения поверхностного электросопротивления ρ_s пленок Al-Ta показали, что при увеличении концентрации Ta от 32 до 70% значения ρ_s возрастают от 500 до 700 Ω/sq . Ввиду того, что ТКС напыленных пленок Al-Ta в диапазоне концентраций 32–50% Ta изменяет знак (см. рис. 2), эти пленки могут рассматриваться в качестве перспективных материалов для изготовления среднеомных прецизионных резисторов для применения в микроэлектронике. К числу дополнительных достоинств пленок Al-Ta следует отнести высокие термическую устойчивость и адгезионные характеристики, а также возможность увеличения номинала ρ_s за счет уменьшения толщины пленок.

В заключение представляется целесообразным привести качественные объяснения возможного механизма формирования РАФ в процессе напыления. Как показано в [10], в бинарных пленках сплавов Al-Ni и Al-Co, напыленных в условиях, аналогичных использованным в настоящей работе, формировались эквиатомные соединения с четко выраженной упорядоченной структурой типа CsCl. Этот экспериментально установленный факт свидетельствует о том, что формирование (переход из парообразного состояния в твердое) конгруэнтно плавящихся фаз AlNi и AlCo происходило по механизму пар-жидкая фаза-твердое тело (П-Ж-Т). Следует отметить, что данный результат согласуется с теоретическими моделями процесса неравновесного осаждения из парообразного состояния [11], в рамках которых показана возможность кратковременного существования жидкого состояния в практически двумерных квазичастицах, формирующихся на подложке. Температуры плавления этих наномасштабных частиц могут снижаться до 0.2–0.5 от равновесной температуры плавления сплава, т.е. на определенной стадии конденсации жидкое состояние в квазичастицах будет равновесным [12].

Можно предположить, что и в случае напыления сплавов Al-Nb, Al-Ta с высокими температурами плавления неравновесные твердые фазы, включая и РАФ, формируются из промежуточного жидкого состояния. В частности, аморфизации исследованных сплавов способствуют низкие скорости зарождения равновесных промежуточных фаз, имеющих сложное строение и сравнительно большие размеры элементарных ячеек (табл. 1, 2), пониженные температуры плавления малых островков жидкой фазы, а также повышенные температуры перехода в стеклообразное состояние, которые, как показано в работе [1], в условиях быстрого охлаждения могут повышаться на сотни градусов. Комбинация этих факторов, реализующихся в методе модифицированного ИПН, позволяет существенно расширить спектр неравновесных состояний, которые могут быть получены в бинарных и более сложных металлических сплавах, что представляет большой фундаментальный и практический интерес.

Выводы

1. Впервые модифицированным методом ИПН в широком концентрационном диапазоне получены рентгеноаморфные структуры в пленках сплавов Al–Nb и Al–Ta с температурами плавления выше 1600°C.

2. Установлено, что сплавы системы Al–Ta характеризуются более высокой склонностью к некристаллическому затвердеванию, а РАФ в этой системе обладают повышенной термической устойчивостью по сравнению со сплавами Al–Nb.

3. Обнаружено, что повышение концентрации тугоплавких компонентов приводит к увеличению термической устойчивости РАФ и монотонному снижению температурного коэффициента сопротивления от положительных значений к отрицательным таким образом, что пленки с близкими к эквивалентным составами обладают прецизионными значениями ТКС.

4. Показано, что существенное подавление кристаллизации в процессе конденсации сплавов Al–Ta и Al–Nb может быть качественно объяснено в рамках механизма П–Ж–Т за счет снижения равновесных температур плавления наномасштабных квазичастиц расплава и повышения температур стеклообразного перехода в условиях быстрого охлаждения.

1. *Сверхбыстрая* закалка жидких сплавов, Г. Герман (ред.), Металлургия, Москва (1986).
2. *И.В. Золотухин, Ю.В. Бармин*, Стабильность и процессы релаксации в металлических стеклах, Металлургия, Москва (1991).
3. *В.Ф. Башев, Ф.Ф. Доценко, И.С. Мирошниченко, В.И. Лозяной*, Устройство для получения аморфного сплава, авт. свид. № 1817484 (СССР), опубли. 01.09.93, бюл. № 19.
4. *В.Ф. Башев, Ф.Ф. Доценко, И.С. Мирошниченко, В.М. Пасальский*, ФММ № 2, 66 (1992).
5. *A.R. Miedema, P.F de Châtel, F.R. de Boer*, Physica **B100**, 1 (1980).
6. *С.С. Горелик, Ю.А. Скаков, Л.Н. Расторгуев*, Рентгенографический и электронно-оптический анализ, МИСиС, Москва (2002).
7. *А.Ф. Скрышевский*, Структурный анализ жидкостей и аморфных тел, Высшая школа, Москва (1980).
8. *T.V. Massalski*, Binary Alloy Phase Diagrams, American Society for Metals, Metals Park, OH (1998).
9. *А.Ф. Полеся, Л.С. Слипченко*, Изв. АН СССР. Металлы № 6, 173 (1973).
10. *В.Ф. Башев, Ф.Ф. Доценко, И.С. Мирошниченко*, Изв. АН СССР. Металлы № 4, 120 (1990).
11. *Ю.Ф. Комник*, Физика металлических пленок, Атомиздат, Москва (1979).
12. *Поверхностные явления и фазовые превращения в конденсированных пленках*, Н.Т. Гладких (ред.), ХНУ им. В.Н. Каразина, Харьков (2004).

O.E. Beletskaya, V.F. Bashev, N.A. Kutseva, F.F. Dotsenko, S.I. Ryabtsev

PHASE COMPOSITION AND PHYSICAL PROPERTIES OF Al–Nb AND Al–Ta FILMS OBTAINED BY ION-PLASMA SPUTTERING

The phase composition, electrical properties and parameters of short range order of the Al–Nb and Al–Ta films were researched in the wide concentration intervals. The films were obtained by the modified method of ion-plasma sputtering (IPS). The films with 22–75 at.% of alloying elements (Nb or Ta) consist of amorphous or amorphous and crystalline phases in initial state. The non-crystalline phases are stable up to temperatures of intensive oxidation of films at annealing in vacuum. The IPS method allows obtaining of homogeneous Al–Nb and Al–Ta films with wide nominal values of sheet electrical resistance and precision values of temperature coefficient of resistance.

Fig. 1. Phase diagrams of binary systems: Al–Nb (*a*) and Al–Ta (*b*) [8]. The compositions of the investigated sputtered films are marked by arrows

Fig. 2. Electron-diffraction pattern of an as-prepared Al–47% Nb film

Fig. 3. Curves of function of atom radial distribution of as-prepared Al–22% Nb (*a*) and Al–47% Nb (*b*) films

Fig. 4. Changes of the relative electrical resistance R/R_0 during heating at 10 K/min of sputtered Al–Nb (*a*) and Al–Ta (*b*) films