

ISSN 1561-8323 (Print)

ISSN 2524-2431 (Online)

УДК 539.216:621.315.592

<https://doi.org/10.29235/1561-8323-2023-67-2-156-162>

Поступило в редакцию 28.02.2023

Received 28.02.2023

Академик С. А. Чижик¹, В. А. Зеленин², Ю. А. Егорова²¹Белорусский национальный технический университет, Минск, Республика Беларусь²Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси, Минск, Республика Беларусь

ПРОЦЕССЫ ФОРМИРОВАНИЯ ПЛЕНОК СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Cu–Ni МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО ИСПАРЕНИЯ

Аннотация. Рассмотрены особенности формирования пленок сплавов системы Cu–Ni методом электронно-лучевого испарения. Определено положение изобар суммарного давления меди и никеля на диаграмме состояния Cu–Ni при испарении в вакууме. Проведены расчеты элементных составов пленок. Показано, что содержание никеля в пленках, осаждающихся при кипении сплава Cu₅₀Ni₅₀ в вакууме, в 50 раз меньше, чем в сплаве. Исследована структура и элементный состав поверхностного слоя сплавов после их испарения и сублимации, а также элементный состав осаждаемых пленок. Показано, что наиболее приемлемым способом получения пленок стабильного состава в системе Cu–Ni является одновременное электронно-лучевое испарение меди и никеля из двух тиглей.

Ключевые слова: тонкие пленки сплавов системы Cu–Ni, электронно-лучевое испарение, сублимация, элементный состав, давление паров, азеотропные составы

Для цитирования. Чижик, С. А. Процессы формирования пленок сплавов системы Cu–Ni методом электронно-лучевого испарения / С. А. Чижик, В. А. Зеленин, Ю. А. Егорова // Докл. Нац. акад. наук Беларуси. – 2023. – Т. 67, № 2. – С. 156–162. <https://doi.org/10.29235/1561-8323-2023-67-2-156-162>

Academician Sergey A. Chizhik¹, Victor A. Zelenin², Yuliya A. Yahorava²¹Belarusian National Technical University, Minsk, Republic of Belarus²Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Republic of Belarus

PROCESSES OF FORMATION OF Cu–Ni ALLOY FILMS BY ELECTRON BEAM EVAPORATION

Abstract. The features of the formation of Cu–Ni alloy films by electron beam evaporation are considered. The position of the isobars of the total pressure of copper and nickel on the state diagram of the Cu–Ni during evaporation in vacuum is determined. Calculations of the elemental compositions of films have been carried out. It is shown that the nickel content in films deposited during boiling of Cu₅₀Ni₅₀ alloy in vacuum is 50 times less than in the alloy. The structure and elemental composition of the surface layer of alloys after their evaporation and sublimation, as well as the elemental composition of the deposited films, are investigated. It is shown that the most acceptable way to obtain films of stable composition in the Cu–Ni system is simultaneous electron beam evaporation of copper and nickel from two crucibles.

Keywords: thin films of Cu–Ni alloys, electron beam evaporation, sublimation, elemental composition, vapor pressure, azeotropic compositions

For citation. Chizhik S. A., Zelenin V. A., Yahorava Yu. A. Processes of formation of Cu–Ni alloy films by electron beam evaporation. *Doklady Natsional'noi akademii nauk Belarusi = Doklady of the National Academy of Sciences of Belarus*, 2023, vol. 67, no. 2, pp. 156–162 (in Russian). <https://doi.org/10.29235/1561-8323-2023-67-2-156-162>

Введение. Одна из проблем использования многокомпонентных материалов при изготовлении изделий электронной техники (ИЭТ) связана с тем, что тонкопленочные элементы и структуры из многих сплавов, например из сплавов на основе никеля или кобальта, обладающих высокой относительной магнитной проницаемостью, как правило, получают методами испарения. В случаях, когда предпочтительнее технологии распыления, например магнетронного, выбирают сплавы с низкими значениями температуры Кюри, например Ni + 7 мас. % V, Ni + 15 мас. % Cr или Ni + 35 мас. % Cu, мишени из которых не экранируют магнитное поле. Тем не менее, в ряде случаев формирование многослойных структур ИЭТ проводят методами испарения, в частности электронно-лучевого [1; 2].

Имеющиеся сведения о фазовых переходах твердое тело→жидкость (тт→ж) и жидкость→пар (ж→пар) в двойных металлических системах получены чаще всего при давлении $1 \cdot 10^5$ Па [3]. В связи с тем, что температуры кипения металлов и их сплавов в вакууме на сотни градусов ниже, чем при атмосферном давлении, имеющиеся в настоящее время данные по фазовым переходам ж→пар нуждаются в привязке к условиям получения тонкопленочных покрытий.

Анализ особенностей испарения многокомпонентных сплавов показал, что воспроизводимые по химическому составу покрытия могут быть получены при условии выбора в качестве их составляющих элементов, образующих между собой идеальные твердые растворы, подчиняющиеся законам Рауля. Однако, вследствие различных давлений паров элементов, при испарении сплавов происходит их фракционирование и в результате элементный состав осаждаемого покрытия отличается от состава испаряемого сплава. Вопросы влияния условий испарения на элементный состав пленок остаются в настоящее время малоизученными. Наиболее полно исследованной в этом отношении является система Ni–Cu [4].

Цель работы – рассмотрение особенностей формирования пленок стабильного элементного состава методами испарения и сублимации сплавов системы Ni–Cu при изготовлении изделий электронной техники.

Зависимости давления паров элементов Cu, Ni и Ti от температуры, согласно данным, приведенным в [5; 6], показаны на рис. 1.

Как следует из рис. 1 давление паров Cu при температуре 1200 °С на два порядка выше, чем у Ni, при температуре 2000 °С разница в давлении паров этих элементов десятикратная и с дальнейшим ростом температуры становится еще меньше.

Поскольку сплавы системы Cu–Ni представляют собой неограниченные твердые и жидкие растворы, то их испарение подчиняется закону Рауля, т. е. отношение числа атомов никеля n_{Ni} к числу атомов меди n_{Cu} в потоке пара в любой момент времени определяется выражением

$$\frac{n_{Ni}}{n_{Cu}} = \frac{f_{Ni} \chi_{Ni} P_{Ni}}{f_{Cu} \chi_{Cu} P_{Cu}} \left(\frac{A_{Cu}}{A_{Ni}} \right)^{\frac{1}{2}}, \quad (1)$$

где f_{Ni} , f_{Cu} – коэффициенты активности атомов никеля и меди в расплаве; P_{Ni} , P_{Cu} – равновесные давления паров Ni и Cu при температуре испарения; A_{Ni} , A_{Cu} – атомные массы элементов ($A_{Ni} = 58,71$, $A_{Cu} = 63,54$); χ_{Ni} , χ_{Cu} – молярные концентрации компонентов Ni и Cu в сплаве ($\chi_{Ni} + \chi_{Cu} = 1$).

Давление паров Cu при температуре 1350 °С составляет порядка 10 Па, а Ni – 0,1 Па (рис. 1). При использовании электронно-лучевого метода нанесения пленок в вакууме $5 \cdot 10^{-3}$ Па при температуре 1350 °С происходит кипение сплава $Cu_{50}Ni_{50}$, т. е. пары Ni и Cu образуются не только на границе раздела жидкость–пар, но и во всем объеме расплавленной электронным лучом области. Отношение f_{Ni} / f_{Cu} в этом случае равно отношению объемов, занимаемых атомами Ni и Cu в расплаве, т. е.

$$f_{Ni} / f_{Cu} = (R_{Ni} / R_{Cu})^3,$$

где R_{Ni} , R_{Cu} – размеры радиусов атомов элементов вблизи температур их кипения $R_{Ni} = 0,1246$ нм, $R_{Cu} = 0,1280$ нм, $f_{Ni} / f_{Cu} = 0,9224$.

При подстановке всех значений в (1) получаем, что концентрация никеля в пленке составляет 0,96 ат. %, т. е. в ~50 раз меньше, чем в испаряемом сплаве.

В [4] методом спектрального анализа определен тип диаграммы равновесия системы Ni–Cu в области высоких температур. Установлено, что температуры кипения элементов Cu и Ni при давлении $1 \cdot 10^5$ Па составляют 2563 и 2914 °С, а минимальные температуры кипения (порядка 2500 °С) имеют сплавы, содержащие 50–60 ат. % Ni. Именно эти составы в [3] отнесены к азеотропным, при испарении которых при высоких температурах элементный состав пара близок к составу расплава.

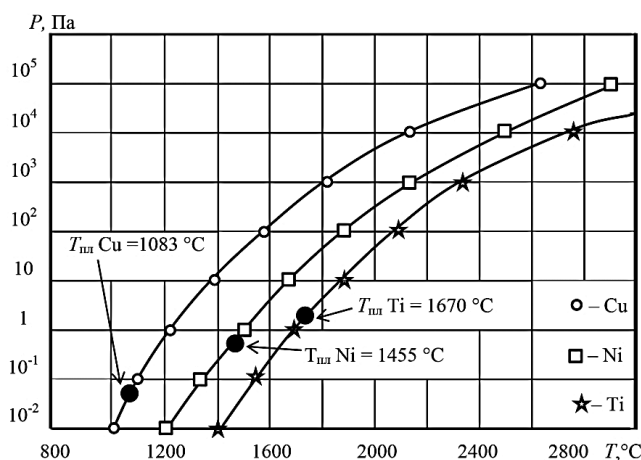


Рис. 1. Влияние температуры на давление паров Cu, Ni и Ti

Fig. 1. Influence of temperature on the vapor pressure of Cu, Ni and Ti

Особенности испарения сплавов в вакууме. Поскольку тонкопленочные элементы при изготовлении ИЭТ формируют в вакууме, процессы фазовых переходов ж→пар и тт→пар имеют ряд особенностей. Для их рассмотрения представлена на рис. 2 диаграмма состояния системы Ni–Cu дополнена конодами и изобарами суммарного давления паров $\Sigma p(\text{Cu} + \text{Ni})$ при различных температурах испарения сплавов в вакууме.

Так, при температуре 1350 °C состояние сплавов описывается конодой АВ. Сплав состава $\text{Cu}_{50}\text{Ni}_{50}$ находится при этой температуре в состоянии жидкого раствора, а состава $\text{Cu}_{33}\text{Ni}_{67}$ – в состоянии твердого раствора. Процентное содержание жидкой и твердой фаз сплавов промежуточных составов легко рассчитать, используя правило отрезков (рычага) [7]. В соответствии с рис. 2 однофазные жидкие растворы в системе Ni–Cu при температуре 1200 °C образуются при содержании в сплавах Ni до 17 ат. %, при температуре 1300 °C – при содержании Ni до 38 ат. %, а при температуре 1400 °C – до 67 ат. %. Соответственно при содержании Ni более 30, 56 и 84 ат. % при тех же температурах сплавы находятся в состоянии твердых растворов. Отрезкам конод соответствуют промежуточные двухфазные состояния сплавов (ж + тт).

Сплав состава $\text{Cu}_{35}\text{Ni}_{65}$ при температуре 1400 °C в вакууме также как и сплав состава $\text{Cu}_{50}\text{Ni}_{50}$ находится в состоянии кипения (рис. 2). В соответствии с законом Рауля (1) соотношение атомов в паре в этом случае равно $n_{\text{Ni}} / n_{\text{Cu}} = 0,047$, что соответствует составу пленки, т. е. содержание атомов Ni в осаждаемой пленке согласно расчетам будет в 16 раз меньше, чем в сплаве.

Согласно рис. 2 сплав состава $\text{Cu}_{15}\text{Ni}_{85}$ при температуре 1400 °C находится в состоянии твердого раствора и отношение $f_{\text{Ni}} / f_{\text{Cu}}$ в этом случае равно отношению площадей, занимаемых атомами Ni и Cu на сублимирующей поверхности, т. е. $f_{\text{Ni}} / f_{\text{Cu}} = (R_{\text{Ni}} / R_{\text{Cu}})^2 = 0,9476$. Давление паров Cu и Ni при температуре 1400 °C составляет ~12 и 0,3 Па соответственно (рис. 1). По (1) получаем, что концентрация никеля в пленке составляет ~12 ат. %, т. е. в 7 раз меньше, чем в сплаве.

Точки C и D на рис. 2 соответствуют температурам, при которых давления паров Cu и Ni равны 10 Па. При плавлении идеальных растворов проведенная через эти точки изобара является прямой, соответствующей суммарному давлению паров $\Sigma p(\text{Cu} + \text{Ni})$. Отклонения от закона Рауля связаны с изменением прочности связей атомов Cu и Ni при смешении, а также с изменениями их активности. Энергия смешения атомов Cu и Ni максимальна при молярных концентрациях $\chi_{\text{Ni}} = \chi_{\text{Cu}} = 0,5$ и составляет $\Delta H_{\text{см}} = -3,85$ кДж/моль, т. е. 1,1 % от энергии атомизации Cu (342 кДж/моль) и 0,9 % от энергии атомизации Ni (425 кДж/моль). Поскольку $\Delta H_{\text{см}} < 0$, то прочность связи между атомами Cu и Ni в растворе выше, чем между одноименными атомами. Следовательно, суммарное давление паров $\Sigma p(\text{Cu} + \text{Ni}) = 10$ Па будет достигнуто при несколько более высоких температурах, чем для идеальных растворов и центральная точка кривой изобары E, соответствующая давлению паров 10 Па, будет расположена над прямой CD.

Более высокая активность атомов меди в расплаве обусловлена большими их размерами, чем у никеля. Кроме того, при температурах испарения до 1400 °C в вакууме при содержании никеля

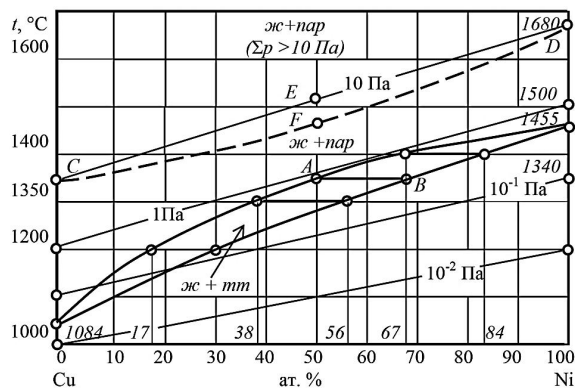


Рис. 2. Диаграмма состояния системы Cu–Ni с указанием изобар $\Sigma p(\text{Cu} + \text{Ni})$

Fig. 2. Diagram of the Cu–Ni system state with isobars $\Sigma p(\text{Cu} + \text{Ni})$

в сплавах до 67 ат. % (рис. 2) атомы никеля переходят в паровую фазу преимущественно с поверхности расплавленной электронным лучом зоны, а атомы меди, поскольку парциальное давление ее паров выше давления остаточной атмосферы – из всего объема расплава. В связи с этим влияние активности атомов на положение изобар намного превышает влияние на них изменения прочности связей атомов при их смешении. Поскольку при повышении активности атомов меди их парциальное давление при испарении увеличивается, то изобара реальных сплавов будет расположена ниже прямой CD. Ее расположение может быть установлено экспериментально, на рис. 2 положение центральной точки F, соответствующей суммарному давлению паров $\Sigma p(\text{Cu}_{50}\text{Ni}_{50}) = 10$ Па, показано на ~40 °C ниже прямой EF.

При температуре 1350 °С все сплавы с содержанием Ni до 50 ат. % испаряются из жидкого состояния путем фазового перехода ж→пар, сплавы с содержанием Ni выше 67 ат. % сублимируют из твердого состояния путем фазового перехода тт→пар, а промежуточные двухфазные сплавы могут переходить в паровую фазу одновременно как испарением, так и сублимацией.

Материалы и методы исследования. Для приготовления сплава $\text{Cu}_{50}\text{Ni}_{50}$ ($\text{Cu}_{52}\text{Ni}_{48}$, в мас. %) использовали медь марки ОСЧ 11-4 по ЦМТУ 03-9-69 и никель марки Н0, ГОСТ 492–2006. Кроме того, для приготовления сплава – аналога монели марки К-500 состава $\text{Cu}_{33}\text{Ni}_{65}\text{Al}_1\text{Ti}_{0,5}\text{Si}_{0,5}$ использовали легирующие элементы: алюминий особой чистоты марки А5N по ТУ 48-5-288–88, титан йодидный по ЦМТУ 05-18–67 и кремний монокристаллический марки ЭКДБ1-1. Плавку сплавов проводили в модернизированной индукционной печи типа ИСВ 0.004. ПИМ1 в тиглях из диоксида циркония в атмосфере аргона. Из полученных отливок вырезали образцы массой до 5 г и проводили исследование их элементного состава с помощью сканирующего электронного микроскопа Tescan Mira 3, оснащенного системой энергодисперсионного микроанализа Oxford Instruments AZtecLive Standard с безазотным детектором Ultim MAX 100.

Затем образцы помещали в тигли из графита спектральной чистоты и после повторной их переплавки в установке ВУ-1А в вакууме $5 \cdot 10^{-3}$ Па проводили осаждение пленок методами электронно-лучевого испарения (переход ж→пар) и сублимации (переход тт→пар) в диапазоне температур от 1350 до 1500 °С. Пленки толщиной от 100 до 200 нм осаждали на подложки из монокристаллического кремния с предварительно выращенными на их поверхности оксидными слоями толщиной 0,4 мкм.

Результаты и их обсуждение. Результаты исследования структуры и элементного состава поверхностного слоя образцов сплава $\text{Cu}_{33}\text{Ni}_{65}\text{Al}_1\text{Ti}_{0,5}\text{Si}_{0,5}$ представлены на рис. 3 и 4. На рис. 3 приведены структуры, сформировавшиеся в зонах испарения сплава по механизму ж→пар (рис. 3, *a*) и сублимации сплава по механизму тт→пар (рис. 3, *b*).

Результаты исследований элементного состава сплава состава $\text{Cu}_{33}\text{Ni}_{65}\text{Al}_1\text{Ti}_{0,5}\text{Si}_{0,5}$ и пленки, полученной при его электронно-лучевом испарении при температуре 1400 °С, представлены на рис. 4, *a*, *b*. Содержание элементов в поверхностном слое исследованных образцов при площади сканирования $(1-2) \cdot 10^3$ мкм² близки к составу исходного сплава (рис. 3, *a*). Элементы Si и O на спектрограмме пленки присутствуют вследствие того, что толщина анализируемого при энергии электронов 20 кэВ образца превышает толщину осажденной на поверхность кремниевой подложки пленки. Углерод присутствует как вследствие использования графитовых тиглей, так и из-за осаждения на подложку паров вакуумных масел. Концентрация атомов никеля в пленке составляет ~0,5 ат. %, что в ~8 раз меньше расчетного значения по закону Рауля для идеального раствора (~4 ат. %).

Приведенные на рис. 4, *c*, *d* спектрограммы показали, что кристаллы кубической формы являются твердыми растворами никеля в титане, а светлые точки в центрах их граней являются

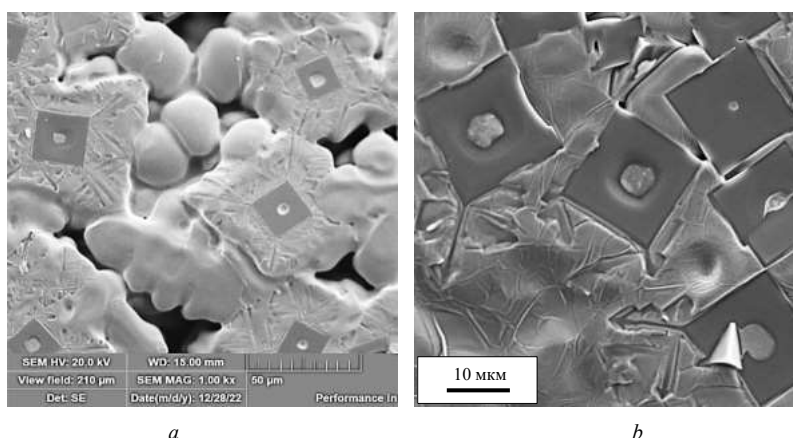


Рис. 3. Структуры поверхностного слоя сплава $\text{Cu}_{33}\text{Ni}_{65}\text{Al}_1\text{Ti}_{0,5}\text{Si}_{0,5}$, сформировавшиеся в зонах испарения (*a*) и сублимации (*b*)

Fig. 3. Structures of the $\text{Cu}_{33}\text{Ni}_{65}\text{Al}_1\text{Ti}_{0,5}\text{Si}_{0,5}$ alloy surface layer formed in the evaporation (*a*) and sublimation (*b*) zones

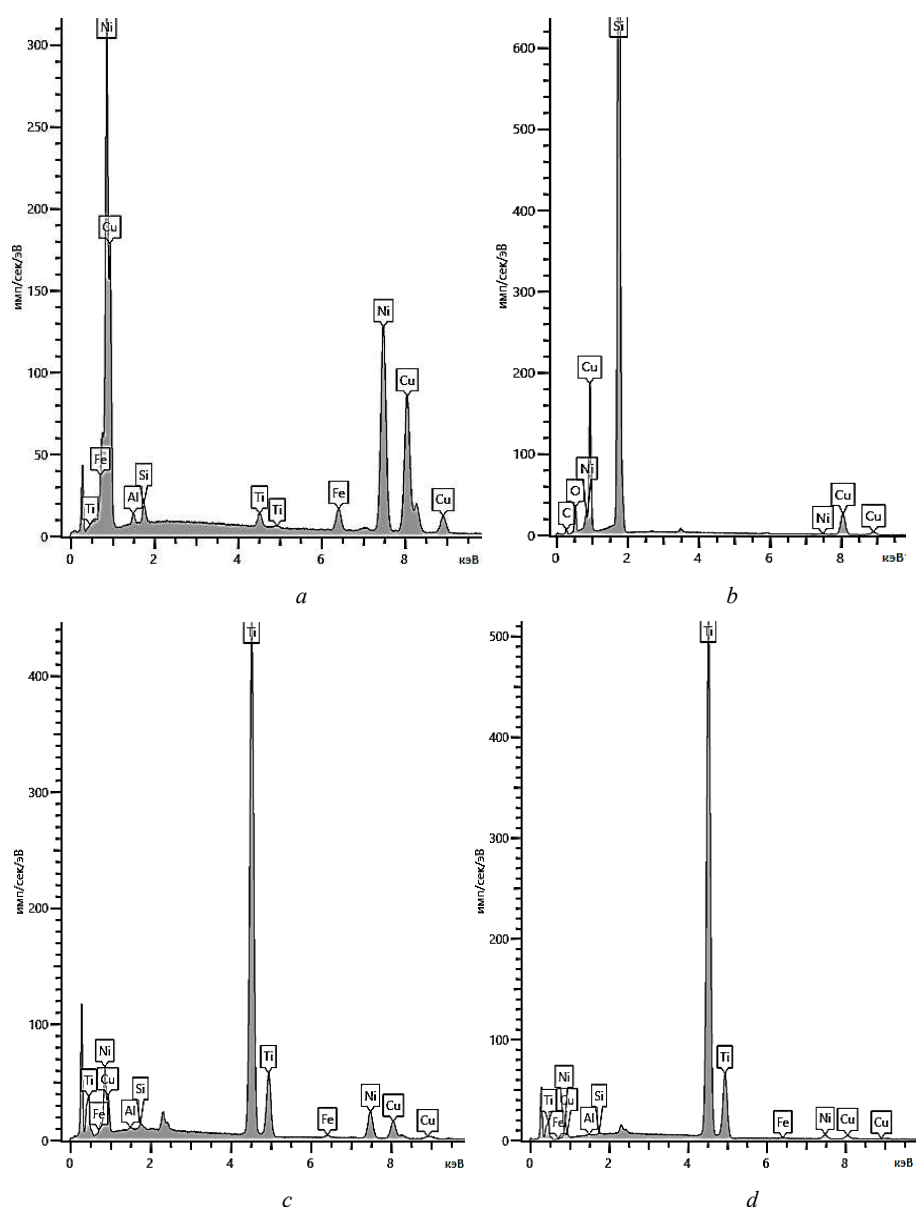


Рис. 4. Спектрограммы: *a* – сплав $\text{Cu}_{33}\text{Ni}_{65}\text{Al}_1\text{Ti}_{0.5}\text{Si}_{0.5}$; *b* – пленка, полученная при испарении сплава $\text{Cu}_{33}\text{Ni}_{65}\text{Al}_1\text{Ti}_{0.5}\text{Si}_{0.5}$; *c, d* – кристаллы титана, сформированные в зонах испарения (*c*) и сублимации (*d*)

Fig. 4. Spectrograms: *a* – the $\text{Cu}_{33}\text{Ni}_{65}\text{Al}_1\text{Ti}_{0.5}\text{Si}_{0.5}$ alloy; *b* – the film, obtained during by evaporation $\text{Cu}_{33}\text{Ni}_{65}\text{Al}_1\text{Ti}_{0.5}\text{Si}_{0.5}$ alloy; *c, d* – titanium crystals formed in the evaporation (*c*) and sublimation (*d*) zones

кристаллами никеля, образовавшимися при охлаждении жидкого (рис. 3, *a*) и твердого (рис. 3, *b*) растворов сплава соответственно.

Значительно большее содержание меди и соответственно меньшее, по сравнению с проведенными теоретическими расчетами, содержание в пленках никеля обусловлено особенностями электронно-лучевого метода испарения. При расчетах во внимание принималась только область расплава, которая вследствие фокусировки электронного луча в десятки раз меньше площади примыкающей к расплаву сублимирующей поверхности образца. Вследствие параллельного протекания более сконцентрированного по площади процесса испарения в узком диапазоне температур, близких к температуре плавления сплава, и распределенного по гораздо большей площади процесса сублимации, протекающего в широком диапазоне температур и не принятого во внимание при расчетах, содержание Ni в исследованных пленках сплава $\text{Cu}_{33}\text{Ni}_{65}\text{Al}_1\text{Ti}_{0.5}\text{Si}_{0.5}$ (0,5 ат. %) оказалось в 8 раз меньше расчетного значения для сплава $\text{Cu}_{35}\text{Ni}_{65}$ (4 ат. %).

Образование кристаллов титана правильной кубической формы с размерами ребра ~ 15 мкм, по-видимому, связано с равновесными условиями кристаллизации сплава при переплаве в вакууме. При высоких температурах в титане растворяется порядка 20 ат. % никеля, что способствует образованию упорядоченного твердого раствора. При медленном остывании в вакууме вследствие меньшей, чем у меди и никеля плотности, кристаллы титана всплывают к поверхности расплава, а поскольку при остывании растворимость никеля снижается, то его атомы накапливаются по центрам граней, диффундируя к ним по кратчайшим расстояниям от центра куба.

Поскольку давление паров титана на три порядка меньше, чем у меди (рис. 1), то их форма, размеры и рельеф поверхности граней при температурах испарения сплава не изменяются. После окончания испарения расплав в тигле охлаждается неравномерно преимущественно за счет теплоотдачи с поверхности. Находящиеся в поверхностном слое кристаллы титана также охлаждаются неравномерно. Объем кристалла, примыкающий к более охлажденной грани, вследствие выделения никеля становится менее плотным, чем у противоположной грани. В результате кристаллы в расплаве приобретают преимущественную кристаллографическую ориентацию плоскостей $\{001\}$ параллельно горизонтальной плоскости расплава. При увеличении ~ 3500 (рис. 3, *b*) видно, что ребра и грани, вследствие выхода атомов Ni на поверхность, деформируются с прогибом к центру кристаллов титана.

Таким образом, экспериментально установлено, что при электронно-лучевом способе получения пленок сплавов системы Cu–Ni вследствие фракционирования элементный состав пленок существенно отличается от составов распыляемых сплавов.

В связи с этим более приемлемым способом получения пленок стабильного состава в системе Cu–Ni является одновременное параллельное электронно-лучевое испарение меди и никеля из двух тиглей. Как следует из рис. 1 при разнице температур испарения ~ 300 °C давления паров Cu (1300 °C) и Ni (1600 °C) примерно равны. Следовательно, состав пленок в этом случае будет близок к эквиатомному ($\text{Cu}_{50}\text{Ni}_{50}$). Преимущества последовательного нанесения слоев меди и никеля были использованы при разработке технологии изготовления многослойных тонкопленочных экранов электромагнитного излучения [8].

Заключение. Рассмотрены процессы формирования пленок сплавов системы Cu–Ni при электронно-лучевом испарении и сублимации. Определено положение изобар давления сплавов системы Cu–Ni на диаграмме состояния при испарении в вакууме. Исследована структура и элементный состав поверхностного слоя сплавов до и после их испарения и сублимации, а также элементный состав осаждаемых пленок. Показано, что наиболее приемлемым способом получения пленок стабильного состава в системе Cu–Ni является одновременное электронно-лучевое испарение меди и никеля из двух тиглей.

Список использованных источников

1. Зеленин, В. А. Силицидные сплавы азеотропных и эвтектических составов для катодов и мишеней вакуумно-дуговых и магнетронных установок / В. А. Зеленин // Современные методы и технологии создания и обработки материалов: сб. науч. тр.: в 2 кн. – Минск, 2021. – Кн. 1: Новые технологии и материалы / редкол.: В. Г. Залесский (гл. ред.) [и др.]. – С. 208–223.
2. Волочко, А. Т. Многослойные покрытия на элементах компьютера как средство технической защиты информации / А. Т. Волочко, В. А. Зеленин, Е. О. Нарушко // Проблемы информационной безопасности. – Симферополь, 2016. – С. 16–19.
3. Диаграммы состояния двойных металлических систем: справ.: в 3 т. / под ред. Н. П. Лякишева. – М., 1997. – Т. 2. – С. 275–284.
4. Определение типа диаграммы равновесия Cu–Ni в области высоких температур методом спектрального анализа / Л. С. Палатник [и др.] // Физика металлов и металловедение. – 1958. – Т. 6, № 3. – С. 540–544.
5. Gieng, R. Вакуумное испарение / R. Gieng // Технология тонких пленок: справ.: в 2 т. / под ред. Л. Майссела, Р. Глэнга; пер. с англ. под ред. М. И. Елинсона, Г. Г. Смолко. – М., 1977. – Т. 1. – С. 9–174.
6. Несмеянов, А. Н. Давление пара химических элементов / А. Н. Несмеянов. – М., 1961. – 397 с.
7. Лахтин, Ю. М. Материаловедение и термическая обработка металлов / Ю. М. Лахтин. – М., 1983. – 359 с.
8. Влияние режимов формирования на структуру тонких покрытий, используемых в многослойных экранах ЭМИ / А. Т. Волочко [и др.] // Современные методы и технологии создания и обработки материалов: сб. науч. тр. – Минск, 2019. – С. 60–66.

References

1. Zelenin V. A. Silicide alloys of azeotropic and eutectic compositions for cathodes and targets of vacuum arc and magnetron installations. *Sovremennye metody i tehnologii sozdaniya i obrabotki materialov: sbornik nauchnyh trudov: v 2 knigah. Kniga 1: Novye tehnologii i materialy* [Modern methods and technologies for creating and processing materials: a collection of scientific papers, in 2 books. Book 1: New technologies and materials]. Minsk, 2021, pp. 208–223 (in Russian).
2. Volochko A. T., Zelenin V. A., Narushko E. O. Multilayer coatings on computer elements as a means of technical protection of information. *Problemy informacionnoj bezopasnosti* [Information security issues]. Simferopol, 2016, pp. 16–19 (in Russian).
3. Lyakishev N. P. (ed.). *State diagrams of binary metal systems. Handbook. Vol. 2*. Moscow, 1997, pp. 275–284 (in Russian).
4. Palatnik L. S., Levchenko A. A., Bogdanova A. F., Terletskii V. E. Determination of the type of Cu–Ni equilibrium diagram in the high temperature region by spectral analysis. *Fizika metallov i metallovedenie = Physics of Metals and Metallography*, 1958, vol. 6, no. 3, pp. 540–544 (in Russian).
5. Gieng R. Vacuum Evaporation. Maissel L., Glang R. (eds.). *Handbook of Thin Film Technology*. McGraw-Hill, 1970, pp. 1–123.
6. Nesmeyanov A. N. *Vapor pressure of chemical elements*. Moscow, 1961. 397 p. (in Russian).
7. Lakhtin Yu. M. *Materials science and heat treatment of metals*. Moscow, 1983. 359 p. (in Russian).
8. Volochko A. T., Zelenin V. A., Markov G. V., Narushko E. O. Influence of formation modes on the structure of thin coatings used in multilayer EMR screens. *Sovremennye metody i tehnologii sozdaniya i obrabotki materialov: sbornik nauchnyh trudov* [Modern methods and technologies for the creation and processing of materials: a collection of scientific papers]. Minsk, 2019, pp. 60–66 (in Russian).

Информация об авторах

Чижик Сергей Антонович – академик, д-р техн. наук, профессор, заведующий кафедрой. Белорусский национальный технический университет (ул. Якуба Коласа, 22, 220013, Минск, Республика Беларусь). E-mail: mnt@bntu.by. ORCID: 0000-0002-5301-0195.

Зеленин Виктор Алексеевич – д-р техн. наук, доцент, гл. науч. сотрудник. Физико-технический институт НАН Беларуси (ул. Купревича, 10, 220084, Минск, Республика Беларусь). E-mail: vazelenin@mail.ru.

Егорова Юлия Андреевна – науч. сотрудник. Физико-технический институт НАН Беларуси (ул. Купревича, 10, 220084, Минск, Республика Беларусь). E-mail: egorova.y_a@mail.ru.

Information about the authors

Chizhik Sergey A. – Academician, D. Sc. (Engineering), Professor, Head of the Department. Belarusian National Technical University (22, Yakub Kolas Str., 220013, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: mnt@bntu.by. ORCID: 0000-0002-5301-0195.

Zelenin Victor A. – D. Sc. (Engineering), Professor, Chief Researcher. Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus (10, Kuprevich Str., 220084, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: vazelenin@mail.ru.

Yahorava Yuliya A. – Researcher. Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus (10, Kuprevich Str., 220084, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: egorova.y_a@mail.ru.