
MATERIALS. TECHNOLOGIES. DESIGN

УДК 539.234, 539.432

Р.А.С. 74.62. Dh, 68.37.-д, 81.65.-б, 81.15.-з

DOI 10.54708/26587572_2025_7322118

MULTILAYER FILMS OF THE CU-NB SYSTEM FORMED ON A SUBSTRATE BY THE VACUUM-ARC PLASMA-ASSISTED METHOD

*Yuri Fedorovich Ivanov, Nikita Andreevich Prokopenko, Elizaveta Alekseevna Petrikova,
Olga Vasilievna Krysina, Yuri Khalyafovich Akhmadeev,
Maria Evgenievna Rygina, Oleg Sergeevich Tolkachev*

Institute of High-Current Electronics of Siberian Branch of RAS, 2/3 Akademichesky pr., 634055 Tomsk, Russia

^a yufi55@mail.ru

ABSTRACT

The Cu-Nb system, due to a significant mismatch between the crystal lattice parameters of copper and niobium, as well as a large difference in melting points, refers to systems immiscible in the solid phase and, therefore, is defined as a pseudo-alloy. A large number of interphase boundaries formed during crystallization of the pseudo-alloy imparts to it exceptional mechanical, electrical, thermal, and many other properties. The scope of application of pseudo-alloys is wide: electronic devices, materials for aerospace and nuclear installations, medicine. The paper presents the results obtained in studying the structure and properties of Cu-Nb system films formed by the vacuum-arc plasma-assisted method on the surface of Grade 5 titanium alloy and HG30 hard alloy samples. It is shown that Cu-Nb films are a multilayer two-phase (copper and niobium) amorphous-crystalline material. The microhardness of the films is 6.8 GPa, which is several times (more than 5) higher than the microhardness of polycrystalline niobium; wear parameter (the reciprocal of wear resistance) $k = 2.2 \cdot 10^{-5} \text{ mm}^3 \text{N}^{-1} \text{m}^{-1}$, which is approximately 25 times less than the wear parameter of pure copper.

KEYWORDS

Copper-niobium pseudoalloy; film/substrate system; vacuum-arc plasma-assisted method; phase composition; defective substructure; properties.

МНОГОСЛОЙНЫЕ ПЛЕНКИ СИСТЕМЫ Cu-Nb, СФОРМИРОВАННЫЕ НА ПОДЛОЖКЕ ВАКУУМНО-ДУГОВЫМ ПЛАЗМЕННО-АССИСТИРОВАННЫМ МЕТОДОМ

*Юрий Федорович Иванов, Никита Андреевич Прокопенко, Елизавета Алексеевна Петrikова,
Ольга Васильевна Крысина, Юрий Халяфович Ахмадеев,
Мария Евгеньевна Рыгина, Олег Сергеевич Толкачев*

Институт сильноточной электроники СО РАН, Россия, 634055 Томск, пр-т Академический, 2/3

^a yufi55@mail.ru

АННОТАЦИЯ

Система Cu-Nb из-за значительного несоответствия параметров кристаллических решеток меди и ниобия, а также большой разницы температур плавления, относится к несмешиваемым в твердой фазе системам и поэтому признаку определяется как псевдосплав. Большое количество межфазных границ, формирующихся при кристаллизации псевдосплава, придает ему исключительные механические, электрические, термические и многие другие свойства. Сфера применения псевдосплавов обширна: электронные устройства, материалы для аэрокосмических и ядерных установок, медицина. В работе представлены результаты, полученные при исследовании структуры и свойств пленок системы Cu-Nb, сформированных вакуумно-дуговым плазменно-ассистированным методом на поверхности образцов титанового сплава Grade 5 и твердого сплава HG30. Показано, что пленки Cu-Nb являются многослойным двухфазным (медь и ниобий) аморфно-кристаллическим материалом. Микротвердость пленок составляет 6,8 ГПа, что кратно (более чем в 5 раз) превышает микротвердость поликристаллического ниобия; параметр износа (величина, обратная износостойкости) $k = 2,2 \cdot 10^{-5} \text{ мм}^3 \text{Н}^{-1} \text{м}^{-1}$, что в ≈ 25 раз меньше параметра износа чистой меди.

КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА

Псевдосплав медь-ниобий; система «пленка/подложка»; вакуумно-дуговой плазменно-ассистированный метод; фазовый состав; дефектная субструктура; свойства.

Введение

Многослойные системы, включающие интерфейсы между различными металлами, считаются новым семейством материалов с высоким потенциалом для широкого спектра применений: электронные устройства, а также материалы для аэрокосмических и ядерных установок, где необходимы исключительные механические, электрические и термические свойства [1–5]. Отмечается [6], что свойства многослойных систем часто значительно отличаются от свойств их соответствующих объемных аналогов и определяются методами формирования, морфологией и толщиной слоев, типом границы контакта. Например, толщина осажденных слоев играет важную роль для механической стабильности систем Al/Nb, Zr/Nb, Cu/Nb и Cu/W [7]. Системы Cu/W и Cu/Nb не смешиваются в твердой фазе [2, 8, 9]. Из-за значительного несоответствия решеток между Cu и W (15%) или Nb (10%) интерфейс таких систем является некогерентным [10–13]. В [6]

показано, что интерфейсы играют еще более важную роль в наномасштабных многослойных системах, где межслоевые границы занимают значительную долю общего объема. Многослойные системы ОЦК/ГЦК часто образуют интерфейсы, подчиняющиеся ориентационному соотношению Курдюмова–Закса либо Нишиямы–Вассермана [1, 14–16], часто присутствуют оба типа интерфейсов [2, 17, 18]. К примеру, в [19] было показано, что для многослойной системы Cu/W предпочтительным является ориентационное соотношение Нишиямы–Вассермана, для системы Cu/Nb – ориентационное соотношение Курдюмова–Закса.

Многослойные системы Cu-Nb с наномасштабными толщинами слоев являются типичными представителями наноструктурированных композиционных материалов с уникальным сочетанием свойств: хорошей пластичностью, высокой электропроводностью меди и сверхпроводимостью ниобия. Сочетание системы медь-ниобий востребовано и активно используется при изготовле-

нии микропроводов в резонансных системах передачи энергии, индукторов для магнитно-импульсной штамповки и сварки, фольг в электронике для гибких печатных плат; в больших магнитных системах на (50–100) Тл и в высокополевых криогенных синхронизаторах промышленной частоты [20], для изготовления зондов диагностических систем транскраниальной магнитной стимуляции с использованием системы Cu-Nb [21]. В [22] показано, что ниобий из-за очень ограниченной растворимости в меди проявляет сильную тенденцию к расслоению, что приводит к невозможности надлежащего производства однофазных сплавов Cu-Nb традиционными методами.

Целью настоящей работы явился анализ результатов, полученных при исследовании структуры и свойств многослойных бинарных (Cu-Nb) пленок, сформированных на подложке вакуумно-дуговым плазменно-ассистированным методом.

1. Материал и методики исследования

Материалом исследования являлись тонкие (2–3 мкм) пленки системы Cu-Nb, сформированные на поверхности титанового сплава Grade 5 и твердого сплава HG30. Эксперименты по формированию пленок системы Cu-Nb проводили на ионно-плазменной установке «КВИНТА», разработанной в лаборатории плазменной эмиссионной электроники ИСЭ СО РАН [23]. Формирование пленки осуществляли осаждением из многоэлементной газо-металлической плазмы, созданной при одновременном вакуумно-дуговом испарении одноэлементных катодов состава Nb и Cu в режиме с плазменным ассистированием в атмосфере аргона. После очистки образцов в ультразвуковой ванне со спиртом, образцы крепились на подложкодержатель и располагались напротив дугового испарителя на расстоянии 16 см. Вакуумная камера с образцами откачивалась турбомолекулярным насосом

до предельного давления $2,5 \cdot 10^{-2}$ Па. Затем происходил напуск аргона до давления 0,3 Па, включался протяженный генератор газовой плазмы «ПИНК-П» с выходной апертурой (40×400) мм и проводилась очистка поверхности образцов плазмой аргона на протяжении 20 минут путем ионно-плазменного травления поверхности. При этом ток разряда плазмогенератора «ПИНК-П» составлял $I_{\text{пинк}} = 50$ А, а напряжение импульсно-периодического смещения $U_{\text{см}} = -900$ В. Температура образцов при очистке поверхности за 20 минут достигала 350 °С. После очистки включался электродуговой испаритель с ниобиевым катодом (ток разряда $I_d = 75$ А). В течение 2 минут при неизменном (-900 В) напряжении смещения поверхность подложек бомбардировалась высокоэнергетическими ионами ниобия. По истечении 2-х минут напряжение смещения уменьшалось до $U_{\text{см}} = -35$ В, включался электродуговой испаритель с медным катодом (ток разряда $I_d = 75$ А) и на подложку наносилась пленка Cu-Nb. Осаждение покрытия велось в режиме с плазменным ассистированием, которое обеспечивалось протяженным источником газовой плазмы «ПИНК-П» [24, 25]. С целью равномерного осаждения пленки подложкодержатель с образцами вращался со скоростью 4 оборота в минуту, поочередно попадая в область потока продуктов эрозии катодов из меди или ниобия. Также образцы вращались вокруг своей оси и совершали 5 оборотов за один оборот вокруг камеры. В качестве материала подложки использовали образцы титанового сплава марки Grade 5 [26] и образцы твердого сплава HG30 [27]. Образцы имели форму пластинок с размерами 15×15×10 мм. Подложки в процессе напыления вращались относительно камеры установки (относительно источников плазмы) с угловой скоростью 4,0 мин⁻¹. Токи разрядов для дуговых испарителей с Cu и Nb-катодами в течение процесса осаждения пленки Cu-Nb оставались неизменными.

Исследование структуры и элементного состава пленок осуществляли методами сканирующей (прибор Philips SEM-515 с микроанализатором EDAX ECON IV) и просвечивающей дифракционной (прибор JEM-2100F JEOL с детектором Jeol EX-24063JGT) электронной микроскопии. Фольги (объекты исследования пленки методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии) изготавливали ионным утонением (установка Ion Slicer EM-091001S, утонение осуществляется ионами аргона) пластинок, вырезанных из массивных образцов на установке Isomet Low Speed Saw перпендикулярно поверхности модификации. Трибологические испытания (определение параметра износа и коэффициента трения) образцов осуществляли на трибометре TRIBOtechnic (условие сухого трения при комнатной температуре, контртело – шарик BK8 диаметром 6 мм, диаметр трека 4 мм, скорость вращения образца 2,5 см/с, нагрузка на контртело 2 Н, длина дорожки трения 50 м). Измерение микротвердости осуществляли на приборе ПМТ-3М при нагрузке на индентор 0,3 Н.

2. Результаты и обсуждение

Методами микрорентгоспектрального анализа (сканирующая электронная микроскопия) установлено, что напыленная пленка сформирована атомами ниобия и меди при небольшом преобладании атомов меди (рис. 1). Пленка содержит некоторое количество частиц капельной фракции, размеры которых изменяются в пределах от сотен нанометров до десятков микрометров.

Структура поперечного сечения пленки, представленная на рис. 2, свидетельствует о формировании трехслойного состояния. Выявленные слои различаются, во-первых, толщиной: слой № 1 $H_1 = 0,55$ мкм; $H_2 = 0,46$ мкм; $H_3 = 0,85$ мкм; во-вторых, относительным содержанием атомов меди и ниобия (выявлено методами микрорентгоспектрального анализа, ат. %): слой № 1 – Cu:Nb = 51,6:48,4; слой № 2 – Cu:Nb = 53:47; слой № 3 – Cu:Nb = 43,5:56,5; и, в-третьих, субструктурой (рис. 3).

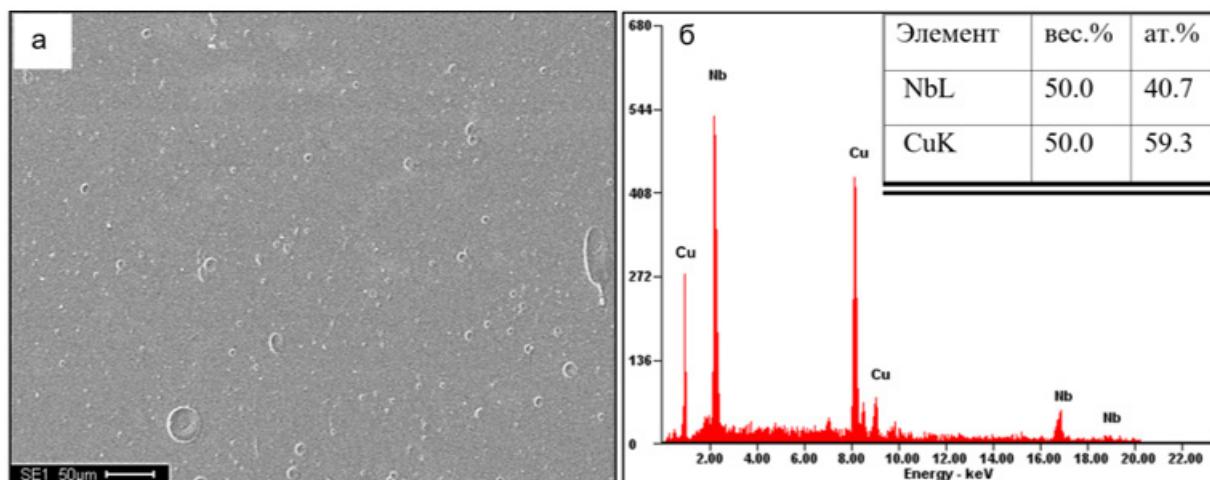


Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхности пленки системы Cu-Nb (а); б – энергетические спектры, полученные с участка пленки (а). В таблице приведены результаты анализа элементного состава данного участка пленки

Fig. 1. Electron microscopic image of the surface structure of a Cu-Nb film (a); б – energy spectra obtained from a section of the film (a). The table shows the results of the analysis of the elemental composition of this section of the film

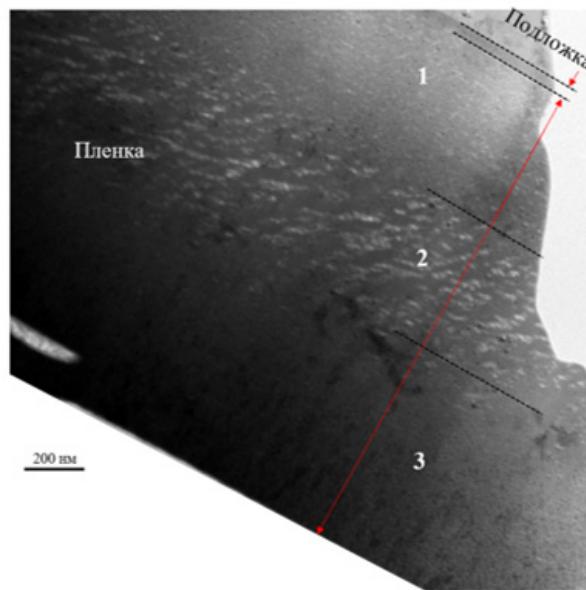


Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение структуры поперечного сечения пленки Nb-Cu, сформированной на поверхности титанового сплава Grade 5 при одновременном распылении двух катодов Nb и Cu

Fig. 2. Electron microscopic image of the cross-sectional structure of the Nb-Cu film formed on the surface of the Grade 5 titanium alloy by simultaneous sputtering of two cathodes, Nb and Cu

Представленные на рис. 3 изображения свидетельствуют о многослойном (субслоевом) строении всех трех выделенных слоев. Толщина субслоев наибольшая в слое № 2, имеющем наибольшее относительное содержание меди; минимальная – в слое № 1 с наименьшим относительным содерж-

жанием меди. Таким образом, варьируя содержание меди в системе Cu-Nb, можно управлять дисперсностью структуры пленки.

Как и следовало ожидать, фазовый состав пленки, независимо от структуры слоя, представлен медью и ниобием (рис. 4).

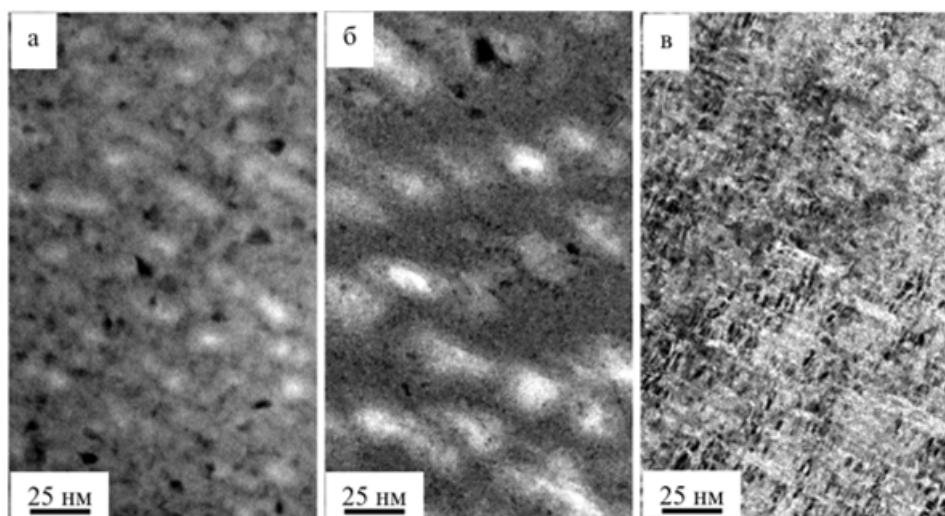


Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение структуры слоев № 1 (a), № 2 (б), № 3 (в)

Fig. 3. Electron microscopic image of the structure of layers No. 1 (a), No. 2 (б), No. 3 (в)

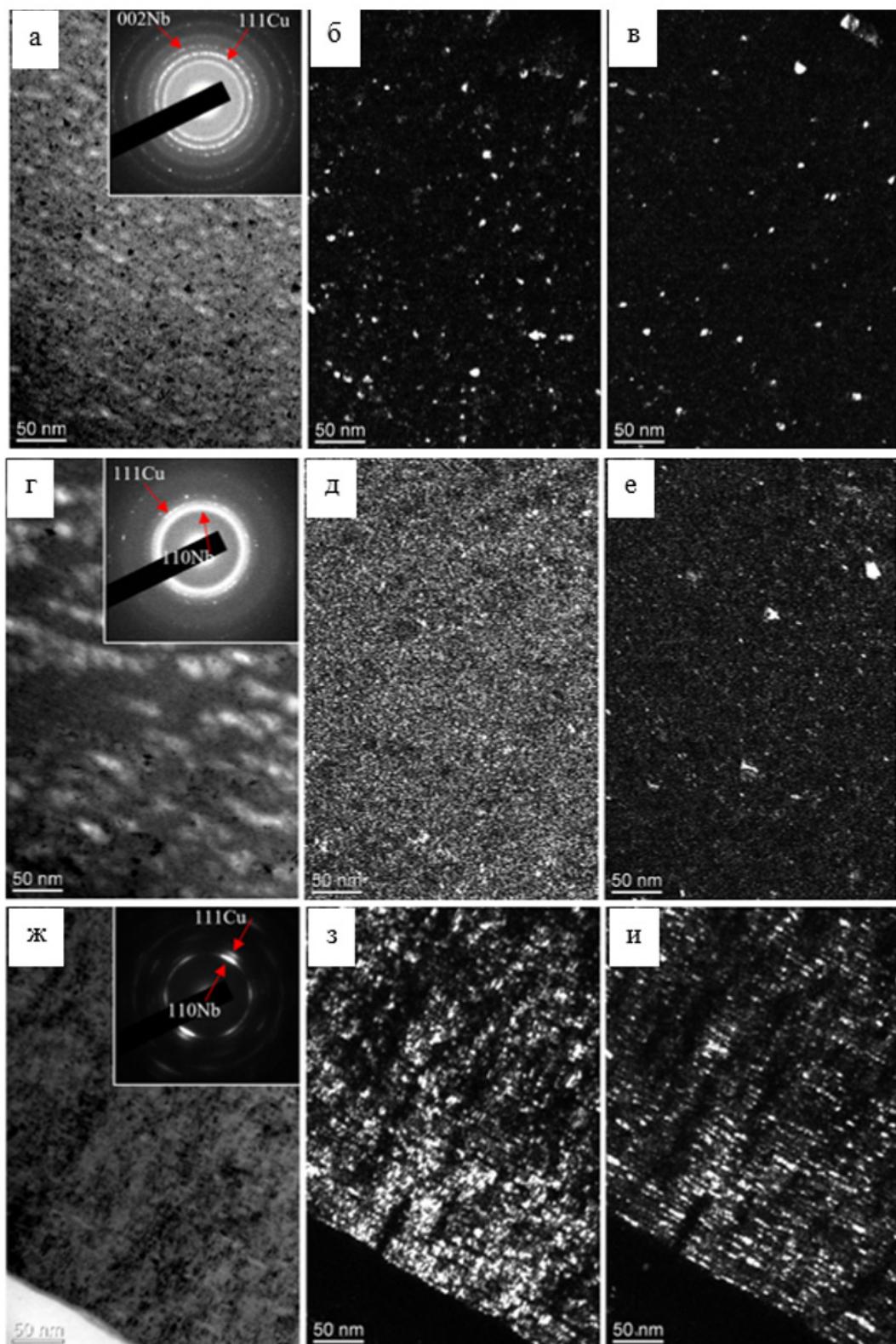


Рис. 4. Электронно-микроскопические изображения структуры пленки Cu-Nb;
 а, г, ж – светлопольные изображения; б, в, д, е, з, и – темные поля, полученные в рефлексах $[111]Cu$ (б);
 $[200]Nb$ (г); $[110]Nb$ (д); $[111] Cu$ (е); $[110]Nb$ (з); $[111] Cu$ (и)

Fig. 4. Electron microscopic images of the Cu-Nb film structure:
 а, г, ж – bright-field images; б, в, д, е, з, и – dark fields obtained in reflections $[111]Cu$ (б);
 $[200]Nb$ (г); $[110]Nb$ (д); $[111] Cu$ (е); $[110]Nb$ (з); $[111] Cu$ (и)

Наиболее отчетливо слоистая субструктуря пленки проявляется в слое № 3 (рис. 4, *жс–и*) и наименее выражена – в слое № 2 (рис. 4, *г–е*). Сравнительный анализ микроэлектронограмм, представленных на рис. 4, *а, г, жс*, показывает, что увеличение относительного содержания меди в слое сопровождается переходом от микроэлектронограммы с явно выраженной текстурой (рис. 4, *жс*) к микроэлектронограмме, содержащей два диффузных кольца (рис. 4, *г*). Последнее свидетельствует о формировании аморфной структуры. Следовательно, увеличение относительного содержания меди в пленке Cu–Nb сопровождается разрушением слоистой субструктуря и формированием аморфного состояния материала.

Дюрометрические исследования (определение микротвердости методом Виккерса) показали, что микротвердость системы пленка/подложка составляет 6,8 ГПа, что кратно (более чем в 5 раз) превышает микротвердость поликристаллического ниобия. Дюрометрические исследования (определение микротвердости методом Виккерса) показали, что микротвердость системы пленка/подложка составляет 6,8 ГПа, что кратно (более чем в 5 раз) превышает микротвердость поликристаллического ниобия.

Трибологические испытания системы пленка/подложка, проводившиеся в условиях усталостного износа, позволили установить, что параметр износа (величина, обратная износостойкости) $k = 2,2 \cdot 10^{-5} \text{ мм}^3/\text{Н} \cdot \text{м}$ (к примеру, параметр износа меди $5,4 \cdot 10^{-4} \text{ мм}^3/\text{Н} \cdot \text{м}$; титанового сплава Grade 5 (подложка) – $4,9 \cdot 10^{-4} \text{ мм}^3/\text{Н} \cdot \text{м}$); коэффициент трения $\mu = 0,39$ (μ (Cu) = 0,43; μ (Grade 5) = 0,54).

Заключение

Вакуумно-дуговым плазменно-ассистированным методом на поверхности образцов титанового сплава Grade 5 и твердого сплава HG30 сформированы тонкие (2–3 мкм) пленки системы Cu–Nb. Показано, что пленки Cu–Nb являются двухфазным (медь и ниобий) многослойным аморфно-кристаллическим материалом. Выявлено, что, изменяя относительное содержание меди в системе Cu–Nb, можно управлять дисперсностью структуры пленки и формированием аморф-

ного состояния материала. Установлено, что микротвердость пленок составляет 6,8 ГПа, что кратно (более чем в 5 раз) превышает микротвердость поликристаллического ниобия; параметр износа (величина, обратная износостойкости) $k = 2,2 \cdot 10^{-5} \text{ мм}^3/\text{Н} \cdot \text{м}$, что в 24,6 раза меньше параметра износа чистой меди и в 2,2 раза меньше параметра износа сплава Grade 5 (подложка).

Благодарности / Acknowledgments

Работа выполнена в рамках государственного задания ИСЭ СО РАН (шифр темы № FWRM-2021-0006).

The work was carried out within the framework of the state assignment of the Institute of High-Current Electronics of Siberian Branch of RAS (No. FWRM-2021-0006).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Beyerlein I. J., Mara N. A., Wang J., Carpenter J. S., Zheng S. J., Han W. Z., Zhang R. F., Kang K., Nizolek T., Pollock T. M. Structure–Property–Functionality of Bimetal Interfaces // JOM. 2012. Vol. 64. P. 1192–1207. DOI: 10.1007/s11837-012-0431-0.
2. Gao Y., Yang T., Xue J., Yan S., Zhou S., Wang Y., Kwok D.T., Chu P.K., Zhang Y. Radiation tolerance of Cu/W multilayered nanocomposites // Journal of Nuclear Materials. 2011. Vol. 413(1). P. 11–15. DOI: 10.1016/j.jnucmat.2011.03.030.
3. Ma G. C., Fan J. L., Gong H. R. Fundamental effects of hydrogen on cohesion properties of Cu/W interfaces // Solid State Communications. 2017. Vol. 250. P. 79–83. DOI: 10.1016/j.ssc.2016.11.018.
4. Zheng S., Beyerlein I. J., Carpenter J. S., Kang K., Wang J., Han W., Mara N. A. High-strength and thermally stable bulk nanolayered composites due to twin-induced interfaces // Nature Communications. 2013. Vol. 4(1). Art. 1696. DOI: 10.1038/ncomms2651.
5. Primorac M. M., Abad M. D., Hosemann P., Kreuzeder M., Maier V., Kiener D. Elevated temperature mechanical properties of novel ultra-fine grained Cu–Nb composites // Materials Science and Engineering: A. 2015. Vol. 625. P. 296–302. DOI: 10.1016/j.msea.2014.12.020.
6. Girault B., Eyidi D., Chauveau T., Babonneau D., Renault P.-O., Bourhis E. L., Goudeau P. Copper coverage effect on tungsten crystallites texture development in W/Cu nanocomposite thin films Available to Purchase // Journal of Applied Physics. 2011. Vol. 109(1). Art. 014305. DOI: 10.1063/1.3524264.

7. Liu Z., Monclús M., Yang L., Castillo-Rodríguez M., Molina-Aldareguía J., Lorca J. Tensile deformation and fracture mechanisms of Cu/Nb nanolaminates studied by in situ TEM mechanical tests // *Extreme Mechanics Letters*. 2018. Vol. 25. P. 60–65. DOI: 10.1016/j.eml.2018.10.007

8. Zhang L., Martinez E., Caro A., Liu X.-Y., Demkowicz M. J. Liquid-phase thermodynamics and structures in the Cu–Nb binary system // *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*. 2013. Vol. 21(2). Art. 025005. DOI: 10.1088/0965-0393/21/2/025005.

9. Banerjee R., Puthucode A., Bose S., Ayyub P. Nanoscale phase separation in amorphous immiscible copper-niobium alloy thin films // *Applied Physics Letters*. 2007. Vol. 90(2). Art. 021904. DOI: 10.1063/1.2429017.

10. Davey W. P. The Lattice Parameter and Density of Pure Tungsten // *Physical Review*. 1925. Vol. 26(6). Art. 736. <https://doi.org/10.1103/physrev.26.736>.

11. Hou C., Song X., Tang F., Li Y., Cao L., Wang J., Nie Z. W–Cu composites with submicron- and nanostructures: progress and challenges // *NPG Asia Materials*. 2019. Vol. 11(1). P. 1–20. DOI: 10.1038/s41427-019-0179-x.

12. Barns R. L. Niobium: Lattice parameter and density // *Journal of Applied Physics*. 1968. Vol. 39(8). P. 4044–4045. <https://doi.org/10.1063/1.1656912>.

13. Straumanis M., Yu L. Lattice parameters, densities, expansion coefficients and perfection of structure of Cu and of Cu–In α phase // *Acta Crystallographica*. 1969. Vol. 25(6). P. 676–682. DOI: 10.1107/s0567739469001549.

14. Demkowicz M., Hoagland R. Structure of Kurdjumov–Sachs interfaces in simulations of a copper–niobium bilayer // *Journal of Nuclear Materials*. 2008. Vol. 372(1). P. 45–52. DOI: 10.1016/j.jnucmat.2007.02.001.

15. Kurdjumov G., Sachs G. Über den Mechanismus der Stahlhärtung // *Zeitschrift für Physik*. 1930. Vol. 64. P. 325–343. DOI: 10.1007/BF01397346.

16. Nishiyama Z. X-ray investigation of the mechanism of the transformation from face centered cubic lattice to body centered cubic // *Translated Reports of Tohoku Imperial University*. 1934. Vol. 23. P. 637–665.

17. Wang J., Zhang R. F., Zhou C. Z., Beyerlein I. J., Misra A. Interface dislocation patterns and dislocation nucleation in face-centered-cubic and body-centered-cubic bicrystal interfaces // *International Journal of Plasticity*. 2014. Vol. 53. P. 40–55. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2013.07.002>.

18. Monclús M., Karlík M., Callisti M., Frutos E., LLorca J., Polcar T., Molina-Aldareguía J. Microstructure and mechanical properties of physical vapor deposited Cu/W nanoscale multilayers: Influence of layer thickness and temperature // *Thin Solid Films*. 2014. Vol. 571. P. 275–282. DOI: 10.1016/j.tsf.2014.05.044.

19. Bodlos R., Fotopoulos V., Spitaler J., Shluger A.L., Romaner L. Energies and structures of Cu/Nb and Cu/W interfaces from density functional theory and semi-empirical calculations // *Materialia*. 2022. Vol. 21. Art. 101362. <https://doi.org/10.1016/j.mtla.2022.101362>.

20. Permyakova I., Glezer A. Amorphous-nanocrystalline composites prepared by high-pressure torsion // *Metals*. 2020. Vol. 10(4). Art. 511. DOI: 10.3390/met10040511.

21. Baryshev G., Bozhko Y., Kondrateva A., Konashenkova N. Energies and structures of Cu/Nb and Cu/W interfaces from density functional theory and semi-empirical calculations // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2019. Vol. 666. Art. 012009. DOI: 10.1088/1757-899x/666/1/012009.

22. M. E. Drits, Bochvar N. P., Guzei L. C., Lisova E. V., Nadezhnova E. M., Rokhlin L. L., Turkina N. I. *Binary and multicomponent systems based on copper*. Moscow: Nauka, 1979. 248 p. (In Russian) [Дриц М. Е., Бочвар Н. Р., Гузей Л. С., Лысова Е. В., Надежнова Е. М., Рохлин Л. Л., Туркина Н. И. *Двойные и многокомпонентные системы на основе меди*. М.: Наука, 1979. 248 с.].

23. Koval N. N., Ivanov Yu. F. *Evolution of the structure of the surface layer of steel subjected to electron-ion-plasma processing methods* Tomsk: “NTL”, 2016. 304 p. (In Russian) [Эволюция структуры поверхностного слоя стали, подвергнутой электронно-ионно-плазменным методам обработки / под общ. ред. Н. Н. Коваля и Ю. Ф. Иванова. Томск: Изд-во НТЛ, 2016. 304 с.].

24. Shugurov V. V., Koval N. N., Krysina O. V., Prokopenko N. A. QUINTA equipment for ion-plasma modification of materials and products surface and vacuum arc plasma-assisted deposition of coatings // *Journal of Physics: Conference Series*. 2019. Vol. 1393. Art. 012131. DOI: 10.1088/1742-6596/1393/1/012131.

25. Krysina O. V., Koval N. N., Kovalsky S. S., Shugurov V. V., Lopatin I. V., Prokopenko N. A., Petrikova E. A. Low-inertia control method of nitrogen concentration in the PVD nitride coatings by non-self-sustained arc discharge with thermionic and hollow cathodes // *Vacuum*. 2021. Vol. 187. Art. 110123. DOI: 10.1016/j.vacuum.2021.110123.

26. GOST 19807-91 *Titanium and titanium alloys wrought*. (In Russian) [ГОСТ 19807-91 *Титан и сплавы титановые деформируемые*].

27. Arzamasov B. N. *Structural materials* Moscow: Mashinostroenie, 1990. 688 p. (In Russian) [Конструкционные материалы. Под ред. Б. Н. Арзамасова. М.: Машиностроение, 1990. 688 с.].