

## ТВЕРДОСТЬ ВЫСОКОДИСПЕРСНЫХ ПЛЕНОК ГЕТЕРОСИСТЕМЫ Ag-Cu

© 2014 С. Б. Кушев<sup>1</sup>, М. А. Босых<sup>1</sup>, А. В. Костюченко<sup>1</sup>, С. А. Солдатенко<sup>1</sup>, М. С. Володина<sup>1</sup>,  
К. С. Соловьев<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Воронежский государственный технический университет, Московский пр., 14, 394026 Воронеж, Россия

<sup>2</sup> Военно-воздушная академия им. Н. Е. Жуковского и Ю. А. Гагарина, ул. Старых Большевиков, 54 «А»,  
394064 Воронеж, Россия

e-mail: kushev\_sb@mail.ru

Поступила в редакцию 14.10.2014 г.

**Аннотация.** Проведено сопоставление твердости пленок Ag, Cu и композита Ag-Cu, полученных вакуумной конденсацией на подложки SiO<sub>2</sub>/Si. Установлено, что при конденсации на неподогреваемые подложки (T<sub>п</sub>=300 К) пленки композита Ag-Cu имеют твердость выше, чем пленки Ag и Cu, а при T<sub>п</sub>= 570 К не превышает твердости наиболее прочной составляющей (Cu). Исследование структуры пленок и морфологии поверхности в области отпечатка индентора позволило сделать вывод о смене механизма пластической деформации при изменении дисперсности металлических пленок.

**Ключевые слова:** пленка, композит, серебро, медь, морфология поверхности, наноиндентирование, твердость.

### ВВЕДЕНИЕ

Металлическая пара Cu и Ag принадлежит к системам с ограниченной взаимной растворимостью (растворимость Cu в Ag составляет 14%, Ag в Cu — 4.9% при 780 °С [1]). Пленки, полученные в процессе вакуумной конденсации Ag и Cu на поверхность подложек методом совместного термического испарения [2, 3] или магнетронного распыления [4—6], имеют нанокристаллическую структуру, обусловленную образованием фаз твердых растворов Cu в Ag и Ag в Cu [7]. Исследования механических свойств пленок системы Ag-Cu с размером зерен менее 15 нм методом наноиндентирования показали [8], что их твердость в широком интервале концентраций компонентов превышает значения твердости, рассчитанной на основе математической модели обобщенного закона «смеси», используемого для прогнозирования механических свойств двухфазных композитов с любой объемной долей, формой зерна и фазового распределения [9]. Аномальную твердость этой системы невозможно объяснить нанокристаллическим упрочнением композита, так как при размерах зерен менее 15 нм существенный вклад в пластичность вносит механизм зернограничного проскаль-

зывания [10]. В настоящее время нет однозначной интерпретации данного отклонения, не ясны механизмы упрочнения пленок гетеросистемы Ag-Cu.

Цель данной работы — сравнительная оценка твердости нанокристаллических пленок гетеросистемы Ag-Cu и установление причин высокой твердости пленочных композитов Ag-Cu.

### ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Пленки Ag, Cu и Cu-Ag толщиной 1.0—1.5 мкм получали термическим испарением и конденсацией в вакууме 5·10<sup>-4</sup> Па соответствующих металлов из одного или двух источников на поверхность термически оксидированных пластин (111) Si со слоем оксида толщиной около 0.5 мкм при температуре подложек T<sub>п</sub> = 300 и 570 К и скорости конденсации около 30 нм/с. Подобранные режимы испарения обеспечивали состав пленок Ag-Cu, близкий к эквиатомному. Толщину пленок измеряли на микроинтерферометре МИИ-4.

Морфологию поверхности пленок исследовали методом АСМ (Solver P47). Обработка АСМ данных в программе Image Analysis проводили с точностью 10 нм по горизонтали и 0.1 нм по вертикали.

Механические свойства пленок исследовали методом наноиндентирования на приборе Nano Hardness Tester с максимальными нагрузками 5 мН (скорость нагружения ( $v_n$ ) и разгрузки ( $v_p$ ) 4 мН/мин, время выдерживания при максимальной нагрузке ( $t_{\text{макс. нагр.}}$ ) 5 с), 10 мН ( $v_n = v_p = 5$  мН/мин,  $t_{\text{макс. нагр.}} = 5$  с). Скорости загрузки выбраны таким образом, что при минимальной нагрузке индентор проникает до 30% от толщины исследуемых образцов, максимальная нагрузка взята из расчета, что индентор будет погружаться на 50% от толщины исследуемых образцов.

### РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

К числу наиболее критичных факторов, приводящим к методическим ошибкам при наноиндентировании, относятся шероховатость поверхности и неоднородность распределения фаз в гетерофазных пленках. В связи с этим в работе методом АСМ были проведены исследования морфологии поверхности полученных пленок. Исследование показало, что для пленки Ag, полученной при 300 К, перепад высот составляет 170 нм и значение шероховатости — 70 нм (рис. 1, кривая 1).

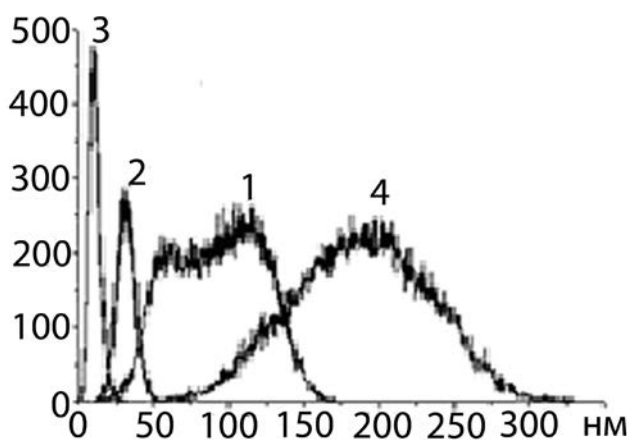


Рис. 1. Гистограммы распределения высоты рельефа поверхности пленки Ag (кривая 1), Cu (кривая 2) и двухфазной пленки Ag-Cu, сконденсированных при  $T_{\text{п}} = 300$  К (кривая 3) и 570 К (кривая 4)

Рельеф поверхности характеризуется платообразными вершинами блоков с развитыми межблочными канавками. Гистограмма распределения высот содержит две моды. Верхняя мода соответствует среднему перепаду высот рельефа на плато блоков, нижняя — перепаду высот в канавках.

Для пленок Cu рельеф поверхности менее развит, что связано с их большей дисперсностью, чем пленки Ag. Шероховатость поверхности составля-

ет 25 нм. Еще более однородный рельеф имеют пленки композита, для них шероховатость не превышает 15 нм. Увеличение температуры подложки до 570 К приводит к возрастанию шероховатости поверхности пленки композита Ag-Cu до 80 нм. АСМ-изображение (режим фазового контраста) поверхности этой композитной пленки, представленное на рис. 2, соответствует двухфазному составу. Площадь, занимаемая каждой фазой, примерно одинаковая (темный и светлый контраст) в соответствии с эквиатомным составом пленок.

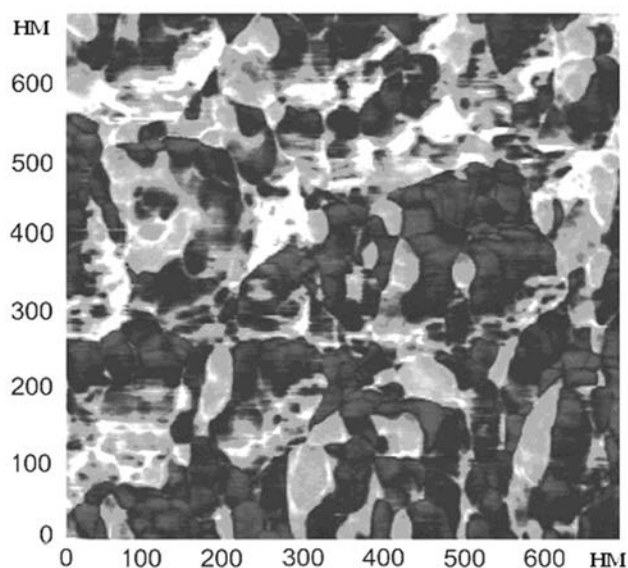


Рис. 2. АСМ-изображение в режиме фазового контраста поверхности пленок Ag-Cu ( $T_{\text{п}} = 570$  К)

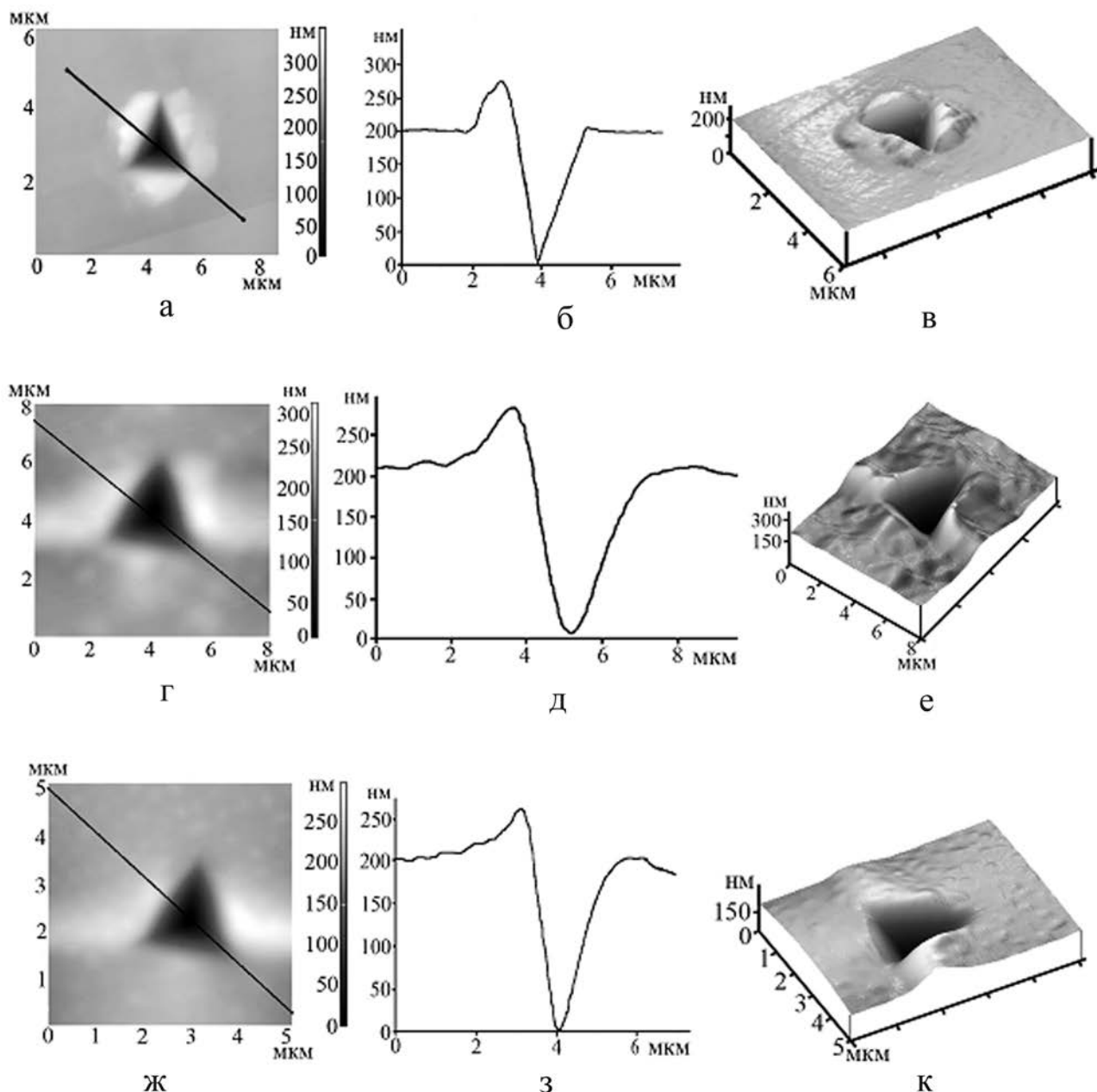
Фазы распределены равномерно по площади пленки, образуя гетерофазную мозаичную структуру пленки. Из топографического анализа АСМ-изображения следует, что области одного контраста образованы из лабиринтоподобных блоков одной фазы. Блоки, в свою очередь, разбиты на более мелкие фрагменты с латеральными размерами, совпадающими с размерами зерен композитной пленки.

Полученные данные о морфологии поверхности и распределении фаз в приповерхностной области свидетельствуют о том, что ни шероховатость поверхности, не превышающая допустимого значения 10% от максимальной глубины проникновения по международному стандарту ISO 14577—4, ни гетерофазность субструктуры (размеры отпечатка индентора на порядок превышают размеры однофазных областей) не будут оказывать существенного влияния на значения нанотвердости при выбранных режимах наноиндентирования.

На рис. 3 приведены отпечатки наноиндентора в режиме топологии поверхности, профилограммы вдоль выделенной линии через отпечаток и трехмерные изображения (в, е, и) поверхности пленок Ag, Cu и Ag-Cu, полученных при  $T_{\text{п}}=300$  К. Как видно из рис. 3, в результате индентирования по краям отпечатка образуется валик. Его возвышение над средней поверхностью образца достигает максимума в середине стороны треугольника. Макси-

мальное значение высоты и ширины валика, определенные по профилограммам, приведены в табл. 1. Поверхность валика сохраняет элементы рельефа, соответствующие исходной поверхности образца.

Расчет объема отпечатка наноиндентора и образовавшегося валика показал, что они равны между собой. В то же время, как видно из таблицы, ширина и высота валика при одной и той же глубине погружения индентора для данных структур



**Рис. 3.** АСМ-сканы отпечатков наноиндентора в режиме топологии поверхности (а, г, ж), профилограммы вдоль выделенной линии через отпечаток (б, д, з) на поверхности и трехмерные изображения (в, е, и) поверхности пленок Ag (а, б, в), Cu (г, д, е) и Ag-Cu (ж, з, и)

**Таблица 1.** Характеристики отпечатка индентора и валика, образующегося на поверхности пленки в результате наноиндентирования

Пленка	Ширина валика, мкм	Высота валика, нм	Объем отпечатка индентора, $V_{отп.}$ , мкм <sup>3</sup>	Объем валика, $V_{вал.}$ , мкм <sup>3</sup>	$V_{вал.}/V_{отп.}$
Ag	1.34	331.5	0.597	0.611	0.98
Cu	2.82	293.8	0.797	0.781	0.98
Ag-Cu	3.36	256.5	0.637	0.629	0.98

различна, по всей видимости, связано со сменой механизмов пластической деформации при изменении дисперсности пленок.

Как показано в [11] в металлических наноструктурах с размером зерен более 50 нм пластическая деформация происходит по дислокационному механизму. При увеличении дисперсности структуры пленок скольжение дислокаций лимитируется эффектом размера зерен, происходит дисперсионное упрочнение материала. Далее, при размерах зерен менее 15 нм основной вклад в пластическую деформацию вносит механизм межзеренного проскальзывания.

Ранее в работе [12] нами было показано, что пленки Cu, Ag, сконденсированные при 300 К, и пленки Cu-Ag, сконденсированные при  $T_{п} = 570$  К, имеют поликристаллическую субструктуру. Размеры зерен для пленок Cu находятся в диапазоне от 6 до 40 нм, для пленок Ag основная часть зерен имеет размер в диапазоне 3—60 нм, отдельные зерна достигают 500 нм и более. Крупные зерна содержат микродвойниковые прослойки и находятся в матрице нанокристаллической субструктуры. В процессе совместной конденсации металлов Cu и Ag на неподогреваемые подложки формируется высокодисперсная пленка (размер зерен ~ 5 нм) смеси фаз: аморфная, твердый раствор Cu в Ag и твердый раствор Ag в Cu неравновесной концентрации. Увеличение температуры подложки приводит к распаду аморфной фазы с выделением фаз твердых растворов равновесного состава, их последующей коалесценции, рекристаллизации и формированию двухфазных пленок с нанокристаллической структурой.

Смена механизмов пластической деформации при изменении дисперсности структуры отражается на морфологии поверхности в области отпечатка индентора. В случае действия дислокационного механизма наблюдается пластинчатый выход материала пленки у края индентора и в ре-

зультате образуется компактный валик на краю отпечатка. При уменьшении размера зерен основным механизмом деформации становится процесс зернограничного проскальзывания. В этом случае вдавливание индентора приводит к распространению механических напряжений на достаточно протяженном участке от края индентора и в результате происходит кластерная фрагментация выхода материала пленки на поверхность. Следовательно, протяженность образующегося валика больше, а максимальная высота его меньше.

На рис. 4 приведены диаграммы нагрузка ( $P$ ) — глубина внедрения ( $h$ ) индентора для пленок Ag, Cu и Ag-Cu, по усредненным результатам серии. Из них, следует, что деформация исследуемых пленок имеет упругопластический характер.

В табл. 2 приведены средние значения твердости по Мейру ( $H$ ), модуля Юнга ( $E$ ) и доли упругой составляющей в работе индентирования ( $\eta$ ).

Твердость пленок Cu и Ag, полученных при обеих нагрузках практически одинакова и составляет 1.8—2.0 ГПа, и 1.3 ГПа соответственно, и сравнима с данными для массивных образцов (Cu — 1.3—1.8 ГПа [13]; Ag — 0.7 ГПа до 1.75 ГПа, [14]). Твердость пленок Ag-Cu, полученных при 300 К, близка к максимальному значению для пленок данной системы ( $H = 4$  ГПа) [8]. Величина модуля упругости для пленок Cu и Ag сравнимы с данными для массивных образцов (Cu — 120—130 ГПа [13]; Ag — 124 ГПа [14]) и пленок (Cu — 110—130 ГПа [15]; Ag — 85—112 ГПа [14]). Увеличение значения модуля упругости пленок при увеличении нагрузки связано с тем, что отклик индентора при его проникновении вглубь образца определяется механическими свойствами не только пленки, но и подложки, причем с увеличением глубины проникновения вклад подложки возрастает [16].

Данные наноиндентирования свидетельствуют о том, что твердость пленки Ag-Cu, сконденсиро-

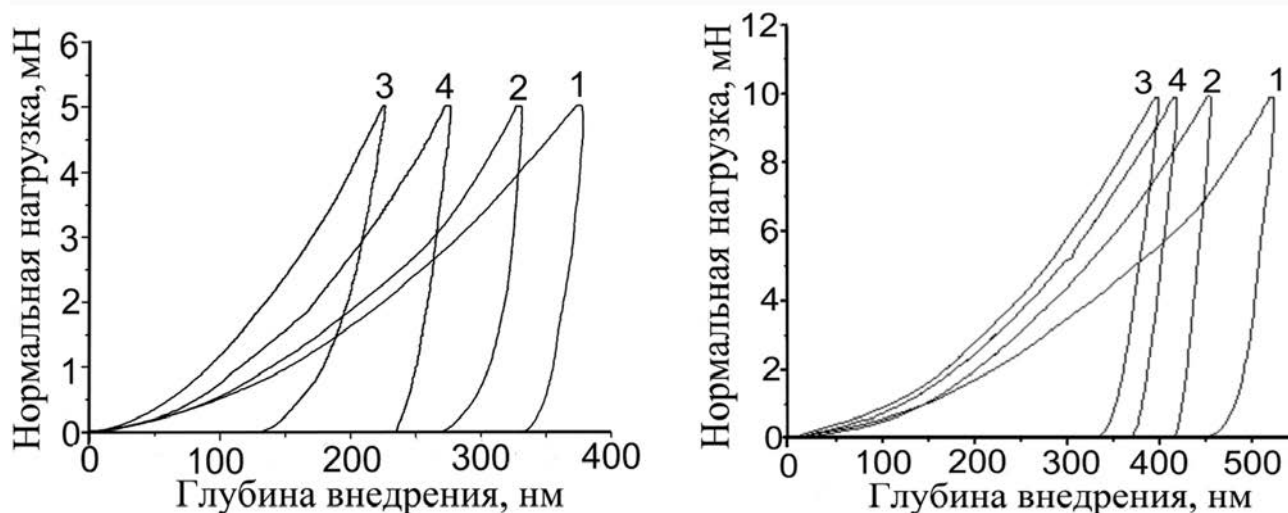


Рис. 4. Диаграммы  $P-h$  для максимальной нагрузки 5 мН (а) и 10 мН (б): 1 — пленка Ag,  $T_{\text{п}}=300$  К; 2 — пленка Cu,  $T_{\text{п}}=300$  К; 3 — пленка Ag-Cu,  $T_{\text{п}}=300$  К; 4 — пленка Ag-Cu,  $T_{\text{п}}=570$  К, (б)

ванной при  $T_{\text{п}}=300$  К превышает значения твердости как однофазных пленок, так и пленки композита Ag-Cu, полученной при  $T_{\text{п}}=570$  К. Проведенная в работе [8], оценка значений механических характеристик пленочной композиции Ag-Cu на основе математической модели обобщенного закона «смеси» показала, что твердость и модуль Юнга не должны превышать значений наиболее прочной и упругой компоненты (Cu). Напротив, механические характеристики, рассчитанные по данной модели, хорошо согласуются со значениями для пленки Ag-Cu, полученной при  $T_{\text{п}}=570$  К, характеризующейся равновесной двухфазной структурой.

Один из способов описания взаимосвязи структурного состояния материала с его упруго-пластическими характеристиками основан на построении по результатам наноиндентирования диаграммы зависимости  $H/E_r$  от  $h_s/h_c$ , где  $E_r$  — контактный модуль упругости (величина, учитывающая взаимодействие материала с индентором),  $h_s$  — величина упругого прогиба поверхности образца по контуру отпечатка,  $h_c$  — истинная глубина отпечатка при максимальной нагрузке на индентор [17]. Диаграмма зависимости  $H/E_r$  от  $h_s/h_c$  пленок Ag-Cu с различной степенью кристалличности представлена на рис. 5.

Таблица 2. Механические свойства пленок системы Ag-Cu

$T_{\text{п}}=300$ К						
$P_{\text{max}}$	5 мН			10 мН		
Пленка	Ag	Cu	Ag-Cu	Ag	Cu	Ag-Cu
$H$ , ГПа	1.3	2	4.1	1.3	1.8	3.8
$E$ , ГПа	107	123	106	110	130	114
$\eta$ , %	7.7	10.1	36.1	9.4	8.4	31.9
$T_{\text{п}}=570$ К						
$H$ , ГПа	1.2	1.8	2.2	1.2	1.8	2.6
$E$ , ГПа	110	128	116	138	135	154
$\eta$ , %	7.5	10.0	16.8	9.2	8.1	14.5

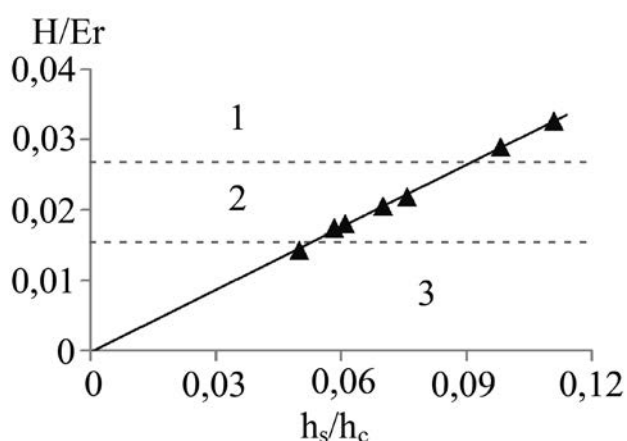


Рис. 5. Диаграмма зависимости  $H/E_r$  от  $h_s/h_c$  для пленок Ag-Cu с аморфно-нанокристаллической (1), нанокристаллической (2) и субмикроструктурной (3) структурой

Из диаграммы, представленной на рис. 5, видно, что при увеличении степени кристалличности происходит снижение соотношения  $H/E_r$ . Полученная зависимость согласуется с известными данными [17] для металлических материалов. Из анализа зависимости  $H/E_r$  от  $h_s/h_c$  дана оценка предельной твердости ( $H_{пред.}$ ) пленочных гетероструктур системы Ag-Cu в различном структурном состоянии: для аморфно-нанокристаллических  $H_{пред.} = 17$  ГПа, для субмикроструктурных  $H_{пред.} = 20$  ГПа. Небольшое различие предельной твердости аморфно-нанокристаллических и субмикроструктурных пленок Ag-Cu свидетельствует о сходстве их структуры ближнего порядка, в частности, о небольшом различии значения относительного свободного объема в отличие от аморфно-нанокристаллических фольг, полученных быстрой закалкой из жидкого состояния [18].

### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Показано, что в эквивалентных термических режимах конденсации пленка толщиной около 1 мкм системы Ag-Cu, полученная в результате совместного распыления металлов, имеет твердость выше, чем пленки Ag и Cu. Увеличение твердости гетерофазной пленки композита Ag-Cu по сравнению с однофазными пленками металлов связано с его аморфно-нанокристаллической структурой.

Исследование методом АСМ морфологии поверхности пленок Ag, Cu и композита Ag-Cu в об-

ласти отпечатка индентора и структуры пленок позволило сделать вывод о смене механизма пластической деформации при изменении дисперсности металлических пленок.

Работа поддержана грантом Минобрнауки (проект № 523).

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Murray J. L. // *Metall. Trans. A*, 1984, vol. 15, pp. 261—268.
- Иевлев. В.М., Шведов Е. В., Ампилогов В. П., Меркулов Г. В. // *ФММ*, 2000, т. 90, № 2, с. 72—76.
- Dirks A. G., Van den Broek J. J. and Wierenga P. E. // *J. Appl. Phys.*, 1984, vol. 55, pp.4248—4256.
- Sheng H. W., Wilde G., Ma E. // *Acta Mater.*, 2002, vol. 50, pp.475—488.
- Chen Hao, Zuo Jian-Min // *Acta Materialia*, 2007, vol. 55, pp. 1617—1628.
- Gohil S., Banerjee R., Bose S., Ayyub P. // *Scripta Materialia*, 2008, vol. 58, pp. 842—845.
- Bol'shov L.A., Veshchunov M. S. // *Sov. Phys. JETP* 64 (3), September 1986, pp. 635—639.
- Misják A. F., Barna P. B., Radnóczy G. // *Materials Science*, 2008, vol. 2, pp. 389—390.
- Fan Z., Tsakiroopoulos P., Miodownik A. P. // *J. of Materials Science*, 1994, vol. 29, pp. 141—150.
- Решетняк Е. Н., Стрельницкий В. Е. // *Вопросы атомной науки и техники*, 2008, № 2, с. 119—130.
- Cao Yifang, Allameh Seyed, Nankivil Derek, Sethi-araj Steve, Otiti Tom, Soboyjo Wole // *Materials Science and Engineering A*, 2006. vol. 427, pp. 232—240.
- Босых М. А., Куцев С. Б., Антонова М. А., Канькин С. В., Солдатенко С. А., Лукин О. А. // «V Всероссийская конференция по наноматериалам», сборник материалов, Звенигород, М.: ИМЕТ РАН, 2013, с. 146—147.
- Klassen R. J., Diak B. J., Saimoto S. // *Materials Science and Engineerin*, 2004, vol. 387—389, pp. 297—301.
- Soboyejo W. O. *Mechanical Properties of Engineering Materials*. Marcel Dekker, New York, NY, 2002, 583 p.
- Volinsky A. A., Vella J., Adhietty I. S., Sarihan V., Mercado L., Yeung B. H., Gerberich W. W. // *Materials Research Society*, 2001, vol. 649, pp. 5.3.1—5.3.6.
- Головин Ю. И. *Наноиндентирование и его возможности*. Москва, Машиностроение, 2009. 312 с.
- Фирстов С. А., Горбань В. Ф., Печковский Э. П. // *Наука та інновації*. 2010. 6, № 5, с. 7—18.
- Глезер А. М. // *Рос. хим. ж.* (Ж. Рос. хим. об-ва им. Д. И. Менделеева), 2002, т. 46, № 5, с. 57—63.

## HARDNESS HIGHLY DISPERSED FILMS GETEROSITEMY Ag-Cu

©2014 Sergey Kushev<sup>1</sup>, Maxim Bosyh<sup>1</sup>, Alexander Kostyuchenko<sup>1</sup>, Sergei Soldatenko<sup>1</sup>, Maria Volodina<sup>1</sup>, Constantin Solovev<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Voronezh State Technical University, Moskovsky pr., 14, 394026 Voronezh, Russia

<sup>2</sup>Air Force Academy N. E. Zhukovsky and Yuri Gagarin, st. Old Bolsheviks, 54 «A», 394064 Voronezh, Russia  
e-mail: kushev\_sb@mail.ru

**Abstract.** The films obtained during vacuum condensation Ag and Cu on the surface of the substrate have a nanocrystalline structure induced by the formation of phases in the solid solution of Ag and Cu in the Ag-Cu, and their hardness in a broad range of component concentrations exceed the calculated value. Currently, there is no unambiguous interpretation of abnormal hardness of nanocrystalline films of Ag-Cu, and no clear mechanism of hardening. Therefore, the aim of the present work — a comparative evaluation of the hardness of nanocrystalline Ag-Cu films and determination of the causes of high hardness film composites Ag-Cu. Films Ag, Cu and Cu-Ag with thickness 1.0—1.5 micrometers was prepared by thermal evaporation and condensation under vacuum of  $5 \cdot 10^{-4}$  Pa corresponding metals from one or two sources on the surface is thermally oxidized wafer (111) Si with an oxide layer thickness about 0.5 microns at a temperature of the substrate  $T_s = 300$  and 570 K and a condensation rate of about 30 nm / sec. Surface morphology of the films was investigated by AFM, mechanical properties was investigated by the method of nanoindentation with a maximum load of 5 mN and 10 mN.

Analysis of the nanoindenter fingerprint and film structure Ag, Cu and Cu-Ag condensed at  $T_A = 300$  K showed that the difference in the mechanisms of plastic deformation associated with the dispersion structure, reflected on the surface morphology in an indentation. In the case of the dislocation mechanism of action observed sheet output of the film material at the edge of the indenter and the result is a compact hillock on the edge of the print. With decreasing grain size becomes the main mechanism of deformation process of grain boundary sliding. In this case, the indentation results in the spread of mechanical stress over a considerable portion from the edge of the indenter and the resulting spread of the hillock is formed larger and the maximum height thereof smaller. Nanoindentation data show that film hardness Ag-Cu, condensed with  $T_A = 300$  K greater than the hardness value as a single-phase films and film composite Ag-Cu, obtained by  $T_A = 570$  K.

According to the results of nanoindentation are constructed curves  $H / E_r$  from  $h_s/h_c$  and then determine the maximum hardness ( $H_{max}$ ) of the film heterostructures system Ag-Cu in different structural states: for amorphous-nanocrystalline  $H_{max} = 17$  GPa for submicrocrystalline  $H_{max} = 20$  GPa. Thus, it is shown that the equivalent thermal condensation modes film composite Ag-Cu thickness of about 1 micron, the resulting co-sputtering of metal, has a higher hardness than the film of Ag and Cu. Increased hardness heterophase film composite Ag-Cu as compared with single-phase films of metals is due to its amorphous-nanocrystalline structure. AFM study of the surface morphology of the films Ag, Cu and Ag-Cu composite in the indenter and the film structure allowed us to conclude about the change of the mechanism of plastic deformation in the changes of dispersion of metal films.

The results are of interest in the VLSI technology in creating systems metallization interconnect electromigration resistant, as well as in numerous applications (fine coating, wear resistance electrical contacts, etc.).

**Keywords:** film, composite, silver, copper, surface morphology, nanoindentation hardness.

### REFERENCES

1. Murray J. L. *Metall. Trans. A*, 1984, vol. 15, pp. 261—268.
2. Ievlev. V.M., Shvedov E. V., Ampilogov V. P., Merkulov G. V. *FMM*, 2000, vol. 90, no. 2, pp. 72—76.
3. Dirks A. G., Van den Broek J. J. and Wierenga P. E. *J. Appl. Phys.*, 1984, vol. 55, pp.4248—4256. DOI: 10.1063/1.333027.
4. Sheng H. W., Wilde G., Ma E. *Acta Mater.*, 2002, vol. 50, pp.475—488. DOI: 10.1016/S1359—6454(01)00374—3.
5. Chen Hao, Zuo Jian-Min. *Acta Materialia*, 2007, vol. 55, pp. 1617—1628. DOI: 10.1016/j.actamat.2006.10.036
6. Gohil S., Banerjee R., Bose S., Ayyub P. *Scripta Materialia*, 2008, vol. 58, pp. 842—845. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2007.12.043

7. Bol'shov L.A., Veshchunov M. S. *Sov. Phys. JETP* 64 (3), September 1986, pp. 635—639.
8. Misják A. F., Barna P. B., Radnóczy G. *Materials Science*, 2008, vol. 2, pp. 389—390. DOI: 10.1016/j.tsf.2007.07.202
9. Fan Z., Tsakiroopoulos P., Miodownik A. P. *J. of Materials Science*, 1994, vol. 29, pp. 141—150. DOI: 10.1007/BF00356585
10. Reshetnyak E. N., Strel'nitskii V. E. *Voprosy atomnoi nauki i tekhniki*, 2008, no. 2, pp. 119—130.
11. Cao Yifang, Allameh Seyed, Nankivil Derek, Sethiaraj Steve, Otiti Tom, Soboyjo Wole. *Materials Science and Engineering A*, 2006. vol. 427, pp. 232—240. DOI: 10.1016/j.msea.2006.04.080
12. Bosykh M. A., Kushchev S. B., Antonova M. A., Kannykin S. V., Soldatenko S. A. Lukin O. A. «*Vserossiiskoi konferentsiya po nanomaterialam*», Sb. mat., Zvenigorod, 2013, Moscow, IMET RAN, pp. 146—147.
13. Klassen R. J., Diak B. J., Saimoto S. *Materials Science and Engineerin*, 2004, vol. 387—389, pp. 297—301. DOI: 10.1016/j.msea.2004.02.079
14. Soboyejo W. O. *Mechanical Properties of Engineering Materials*. Marcel Dekker, New York, NY, 2002, 583 p.
15. Volinsky A. A., Vella J., Adhietty I. S., Sarihan V., Mercado L., Yeung B. H., Gerberich W. W. *Materials Research Society*, 2001, vol. 649, pp. 5.3.1—5.3.6. DOI: 10.1557/PROC-649-Q5.3
16. Golovin Yu.I. *Nanoindentirovanie i ego vozmozhnosti*. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2009, 312 p.
17. Firstov S. A., Gorban» V.F., Pechkovskii E. P. *Nauka ta innovatsii*, 2010, vol. 6, no. 5, pp. 7—18.
18. Glezer A. M. // *Ros. khim. zh. (Zh. Ros. khim. obva im. D. I. Mendeleeva)*, 2002, vol. 46, no. 5. pp. 57—63.

*Куцев Сергей Борисович* — д. ф.-м. н., профессор, Воронежский государственный технический университет; тел.: +7 (473) 2467633, e-mail: kushev\_sb@mail.ru

*Kushev Sergey B.* — Dr. Sci. (Phys.-Math.), Full Professor, Voronezh State Technical University; ph.: (473) 2467633, e-mail: kushev\_sb@mail.ru

*Босых Максим Александрович* — инженер, Воронежский государственный технический университет; тел.: +7 (473) 2467633, e-mail: makcbosikh@list.ru

*Bosikh Maxim A.* — Engineer, Voronezh State Technical University; ph.: (+7 (473) 2467633, e-mail: makcbosikh@list.ru

*Костюченко Александр Викторович* — докторант, Воронежский государственный технический университет; тел.: +7 (473) 2467633, e-mail: av-kostuchenko@mail.ru

*Kostuchenko Alexandr V.* — PhD, Voronezh State Technical University; ph.: +7 (473) 2467633, e-mail: av-kostuchenko@mail.ru

*Солдатенко Сергей Анатольевич* — к. ф.-м. н., доцент, Воронежский государственный технический университет; тел.: +7 (473) 2467633, e-mail: rmileme@mail.ru

*Soldatenko Sergey A.* — Cand. Sci. (Phys.-Math.), Associate Professor, Voronezh State Technical University; ph.: +7 (473) 2467633, e-mail: rmileme@mail.ru

*Володина Мария Сергеевна* — аспирант, Воронежский государственный технический университет; тел.: +7 (473) 2467633, e-mail: rmileme@mail.ru

*Volodina Maria S.* — post-graduate student, Voronezh State Technical University; ph.: (473) 2467633, e-mail: rmileme@mail.ru

*Соловьев Константин Семенович* — к. ф.-м. н., доцент, Военный учебно-научный центр Военно-воздушных сил «Военно-воздушная академия имени профессора Н. Е. Жуковского и Ю. А. Гагарина»; ph.: +7 (473) 2467633, e-mail: rmileme@mail.ru

*Soloviev Konstantin S.* — Cand. Sci. (Phys.-Math.), Associate Professor, Air Force Academy named after NE Zhukovsky and Professor Yuri Gagarin; ph.: +7 (473) 2467633, e-mail: rmileme@mail.ru