

10;11;12

Сглаживание уединенного интерфейса кобальт–медь при облучении потоком низкоэнергетических ионов аргона

© А.И. Стогний, Н.Н. Новицкий, О.М. Стукалов

УП „Завод Транзистор“ НПО „Интеграл“, Минск, Беларусь
Институт физики твердого тела и полупроводников НАН Беларуси,
Минск
E-mail: stognij@ifftp.bas-net.by

Поступило в Редакцию 9 августа 2002 г.

Рассмотрены многослойные пленочные структуры „буферный слой золота (20 nm)–медь (x nm)–кобальт (y nm)–защитный слой золота (10 nm)“ и „буферный слой золота (20 nm)–кобальт (y nm)–медь (x nm)–защитный слой золота (10 nm)“, где $x + y \approx 6$ nm, полученные методом ионно-лучевого распыления. Показано, что наиболее гладкую поверхность имеет структура второго типа, у которой, кроме того, поверхность кобальта перед осаждением слоя меди подвергнута дополнительному облучению потоком ионов аргона с энергией меньше пороговой энергии распыления в едином вакуумном цикле осаждения. Облучение смесью ионов аргона и гелия в аналогичных условиях приводит к формированию более шероховатой структуры. Сделан вывод о сглаживании интерфейса кобальт–медь в результате многократных столкновений медленных ионов аргона с атомами кобальта при торможении в пределах двух-трех верхних атомных рядов слоя кобальта.

Многослойные пленочные структуры, состоящие из чередующихся наноразмерных слоев ферромагнитных и немагнитных металлов, интенсивно исследуются ввиду обнаружения ряда свойств (например, гигантского магнитного сопротивления), не характерных для пленок, состоящих из одного металла [1,2]. Здесь вопросы формирования границ разделов между соседними слоями металлов или интерфейсов приобретают особое значение. В последнее время особое внимание уделяется исследованиям влияния шероховатостей интерфейсов на свойства многослойных структур [3–5]. Однако подавляющее большинство работ данного типа выполнено в условиях ультравысокого вакуума. Это ограничивает круг поиска методов воздействия на структуру

интерфейса в процессе осаждения с целью получения атомно-гладкого интерфейса из-за ухудшения вакуумных условий, связанных с дополнительным газовыделением и внесением примесей при размещении дополнительного оборудования на установках ультравысокого вакуума. Известно, что в условиях технологического вакуума $p \leq 10^{-2}$ Па получаются пленки металлов достаточно высокого качества, а возможности применения методов дополнительного воздействия в едином вакуумном цикле осаждения существенно расширяются (появляется возможность применять ионную имплантацию, ионное, лазерное и электронное облучения и т.д.).

В настоящей работе представлены результаты исследований структур Au/Co/Cu/Au и Au/Cu/Co/Au, для которых интерфейсы Co/Cu и Cu/Co модифицировались облучением пучком ионов аргона или гелия с энергиями менее 30 eV.

Пленочные структуры получали на установке ионно-лучевого осаждения [6]. Основные узлы установки показаны на рис. 1. Источник ионов 1 поставлял пучок ионов аргона для распыления мишеней из золота, кобальта и меди. Мишени помещались на вращающемся держателе 2. Подложками служили пластинки из стекла К-8 с площадью поверхности 10×20 мм, предварительно отполированные методом последовательного ионно-лучевого распыления–осаждения до субнаноразмерного уровня гладкости [6]. Они устанавливались на многопозиционном держателе 3. Источник ионов 4 создавал ионный поток для облучения интерфейсов Co/Cu или Cu/Co низкоэнергетическими ионами аргона или смесью ионов аргона и гелия. Заслонка 5 защищала поверхность подложек во время подготовки источников ионов и мишеней к процессу осаждения. Диафрагма 6 ограничивала поперечные размеры пучка из источника ионов 1 поверхностью мишени и способствовала автономной работе источников ионов 1 и 4. Установка откачивалась турбомолекулярным насосом до давления не выше 10^{-3} Па. Рабочий вакуум был не хуже $3 \cdot 10^{-2}$ Па. Плотность тока пучка низкоэнергетических ионов была ниже 0.2 mA/cm^2 . Энергия ионов в потоке не превышала 100 eV, причем более 80% ионов имели энергию менее 30 eV. Это позволило, согласно [7], пренебрегать распылением поверхности образца низкоэнергетическим потоком ионов. При напуске гелия в источник ионов 4 предполагалось, исходя из оценок парциальных давлений аргона и гелия и особенностей процесса ионизации, что доля ионов гелия в ассистирующем потоке не превышает 80%,

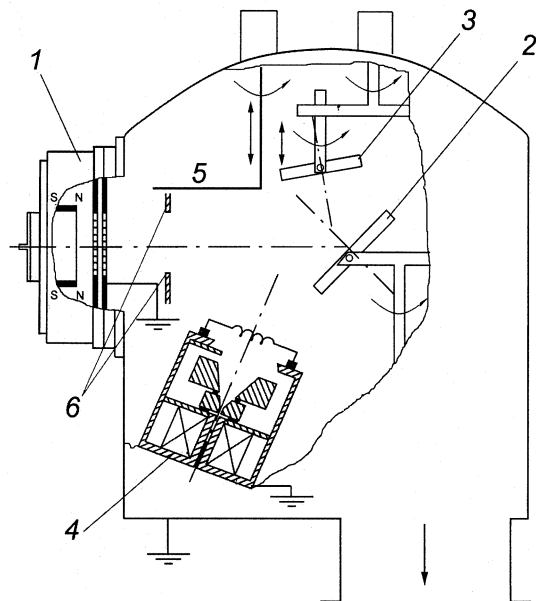


Рис. 1. Установка ионно-лучевого осаждения металлических пленок: 1 — источник ионов, 2 — мишени, 3 — подложкодержатель, 4 — низкоэнергетический источник ионов, 5 — заслонка, 6 — диафрагма.

а в пучке ионов для распыления составляет менее 20%. Средние скорости осаждения золота, меди и кобальта были примерно 25, 15 и 10 nm/min соответственно. Морфология поверхности и толщина пленочных структур анализировались при помощи атомно-силового микроскопа (АСМ) Фемтоскан-001 (центр перспективных технологий, МГУ, Москва) с полем сканирования $5 \times 5 \mu\text{m}$, работающего в контактном режиме, с использованием кремниевых кантиливеров (MicroMash, www.spmtips.com, Эстония). Поверхностное сопротивление пленок измерялось четырехзондовым методом.

На рис. 2, а приведено полученное с помощью атомно-силового микроскопа (АСМ) изображение поверхности пленки золота толщиной около 20 nm, измеренной по глубине царапины, нанесенной волокном натуральной ваты. Поверхностное сопротивление

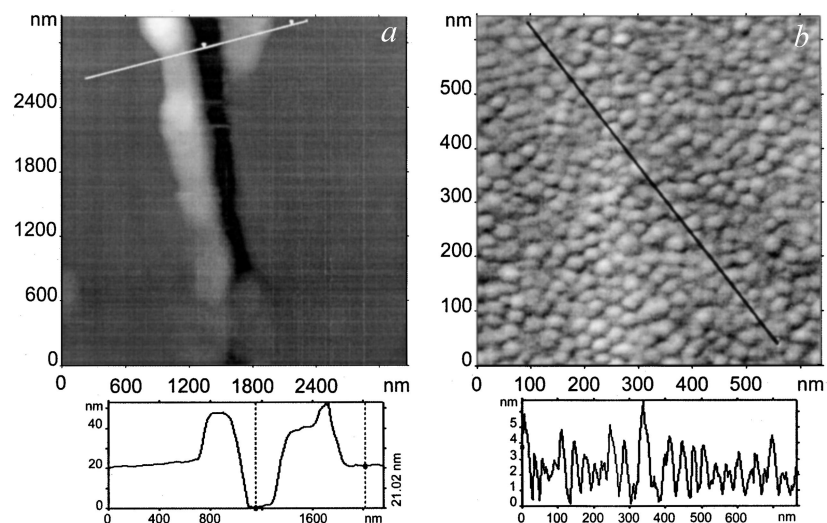


Рис. 2. АСМ-изображения поверхности структур Au/Co/Cu/Au и профили поверхностей вдоль линий на АСМ-изображениях: *a* — поверхность слоя золота с царапиной для калибровки скорости осаждения; *b* — поверхность структуры Au(20 nm)/Co(2 nm)/Cu(4 nm)/Au(10 nm) без дополнительного облучения; *c* — поверхность структуры Au(20 nm)/Co(2 nm)/Cu(4 nm)/Au(10 nm) с поверхностью Co, облученной ионами аргона; *d* — поверхность структуры Au(20 nm)/Co(2 nm)/Cu(4 nm)/Au(10 nm) с поверхностью Co, облученной смесью ионов гелия (более 80%) и аргона (менее 20%).

пленки было $R \leq 5 \Omega/\square$. Пленочные структуры золото (буферный слой, 20 nm)–медь (x nm)–кобальт (y nm)–золото (верхний слой, 10 nm), где $x + y \approx 6$ nm, имели поверхностное сопротивление более $7 \Omega/\square$. Было установлено, что наибольший прирост сопротивления происходил при осаждении слоя кобальта. Пленочные структуры золото (20 nm)–кобальт (y nm)–медь (x nm)–золото (10 nm), где $x + y \approx 6$ nm имели R от $4.5 \Omega/\square$ до $7 \Omega/\square$ при варьировании толщины слоя меди от 4 до 2 nm. Полученные результаты не противоречат существующим представлениям об особенностях осаждения тонких пленок металлов. Так, в [8] отмечается, что применение золота в качестве материала буферного слоя позволяет избежать образования естественного окисла на нижней

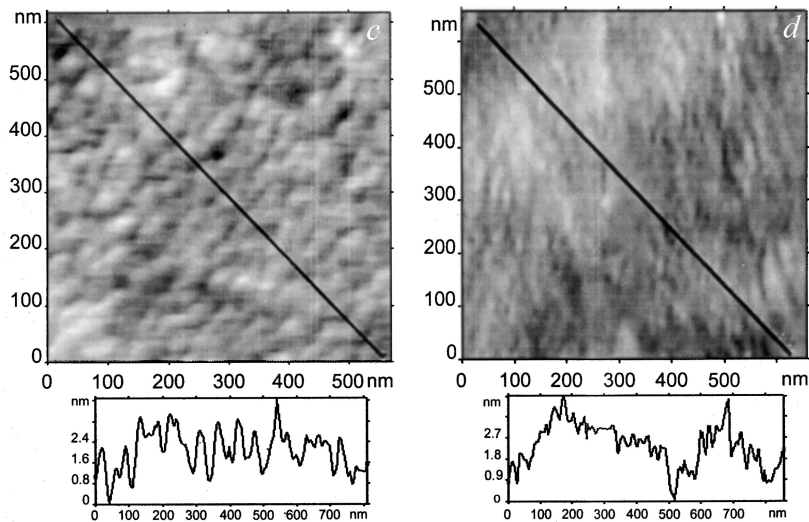


Рис. 2 (продолжение).

границе осаждаемого далее металла и что при осаждении многослойной структуры на поверхность золота следует наносить в первую очередь наиболее химически активный металл (в нашем случае кобальт). На основании этого дальнейшее рассмотрение было проведено только для структур с нижним слоем кобальта, как имеющих более низкое поверхностное сопротивление и являющихся более совершенными при получении в данных вакуумных условиях.

Пленочные структуры золото (20 nm)–кобальт (y nm)–медь (x nm)–золото (10 nm), где $x + y \approx 6$ nm и поверхность кобальта перед осаждением слоя меди подвергались дополнительному облучению потоком низкоэнергетических ионов в течение 20...30 s, имели поверхностное сопротивление несколько ниже, чем структуры с аналогичной толщиной слоев кобальта и меди, но полученные без дополнительного облучения. На рис. 2, *b–d* приведены АСМ-изображения пленочных структур золото (20 nm)–кобальт (2 nm)–медь (4 nm)–золото (10 nm), полученных без дополнительного ионного облучения (рис. 2, *b*), с облучением поверхности кобальта в течение 20 s потоком ионов аргона (рис. 2, *c*) и

с облучением поверхности кобальта в течение 20 с потоком ионов гелия и аргона (рис. 2, *d*). Видно, что морфология поверхности изменяется в зависимости от условий облучения. Поверхность пленочной структуры на рис. 2, *b* состоит из относительно крупных неоднородностей. Поверхность пленочной структуры, полученной с облучением ионами аргона (рис. 2, *c*), имеет наиболее гладкий вид. Морфология поверхности структуры, полученной с облучением интерфейса кобальт–медь ионами гелия и аргона (рис. 2, *d*) имеет промежуточный вид. Неоднородности на поверхности характеризуются более плавными формами и размытыми границами по сравнению с неоднородностями на рис. 2, *b*. Однако условия осаждения представленных структур отличаются только условиями формирования интерфейса кобальт–медь, следовательно, особенности морфологии поверхности полученных структур отражают особенности состояния интерфейса кобальт–медь.

Полученные результаты позволяют сделать вывод, что при дополнительном облучении поверхности кобальта потоком низкоэнергетических ионов аргона наблюдается эффект сглаживания интерфейса кобальт–медь. Для объяснения полученного экспериментального результата учтем, что в рассматриваемом случае использовались особо гладкие подложки и осажденные пленки золота имели гладкую и химически инертную поверхность (рис. 2, *a*). Воспользуемся моделью плотноупакованных шаров [9] на примере структуры с нижним слоем кобальта толщиной 2 nm. Будем считать, что он является структурно упорядоченным и содержит более шести моноатомных слоев. Верхний слой меди также является структурно упорядоченным и состоит из более чем десяти моноатомных слоев. Рассогласование структур этих слоев на интерфейсной границе является основной причиной образования поверхности всей многослойной структуры, состоящей из совокупности неоднородностей правильной овальной формы со средними поперечными размерами порядка 20 nm и высотой 3 nm, при среднеквадратической шероховатости поверхности в целом менее 1.1 nm (рис. 2, *b*). Облучение поверхности слоя кобальта плотным потоком ионов аргона с энергией меньше пороговой энергии распыления приводит к тому, что каждый из атомов двух-трех поверхностных моноатомных слоев кобальта испытывает неоднократные столкновения с атомами аргона, при каждом из которых им передается энергия, большая энергии связи кобальт–кобальт. Оценки, выполненные при помощи программы SRIM [www.srim.org], дают для длины среднего пробега атомов

аргона с энергией менее 30 eV не более 0.4 nm, поэтому структурное разупорядочение происходит только на поверхности слоя кобальта. Сопряжение при осаждении структурно разупорядоченной поверхности слоя кобальта со слоем меди в итоге приводит к формированию многослойной структуры с более гладкой поверхностью (рис. 2, *c*). Видно, что поверхность всей структуры после облучения поверхности слоя кобальта стала более гладкой и однородной и ее среднеквадратическая шероховатость составляет менее 0.64 nm. Облучение ионами гелия, в отличие от облучения ионами аргона, не приводит к разупорядочению поверхностного слоя кобальта, так как длина пробега атомов гелия, согласно программе SRIM, составляет 1.2 nm и сравнима с толщиной слоя кобальта, а энергия, теряемая при торможении, из-за малости массы и энергии ионов гелия приблизительно равномерно распределяется по толщине, причем при каждом столкновении атомам кобальта от атомов гелия передается энергия, не превышающая величину энергии связи атомов кобальта. Поэтому поверхность многослойной структуры на рис. 2, *d* имеет среднеквадратическую шероховатость 0.96 nm, т. е. близка к значению для исходной пленочной структуры. Промежуточный внешний вид этой поверхности по сравнению с поверхностями на рис. 2, *b* и *c* вызван тем, что в реализованных экспериментальных условиях в потоке ионов гелия находилось до 20% ионов аргона.

Таким образом, полученные экспериментальные результаты позволяют сделать вывод о том, что дополнительное облучение потоком медленных ионов верхних слоев атомов нижележащего слоя перед осаждением вышележащего слоя непосредственно в процессе формирования многослойной пленочной металлической структуры является перспективным методом для получения структур с атомно-гладкими интерфейсами.

Список литературы

- [1] *Baibich M.N., Broto J.M., Fert F.* et al. // J. Phys. Rev. Lett. 1988. V. 61. P. 2472–2475.
- [2] *Diery B.* // JMMM. 1994. V. 136. P. 335–359.
- [3] *Palasantzas G., Zhao Y.-P., Hosson J.Th.M., Wang G.-C.* // Physica B. 2000. V. 283. P. 199–202.
- [4] *Zhou X.W., Wadley H.N.G.* // Surface science. 2001. V. 487. P. 159–170.

- [5] *Стогний А.И., Новицкий Н.Н., Стукалов О.М.* // Новые магнитные материалы микроэлектроники. Сб. трудов XVIII межд. школы-семинара 24–28 июня 2002 г. М., 2002. С. 303–305.
- [6] *Стогний А.И., Новицкий Н.Н., Стукалов О.М.* // Письма в ЖТФ. 2002. Т. 28. В. 1. С. 39–48.
- [7] *Smentkowski V.S.* // Progress in Surface Science. 2000. V. 64. P. 1–58.
- [8] *Thin films — interdiffusion and reactions* / Ed. by Poate J.M., Tu K.N., Mayer J.V. — A Willey-Interscience Publication John Wiley and Sons Inc., 1978.
- [9] *Introduction to solid state physics* / C. Kittel — A Willey-Interscience Publication John Wiley and Sons Inc., 1956.