

УДК 539.32

РАЗМЕРНЫЙ ЭФФЕКТ В ЗАВИСИМОСТИ УПРУГИХ ХАРАКТЕРИСТИК ТОНКИХ МЕДНЫХ ПЛЕНОК ОТ ТОЛЩИНЫ

К. М. Цысарь¹, В. С. Зеленский¹, В. А. Вдовин², В. Г. Андреев¹

¹ Физический факультет МГУ имени М.В. Ломоносова,

119991, Москва, Ленинские Горы, д. 1 стр. 2

² ИРЭ им. В.А. Котельникова РАН, 125009, Москва, ул. Моховая 11, корп.7

Статья поступила в редакцию 29 ноября 2017 г.

Аннотация. Методами классической молекулярной динамики исследованы продольные упругие деформации свободных медных пленок и тонких медных пленок, сформированных на поверхности подложки. Обнаружена зависимость упругих свойств медных пленок от толщины и способа формирования пленки. Определены критические значения продольных напряжений и предельные значения упругих деформаций, при которых в пленке возникают необратимые нарушения атомной структуры. Для свободных пленок и пленок на подложках определен момент перехода из области упругости в область пластичности в зависимости от толщины. Рассчитаны критические напряжения, при которых происходит разрушение поверхностного слоя пленки. Полученные данные могут быть использованы для дальнейшего исследования свойств поверхностных наноразмерных структур, изучения влияния деформаций ультратонких металлических пленок на их поглощающие и проводящие свойства, а также на свойства сформированных на их поверхности наноразмерных схем и устройств.

Ключевые слова: нанопленки меди, молекулярная динамика, упругие характеристики пленок, модуль Юнга.

Abstract. Longitudinal elastic deformations of free copper films and thin copper films formed on a substrate surface are studied by the methods of classical molecular dynamics. Dependence of the elastic properties of copper films on the thickness and method of film formation was found. The critical values of the longitudinal stresses

on the rupture and the limiting values of the elastic deformations at which irreversible defects in the atomic structure appear in the film are determined. The transitions from the elastic region to the plasticity region of films as a function of thickness were determined for both types of films. The critical stresses are calculated for the destruction of the surface of the film. The data obtained can be used for further investigation of the properties of surface nanoscale structures, studying the effect of deformations of films on their quantum absorbing and conducting properties, as well as the properties of nano-dimensional circuits and devices formed on their surface.

Keywords: copper nanofilms, molecular dynamics, film elasticity, Young's modulus.

1. Введение

В последнее десятилетие особое внимание ученых и технологов уделяется разработке новых методов миниатюризации электроники, и в последние годы в данном направлении достигнут значительный прогресс. Сегодня уже эффективно формируют наноразмерные провода и системы квантовых точек на различных подложках, используют тонкие наноразмерные металлические пленки в системах записи и хранения информации, в устройствах магнитной памяти, в системах спинового токопереноса. Следует отметить, что в качестве подложек для прототипов наноразмерных схем часто выбирают пленки немагнитных металлов (медь, золото), обладающих высокой симметрией кристаллической решетки, плотной упаковкой атомов на поверхности, что позволяет свободно формировать на них любые наноразмерные системы и устройства [1,2]. Кроме того, тонкие немагнитные металлические пленки часто используются в устройствах поглощения электромагнитного излучения, в системах, где важным является именно толщина и размер поглощающего слоя. Основное внимание при этом уделяется исследованию квантовых свойств поверхностных наносистем или поглощающих и проводящих свойств пленок. При этом практически нет работ, посвященных изучению упругих свойств подложек и связанных с ее деформациями квантовых характеристик самой подложки или квантовых свойств приповерхностных наносистем. Следует

отметить работу М. Лиу по изучению размерного эффекта и влияния деформаций на рост и стабильность свинцовых нанопленок методом первопринципной молекулярной динамики [3]. В работе исследуется взаимосвязь между толщиной пленки и упругими константами пленок, проводится сравнение результатов расчета поверхностной энергии с экспериментальными данными. Однако и в этой работе не проводится исследование влияния деформаций на квантовые свойства пленок разной толщины. Следует отметить, что электронные свойства низкоразмерных систем (нанопроводов, квантовых точек, нанопленок) сильно зависят от их атомной структуры и геометрии. Наноконтакты, нанопровода и нанокластеры (квантовые точки) являются сильно неоднородными системами, которые характеризуются неоднородным распределением упругих напряжений в структуре [4,5]. Поэтому даже малые деформации подложки могут привести к изменению свойств данных структур, а также к необратимым изменениям в функционировании поверхностных наносхем на их основе. К примеру, даже незначительные деформации подложки и тем более нарушение целостности структуры поверхностного слоя пленки способны привести к разрыву поверхностных наноконтактов или нанопроводов. Исследование критических характеристик одномерных систем было проведено в работе Санкаранараянана и др., в которой была обнаружена сильная зависимость квантовых свойств смешанных нанопроводов Pd-Pt от внешних механических напряжений, а также была оценена стабильность нанопроводов и наноконтактов под действием упругой продольной нагрузки [6]. Важно отметить, что подложка может существенно влиять на механические и прочностные характеристики ультратонких пленок, нанопроводов и наноконтактов. В [7] показано, что прочность на разрыв нанопровода Au-Mn на подложке из меди на 2 порядка превосходит прочность свободно висящего нанопровода. Это связано с образованием дополнительных гибридных связей атомов нанопровода с атомами подложки.

Представленная работа посвящена изучению упругих свойств немагнитных медных тонких пленок, расчету критических значений продольных напряжений, приводящих к разрушению структуры поверхности, а также расчету значений продольных напряжений, соответствующих переходу пленок из области упругих деформаций в область пластичности.

2. Методы расчета

Вычисления выполнены в рамках метода классической молекулярной динамики [8], реализованном в программном пакете LAMMPS [9]. Данный метод позволяет оперировать одновременно с 1000 и более атомами, в результате чего становится возможным решение задачи о релаксации атомной структуры медных пленок в диапазоне толщин от долей до десятков нм с целью выявления зависимости упругих характеристик пленок от их толщины. Потенциалы взаимодействия, используемые при построении атомной структуры пленки, выбираются в специальной базе, прилагаемой к коду Potentials base Material Measurement Laboratory. Для моделирования межатомного взаимодействия в системе используется потенциал атома, погруженного в электронный газ, плотность которого определяется остальными атомами системы (1):

$$E_i = F_\alpha (\sum_{i \neq j} \rho_\alpha(r_{ij})) + \frac{1}{2} \sum_{i \neq j} \varphi_{\alpha\beta}(r_{ij}) \quad (1)$$

r_{ij} – расстояние между i - и j - атомами, $\varphi_{\alpha\beta}$ – парный потенциал взаимодействия, ρ_α – вклад в электронную плотность j -го атома в положении i -го атома и F – функция «погружения», которая представляет энергию, необходимую для перемещения i -го атома в электронное облако. Размер расчетной ячейки $Na \times Na \times Na/2$, где a – равновесный параметр решетки для меди, полученный в рамках модели погруженного атома, N – число атомных монослоев в пленке. Расчетные ячейки использовались с периодическими

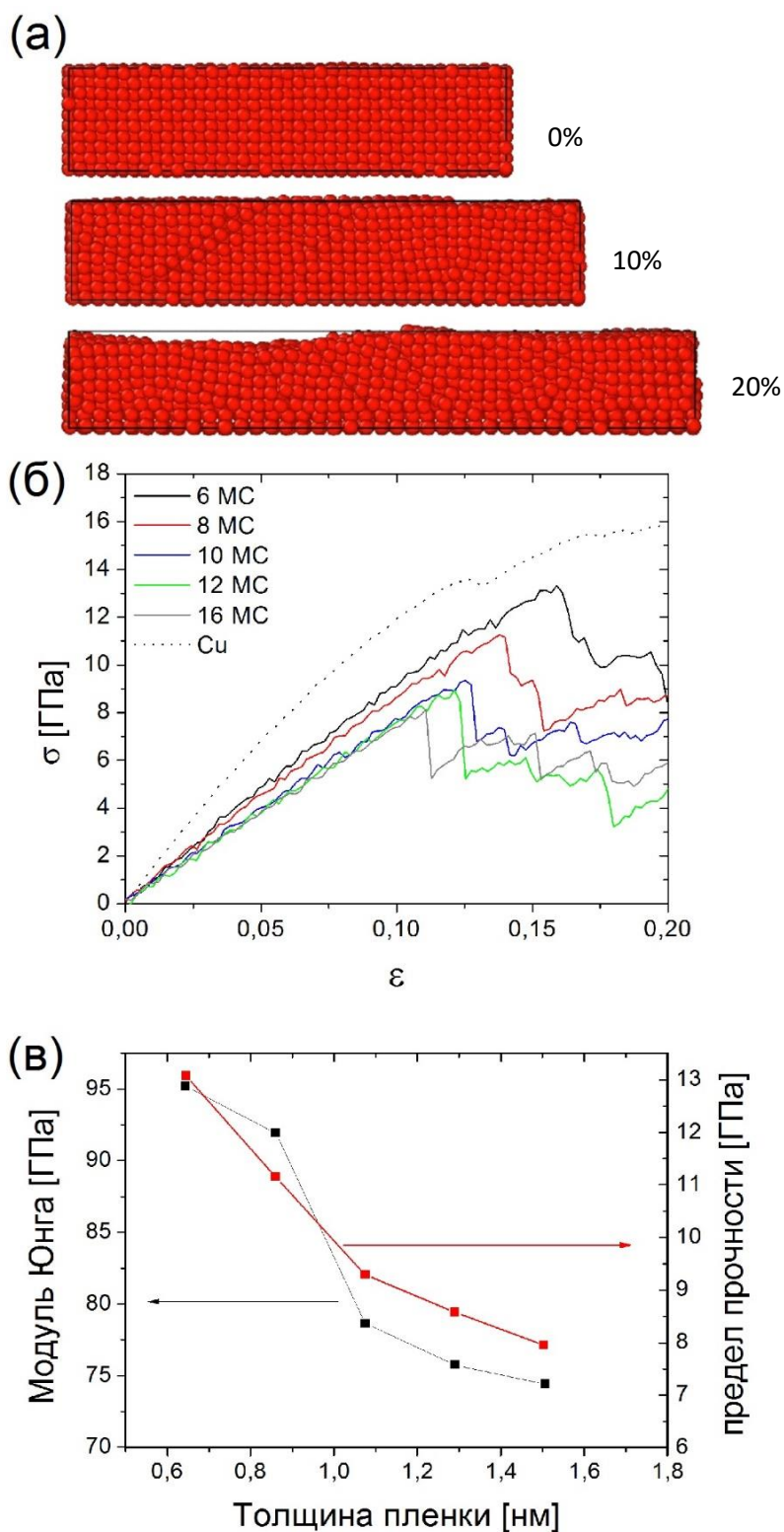


Рис. 1. (а) Модель осажденной медной пленки в равновесном состоянии ($\varepsilon = 0$), при относительной продольной деформации $\varepsilon = 0.1$, соответствующей критическому напряжению на разрыв, и при $\varepsilon = 0.2$, соответствующей началу формирования тонкого перешейка – наноконтакта. (б) Зависимость продольного напряжения σ от относительной деформации ε для сформированных на поверхности подложки пленок меди различной толщины при $T = 300$ К. Толщина пленок представлена количеством атомных монослоев (МС). Пунктирной линией показана зависимость для кристаллической меди. (в) Зависимость Модуля Юнга (черная линия) и предельного напряжения на разрыв (предел прочности) (красная линия) пленок меди от толщины.

граничными условиями вдоль направлений x и y и свободной границей вдоль направления z . Продольная деформация растяжения пленки моделировалась в работе посредством последовательного увеличения продольного размера расчетной ячейки вдоль направления x . Удлинение расчетной ячейки вдоль оси x проводится со скоростью $3\text{\AA}/\text{фс}$. В расчетах использован Tersoff потенциал для вычисления полной энергии системы [10-12]. Все расчеты проведены в рамках NVT ансамбля (постоянные: число частиц, объем, температура). Для поддержания в области моделирования постоянной температуры применялся термостат Берендсена, в рамках которого через определенное число шагов скорости атомов пленки масштабируются так, чтобы средняя кинетическая энергия в системе соответствовала заданной температуре. Расчет скоростей производился по алгоритму Верле для пересчета координат атомов, время релаксации системы после каждого смещения атомов - 0.5 фс. Для анализа влияния температуры на упругие свойства медных пленок были проведены расчеты при комнатной температуре 300 K и при температуре 10 K . Проведено моделирование упругих продольных деформаций свободных медных наноразмерных пленок и пленок с зафиксированным нижним слоем, что соответствует пленкам, сформированным на поверхности подложки (например, методом напыления). При растяжении ячейки (пленки) атомы нижних слоев не могут релаксировать вдоль направления z и сохраняют свое положение в узлах растянутой вдоль оси x кристаллической решетки меди (ГЦК).

3. Основные результаты

Для анализа применимости выбранных методов и параметров вычислений нами были проведены тестовые расчеты упругих характеристик медного кристаллического массива, и полученные значения были сравнены с табличными для массива меди. Значение модуля Юнга, полученное в рамках метода классической молекулярной динамики $E = 140\text{ ГПа}$, при этом табличные значения для меди варьируются в интервале $110 - 130\text{ ГПа}$ [14]. Анализ применимости метода вычислений на примере кристаллического массива меди доказал правомерность использования выбранных расчетных параметров для

изучения упругих свойств медных пленок. Критическое значение напряжения на разрыв (предел прочности на растяжение) [15], полученное в работе, составило 14 ГПа, что также хорошо согласуется с работами других авторов [16].

Моделирование упругих свойств ультратонких пленок меди было проведено для пленок, осажденных на поверхность подложки с толщинами 6, 8, 10, 12, 16 атомных монослоев, что соответствовало размерам 6.45А, 8.6А, 10.75А, 12.9А, 15.05А. Использовалась прямоугольная ячейка, заполненная атомами меди, формирующими N-слойную нанопленку, с «замороженным» нижним слоем атомов. Атомы в нижнем слое могут смещаться в плоскости *oxy* вдоль направления деформации, однако, относительно оси *z*, перпендикулярной поверхности медной пленки, положение атомов зафиксировано. Данная расчетная модель хорошо описывает свойства осажденных пленок. На Рис.1(а) представлена атомная структура медных пленок без деформации, с растяжением 10%, соответствующим критическому напряжению начала формирования искажений структуры поверхностного слоя, и с критическим растяжением 20%, соответствующим моменту начала формирования атомного перешейка - наноконтакта. На рис.1(б) представлена зависимость продольного напряжения от величины относительной деформации, рассчитанная для пленок различной толщины. Расчеты проводились при $T = 300$ К. Обнаружено, что модуль Юнга уменьшается с ростом толщины пленки, осажденной на подложке. И его значения (96 - 100) ГПа, полученные для пленок почти в 1.5 раза меньше, чем у кристаллического массива меди. Величина предельного напряжения при растяжении, соответствующего началу разрушения атомной структуры пленки, уменьшается с увеличением количества монослоев (МС). Так пленка, состоящая из 6 МС, начинает разрушаться при значении продольного напряжения 13 ГПа и сохраняет целостность вплоть до деформации $\varepsilon = 0.15$. При этом 16-слойная медная пленка разрушается уже при критическом напряжении 8 ГПа и деформации $\varepsilon = 0.15$.

На рис.2 представлена зависимость продольного напряжения от относительной деформации для сформированных на поверхности подложки пленок меди различной толщины при $T = 10$ К. 6-слойная медная пленка разрывается при значении продольного напряжения 17 ГПа и сохраняет целостность вплоть до деформации $\varepsilon = 0.16$. 16-слойная медная пленка разрушается при продольном напряжении 12 ГПа и деформации $\varepsilon = 0.1$.

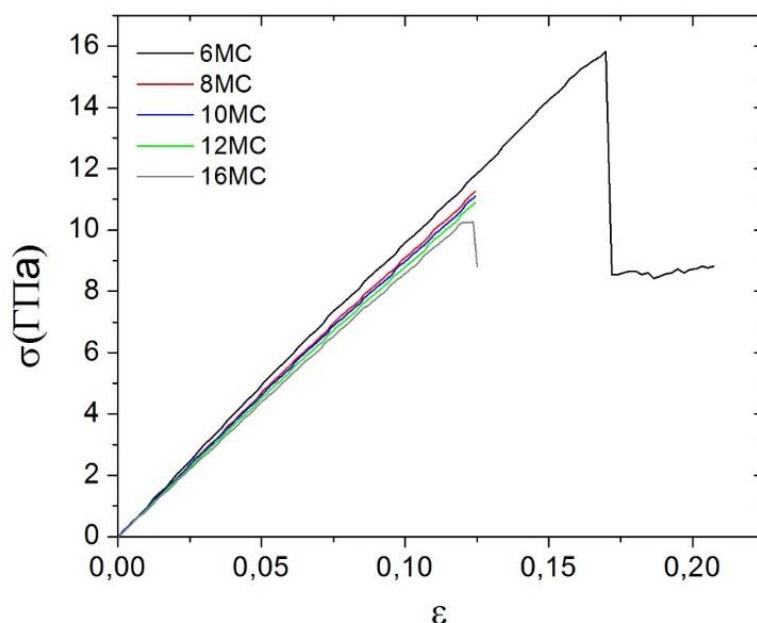


Рис. 2. Зависимость продольного напряжения σ от относительной деформации ε для сформированных на поверхности подложки пленок меди различной толщины при $T = 10$ К.

Таким образом было обнаружено, что понижение температуры приводит к росту критических продольных напряжений на разрыв у медных пленок. Модуль Юнга пленок очень слабо зависит от толщины, и его значение практически совпадает с величиной, рассчитанной для пленок при $T = 300$ К ($E = 100$ ГПа для 6-слойной пленки).

При численном моделировании упругих свойств свободных сверхтонких пленок меди использовалась расчетная ячейка, состоящая из атомных слоев, где атомы могли свободно смещаться при растяжении пленки вдоль всех трех пространственных осей x , y , z . Модель продольной деформации свободной

пленки представлена на Рис.3а. При продольной деформации $\varepsilon = 0.1$ начинается процесс разрушения нижнего и верхнего слоев пленки. При деформации $\varepsilon = 0.2$ в структуре пленки формируется перешеек (наноконтакт), причем для свободной пленки в области перешейка разрушены и нижняя и верхняя

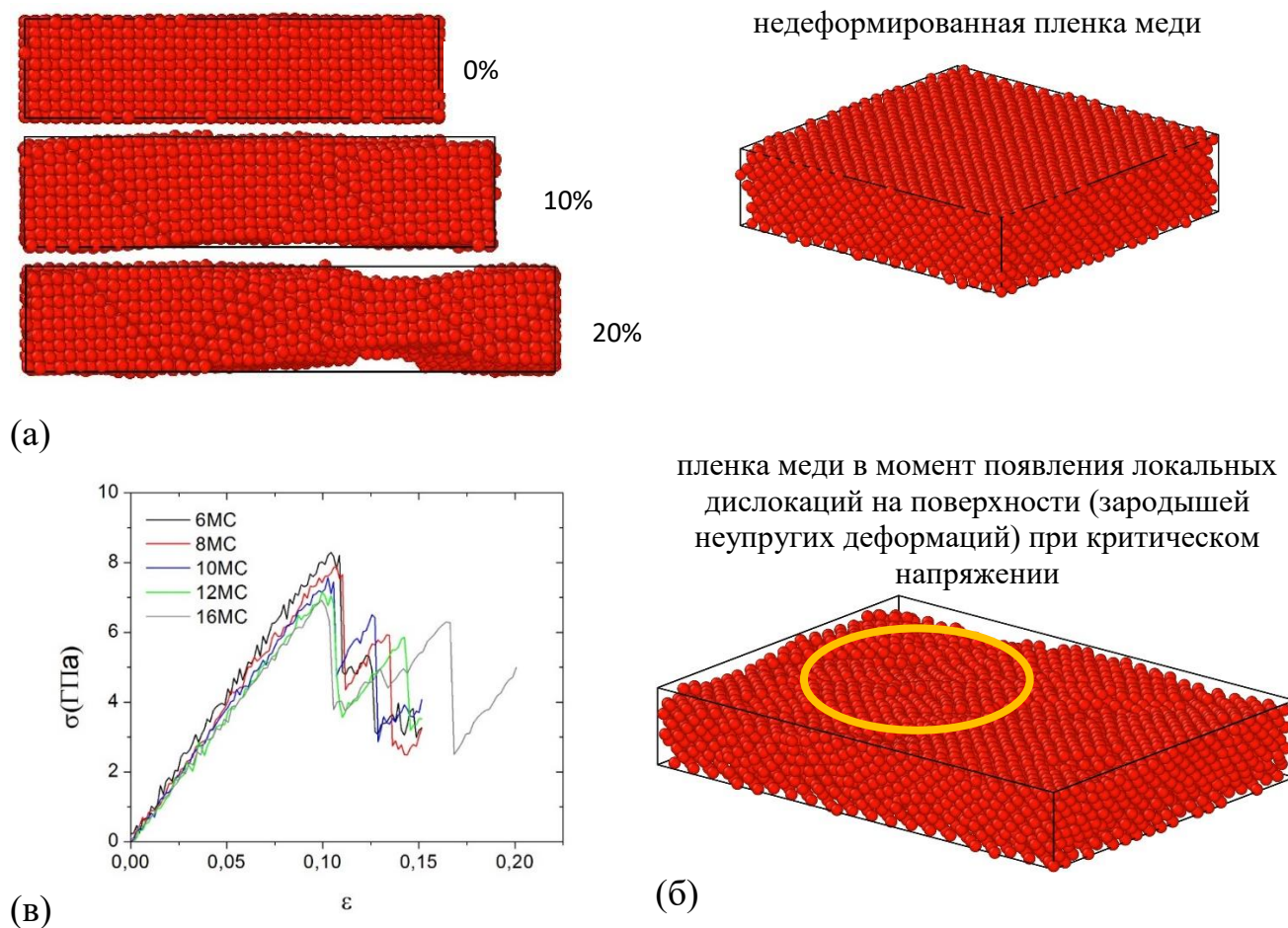


Рис. 3. (а) Модель свободной медной пленки в равновесии ($\varepsilon = 0$), при относительной продольной деформации $\varepsilon = 0.1$, соответствующей критическому напряжению на разрыв, и при $\varepsilon = 0.2$, соответствующей началу формирования тонкого перешейка – наноконтакта. (б) Двумерная структура свободной медной пленки в равновесии и при критическом напряжении в момент начала разрушения поверхностного слоя (формирование зародышей необратимых структурных изменений на поверхности и в объеме пленки), (в) зависимость продольного напряжения σ от относительной деформации ε для свободных пленок меди различной толщины при $T = 300$ К.

поверхности нанопленки. Исследование упругих свойств свободных медных пленок при продольном растяжении показали значительное изменение их

упругих характеристик в сравнении с пленками, сформированными на поверхности подложки (Рис.1а). На рис.3в представлена зависимость продольного напряжения σ от относительной деформации ε для свободных пленок меди различной толщины (от 6 до 16 МС) при $T = 300$ К. Для свободных пленок не просматривается зависимость упругих свойств от толщины пленки. Значения продольного напряжения на разрыв пленки изменяются от 8 ГПа для 6-слойной пленки до 7 ГПа для 16-слойной пленки. Критическая продольная деформация растяжения ε варьируется от ≈ 0.1 до ≈ 0.11 . Полученное значение модуля Юнга для свободной 6-слойной пленки составило 83 ГПа, что значительно меньше, чем у пленки на поверхности подложки.

Расчеты, проведенные для низких температур, показали еще более слабую зависимость упругих характеристик от толщины пленки. Разрыв свободных пленок в области низких температур не зависел от толщины пленки и происходил при критическом продольном напряжении 8 ГПа и деформации 0.1. Модуль Юнга для свободных пленок составил 85 ГПа.

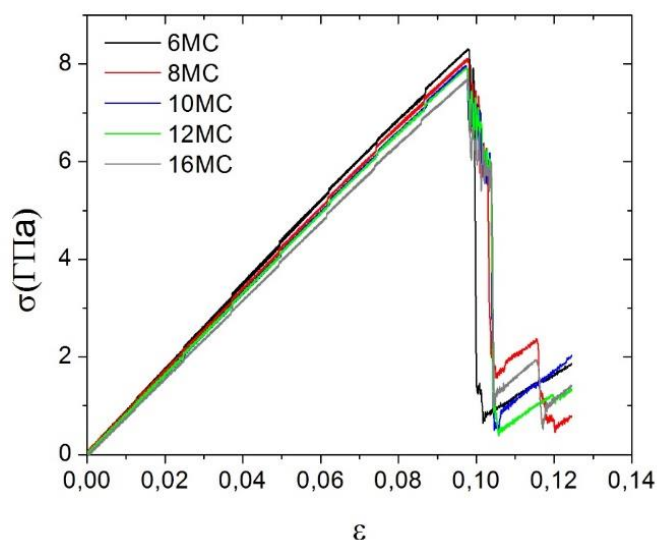


Рис. 4. Зависимость продольного напряжения σ от относительной деформации для свободных пленок меди различной толщины $T = 10$ К.

На рис.1б и 3в хорошо видны осцилляции продольного напряжения в пленках с ростом деформации растяжения. Эти осцилляции характерны как для свободных пленок, так и для пленок на подложках. Такое поведение

напряжения от деформации, типичное для низкоразмерных систем, объясняется последовательными перестройками атомной структуры пленки при ее деформации. Осцилляционный характер в зависимости силы от деформации был обнаружен в металлических наноконтактах. Так, периодическое измерение механического напряжения в наноконтактах меди при их деформации наблюдались в [13]. Осцилляции совпадали с перестройками атомной структуры, происходящими в цепи контакта по мере его растяжения и полностью исчезали при переходе цепи контакта в одноцепочечную атомную линейную конфигурацию, которая сохранялась неизменной вплоть до полного разрыва цепи наноконтакта. В нашей работе осцилляции продольного напряжения совпадают с появлением в структуре пленок зародышей пластической деформации и с локальным нарушением атомной структуры как в объеме пленки, так и на ее поверхности. При достижении критического продольного напряжения в пленке возникают локальные нарушения атомной структуры, в результате чего в зависимости продольного напряжения появляется область отрицательной упругости. Атомная структура пленки перестраивается таким образом, чтобы обеспечить равновесное состояние с минимальной энергией. В равновесном состоянии перестроенной атомной структуры пленки достигается локальный минимум напряжений. После этого в системе вновь начинают нарастать внутренние механические напряжения. Процесс продолжается до тех пор, пока их величина не достигнет критического уровня, достаточного для создания новых локальных неоднородностей в атомной структуре пленки.

Исследование упругих характеристик «толстых» наноразмерных пленок меди толщиной 10 нм, 30 нм, 100 нм и 300 нм проводилось для модели осажденных пленок. Для обеспечения выполнения граничных условий число зафиксированных слоев возрастало с увеличением толщины пленки. Для пленок толщиной 10, 30, 100 и 300 нм зафиксированными оставались нижние слои толщиной 1.2, 2, и 2.5 нм соответственно. Ввиду сложности вычислений для большого количества слоев были проведены расчеты только для $T = 10$ К.

Зависимости продольного напряжения от деформации для осажденных пленок представлены на рис. 5. Расчеты, проведенные для низких температур, выявили слабую зависимость упругих характеристик от толщины пленки. Разрыв свободных пленок при температуре 10 К не зависел от толщины пленки и происходил при критическом продольном напряжении 7.5 ГПа и относительной деформации $\varepsilon = 0.095$, что также хорошо согласуется с данными для 10-нанометровых пленок меди, полученных другими авторами [17]. Модуль Юнга для пленок меди на подложке составил 76 ГПа.

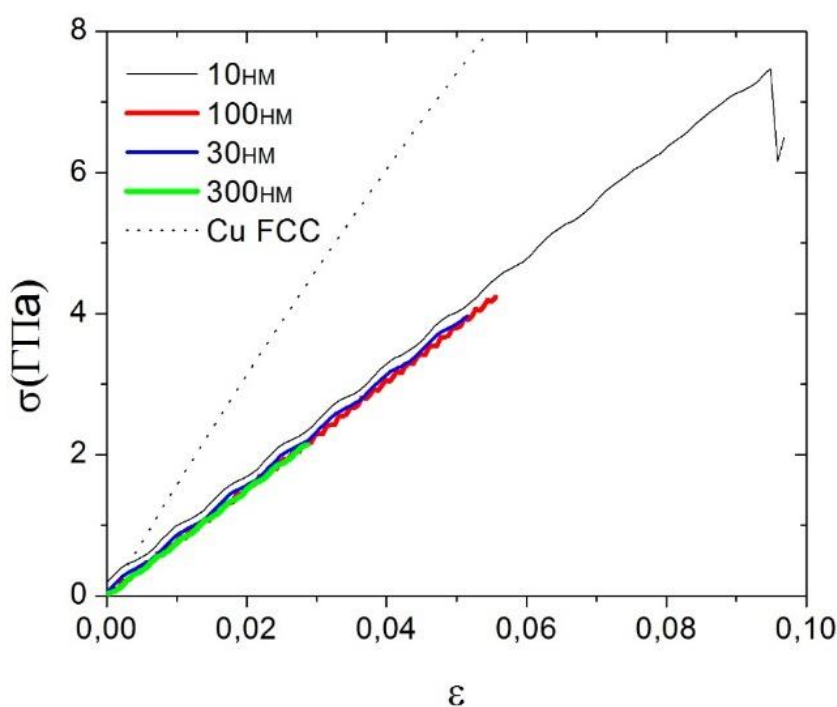


Рис. 5. Зависимость продольного напряжения σ от относительной деформации для сформированных на поверхности подложки «толстых» пленок меди различной толщины при температуре 10 К. Зависимость для кристаллической меди показана штриховой линией.

4. Заключение

В работе довольно большое внимание уделено пленкам, сформированным на подложках. Это объясняется тем, что именно такая модель наиболее соответствует условиям, при которых тонкие пленки изготавливаются и используются. Поэтому важно уметь рассчитывать механические свойства пленок с учетом свойств подложек, на которых они выращены. При

моделировании упругих свойств пленок на подложках мы получили на первый взгляд парадоксальный результат – упругость пленки толщиной всего в 6 МС превышала упругость более толстой пленки. Однако этот результат объясняется завышенным соотношением толщины зафиксированных слоев к полной толщине пленки для пленок малых толщин. Для «толстых» наноразмерных пленок замороженные слои составляют небольшой процент от всей толщины пленки, в то же время процент таких слоев в сверхтонких пленках возрастает по мере уменьшения толщины пленки. Так, для пленки толщиной 6 МС это соотношение составляет 1:6. Таким образом, 6-слойные пленки с одним замороженным нижним слоем оказываются эффективно жестче 16-слойных пленок меди с тем же количеством замороженных слоев. То есть упругие характеристики осажденных металлических пленок в значительной степени будут зависеть от упругих свойств материала подложки. В то же время упругие свойства «толстых» наноразмерных пленок толщиной, превышающей 10 нм, практически не зависят от толщины пленки и имеют характерный для двумерных структур меди модуль Юнга порядка 80 ГПа и предельное продольное напряжение на разрыв 7.5 ГПа. Такие же упругие характеристики имеют сверхтонкие свободные медные пленки, у которых нет взаимодействия нижних слоев с поверхностью подложки. Таким образом, при формировании структур низкой размерности с планируемыми механическими характеристиками на поверхности тонкой пленки необходимо учитывать толщину этой пленки-подложки.

Работа выполнена при поддержке грантов РФФИ 17-07-00745 и 16-29-09581, с использованием оборудования Центра коллективного пользования сверхвысокопроизводительными вычислительными ресурсами МГУ имени М.В. Ломоносова и на кластере **MVS100K** Межведомственного Суперкомпьютерного Центра РАН.

Литература

1. Parkin S.P., Hayashi M., Thomas L. Magnetic domain-wall racetrack memory. *Science*. 2008. Vol. 320. No. 5873, P. 190-194. DOI 10.1126/science.1145799
2. Tsysar K. M., Kolesnikov S. V., Sitnikov I. I., Saletsky A. M., Ab initio investigation of supported Au–Mn nanowires, *Modern Physics Letters B* 2017 Vol. 31, P.1750142. DOI 10.1142/S0217984917501421
3. Liu M., Han Y., Tang L., Jia J.-F. et al. Interplay between quantum size effect and strain effect on growth of nanoscale metal thin films. *Physical Review B*. 2012. Vol. 86. No.12. P. 125427. DOI <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.86.125427>
4. Rubio G., Agrait N., Vieira S. Atomic-Sized Metallic Contacts: Mechanical Properties and Electronic Transport. *Phys. Rev. Lett.* 1996. Vol. 76. P. 2302–2305. DOI <https://doi.org/10.1103/PhysRevLett.76.2302>
5. Untiedt C., G. Rubio, Vieira S., Agrait N. Fabrication and characterization of metallic nanowires. *Phys. Rev. B*. 1997. Vol. 56. P. 2154–2160. DOI <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.56.2154>
6. Subramanian S. K. R. S., Bhethanabotla V. R., Joseph B. Molecular dynamics simulation of temperature and strain rate effects on the elastic properties of bimetallic Pd-Pt nanowires. *Phys. Rev. B*. 2007. Vol. 76. P. 134117. DOI <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.76.134117>
7. Smelova E.M., Sitnikov I.I., Zelensky V.S., Tsysar K.M., Andreev V.G., Vdovin V.A., Saletsky A.M. Mechanical properties of bimetallic one-dimensional structures. *Proc. SPIE* 10224, International Conference on Micro- and Nano-Electronics 2016, 1022406. DOI <http://dx.doi.org/10.1117/12.2267129>
8. Morozov, I. V.; Kazennov, A. M.; Bystryi, R. G.; Norman, G. E.; Pisarev, V. V.; Stegailov, V. V. Molecular dynamics simulations of the relaxation processes in the condensed matter on GPUs. *Computer Physics Communications*. V. 182. P. 1974-1978. DOI 10.1016/j.cpc.2010.12.026
9. Plimpton S. Fast parallel algorithms for short-range molecular dynamics. *J. Comput. Phys.* 1995. Vol. 117. P.1–19. DOI <https://doi.org/10.1006/jcph.1995.1039>

10. Zhou X.W., Murdick D.A., Gillespie B., Wadley H.N.G. Atomic assembly during GaN film growth: Molecular dynamics simulations. *Phys. Rev. B*. 2006. Vol. 73. P. 045337. DOI <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.73.045337>
11. Nord J., Albe K., Erhart P., Nordlund K. Modelling of compound semiconductors: analytical bond-order potential for gallium, nitrogen and gallium nitride. *J. Phys. Condens. Matter*. 2003. Vol. 15. P. 5649. DOI: 10.1088/0953-8984/15/32/324
12. Zhou A., Xiu X.Q., Zhang R., Xie Z.L., Hua X.M., Liu B., Han P., Gu S.L., Shi Y., Zheng, Y.D. Roles of V/III ratio and mixture degree in GaN growth: CFD and MD simulation study. *Chin. Phys. B*. 2013. Vol. 22. P. 017801. DOI <https://doi.org/10.1088/1674-1056/22/1/017801>
13. Stepanyuk V.S., Bruno P., Klavsyuk A.L., Baranov A.N., Hergert W., Saletsky A.M. Structure and electronic states in Cu nanocontacts. *Surface Science*. 2004. Vol. 566-568, P. 944-948. DOI <https://doi.org/10.1016/j.susc.2004.06.032>
14. Физические величины. Справочник под ред. И.С. Григорьева, Е.З. Мейлихова. М. Энергоатомиздат, 1991, 1232 с.
15. Bukreeva K.A., Babicheva R.I., Dmitriev S.V., Mulyukov R.R., Zhou K. Negative stiffness of the FeAl intermetallic nanofilm. *Physics of the Solid State*. 2013. T. 55. №9. С. 1963-1967. DOI <https://doi.org/10.1134/S1063783413090072>
16. N. Amigo et al. Atomistic simulation of single crystal copper nanowires under tensile stress: Influence of silver impurities in the emission of dislocations. *Computational Materials Science*. 2014. Vol. 87. P. 76–82. DOI <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2014.02.014>
17. Puksik, N. et al. A comparison of the uniaxial deformation of copper and nickel (1 1 19) surfaces: a molecular dynamics study. *Sci. Rep.* 2017. Vol. 7. P. 42234. DOI 10.1038/srep42234

Ссылка на статью:

К. М. Цысарь, В. С. Зеленский, В. А. Вдовин, В. Г. Андреев. Размерный эффект в зависимости упругих характеристик тонких медных пленок от толщины. Журнал радиоэлектроники [электронный журнал]. 2017. №12. Режим доступа: <http://jre.cplire.ru/jre/dec17/7/text.pdf>