

**СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ**

1. Машков Ю.К., Овчар З.Н., Байбарицкая М.Ю., Мамаев О.А. Полимерные композиционные материалы в триботехнике. – М.: ООО «Недра-Бизнесцентр», 2004. – 262 с.
2. Gardos M.N., Gabelich S.A. Atmospheric effects of friction, friction noise and wear with silicon and diamond. P. I. Test methodology // Tribology Letters. – 1999. – № 6. – P. 79–86.
3. Гриценко Б.П. Роль акустических колебаний, генерируемых при трении, в разрушении материалов трибосистем // Трение и износ. – 2005. – Т. 26. – № 5. – С. 481–488.
4. Дмитриев А.И., Смолин А.Ю., Попов В.Л., Псахье С.Г. Многоуровневое моделирование процессов трения и износа на основе численных методов дискретной механики и феноменологической теории // Физическая мезомеханика. – 2008. – Т. 11. – № 4. – С. 15–24.
5. Смолин А.Ю., Коноваленко Иг.С. О генерации и распространении упругих волн при трении. Компьютерное моделирование // Физическая мезомеханика. – 2006. – Т. 9. – Спец. вып. – С. 45–48.
6. Псахье С.Г., Смолин А.Ю., Стефанов Ю.П., Макаров П.В., Шилько Е.В., Чертов М.А., Евтушенко Е.П. Моделирование поведения сложных сред на основе комбинированного дискретно-континуального подхода // Физическая мезомеханика. – 2003. – Т. 6. – № 6. – С. 11–21.
7. Persson B.N. J. Sliding Friction. Physical Principles and Applications. 2<sup>nd</sup> ed. – Berlin: Springer, 2000. – 515 p.
8. Smolin A.Yu., Dobrynin S.A. Identification of elastic waves generated in friction zone. Computer simulation // Advanced problems in mechanics (APM' 2008): Proc. of the XXXVI Summer School. St. Petersburg (Repino), July 6–10, 2008; Editors: D.A. Indeitsev, A.M. Krivtsov. – St. Petersburg: Institute for problems in mechanical engineering, 2008. – P. 614–620.
9. Мала С. Вэйвлеты в обработке сигналов. Пер. с англ. – М.: Мир, 2005. – 671 с.
10. Welcome to LastWave's Home Page [Электронный ресурс]. – режим доступа: <http://www.cmap.polytechnique.fr/~lastwave/>. – 03.11.2008.
11. Псахье С.Г., Смолин А.Ю., Коростелев С.Ю., Дмитриев А.И., Шилько Е.В., Алексеев С.В. Об особенностях установления стационарного режима деформирования твердых тел // Журнал технической физики. – 1997. – Т. 67. – № 9. – С. 34–37.

Поступила 18.11.2008 г.

УДК 539.21

**МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ НАНОСТРУКТУР НА ОСНОВЕ БИСЛОЙНЫХ ПЛЕНОК.  
ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРНОГО ФАКТОРА**

С.Г. Псахье, К.П. Зольников, Г.Е. Руденский, А.И. Дмитриев, Ив.С. Коноваленко,  
А.В. Железняков, Т.В. Меньщикова, С.Ю. Коростелев

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск  
E-mail: sp@ms.tsc.ru

*В рамках метода молекулярной динамики исследовано поведение незамкнутых наноструктур, сформированных на основе двухслойных кристаллических пленок Ni и Cu. Межатомное взаимодействие описывалось в рамках метода погруженного атома. Исследована зависимость амплитуды колебаний от размеров исходной пленки и определены геометрические параметры, при которых наноструктура совершает колебания с максимально возможной амплитудой. Полученные результаты представляют интерес для разработки компонентов наноструйств различного функционального назначения.*

**Ключевые слова:**

**1. Введение**

Вопросам разработки, создания и изучения особенностей поведения наноразмерных структур, являющихся компонентами наноструйств, в последние годы уделяется пристальное внимание [1–4]. Среди изучаемых наноразмерных объектов можно выделить структуры, получаемые на основе сверхтонких многослойных пленок, имеющих кристаллическую решетку. Свойства таких наноструктур определяются не только их химическим составом, но и геометрическими размерами. Поэтому при разработке наноструйств различного функционального назначения важно с высокой точностью подобрать геометрические размеры компонентов. В последние годы в Институте физики полупроводников СО РАН (г. Новосибирск) успешно развивается уникальная технология формирования

различных типов наноразмерных структур [5, 6]. Данная технология позволяет получать наноразмерные объекты с прецизионно воспроизводимой геометрией. Суть технологии заключается в том, что на подложку осаждают так называемый «жертвенный слой», а на него бислой из различных материалов. Затем селективным травлением удаляют «жертвенный слой», при этом свободный край «бислойки» вследствие упругих сил, вызванных несоответствием параметров решеток слоев пленки, поднимается вверх и закручивается. Таким образом могут быть получены нанотрубки, спирали, кантеливеры и другие наноразмерные структуры различной формы, обладающие уникальными физико-механическими свойствами [4–6].

Отметим, что экспериментальные исследования в данном направлении сталкиваются с вполне

определенными трудностями (малые времена характерных процессов, малые размеры изучаемых объектов, технические трудности синтеза наноструктур и т. д.), а также с необходимостью использования высокоточного дорогостоящего оборудования. Использование компьютерного моделирования позволяет существенно сократить время и затраты на проведение экспериментальных работ. Результаты, полученные в ходе моделирования, могут составить основу для прогнозирования проведения реальных экспериментально исследуемых объектов [6–11]. При необходимости явного учета дискретности атомной структуры наноразмерных моделируемых объектов наиболее эффективным представляется использование метода молекулярной динамики [7–10], что даст возможность непосредственно исследовать атомные механизмы, ответственные за уникальные физико-механические свойства изучаемых наноструктур. Так в работе [12] проведено молекулярно-динамическое моделирование синтеза трехмерных цилиндрических структур нанометрового масштаба и исследована роль дискретности атомной структуры на физико-механические свойства изучаемых нанотрубок.

В связи с вышесказанным, целью настоящих исследований являлось молекулярно-динамическое изучение влияния геометрических факторов исходных двухслойных кристаллических наноразмерных пленок на кинематические характеристики получаемых на их основе незамкнутых наноструктур.

## 2. Постановка компьютерного эксперимента

В молекулярно-динамическом подходе моделируемая среда представляется как система  $N$  частиц (атомов), взаимодействующих по определенному закону, описываемым потенциалом межатомного взаимодействия. Состояние такой системы определяется  $6N$ -мерным вектором, компонентами которого являются пространственные координаты и проекции скоростей всех частиц системы.

Эволюция во времени выбранной совокупности классических частиц описывается дифференциальными уравнениями, представление которых для  $i$ -ой частицы в парном приближении имеет вид:

$$\frac{dx_i}{dt} = V_i,$$

$$\frac{dV_i}{dt} = \frac{1}{m_i} \sum_{j=1}^N F_{ij}(|x_i - x_j|),$$

где  $m_i$ ,  $x_i$ ,  $V_i$  – масса, пространственная координата и скорость  $i$ -ой частицы;  $F_{ij}$  – сила взаимодействия  $i$ -ой частицы с  $j$ -ой.

В качестве основы для формирования незамкнутых наноразмерных структур была выбрана пленка, состоящая из кристаллических слоев меди и никеля. Выбор металлов обоснован тем, что медь и никель образуют непрерывный ряд твердых растворов во всем концентрационном интервале. Равновесные параметры решеток данных металлов

близки. Так, при 0 К и давлении  $P=0$  параметр решетки меди равен 0,362 нм, а для никеля – 0,352 нм. Согласно экспериментальным данным [11] малое различие параметров решетки Cu и Ni позволяет наносить на подложку достаточно большое число атомных плоскостей этих металлов без нарушения сплошности. Это дает возможность получать различные по конфигурации и свойствам наноразмерные структуры.

Моделируемая пленка имела форму параллелепипеда, ребра которого изначально были ориентированы вдоль кристаллографических направлений [100], [010] и [001], как показано на рис. 1. Вдоль двух направлений ([010] и [001]) моделировались свободные поверхности, а вдоль [100] использовались периодические граничные условия. Вдоль направления [001] моделируемая структура разбивалась на два равных по толщине слоя. Один слой состоял из атомов никеля, а другой – из атомов меди. Для ускорения формирования незамкнутой наноструктуры процесс травления не моделировался. При этом полагалось, что в начальный момент исходная двухслойная кристаллическая пленка полностью отделена от подложки.

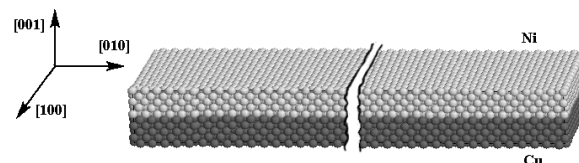


Рис. 1. Начальная структура и кристаллографическая ориентация исходной двухслойной пленки

Для задания взаимодействия использовался межатомный потенциал, рассчитанный в рамках метода погруженного атома [13, 14]. В рамках данного подхода полная энергия кристалла представляется выражением:

$$E = \frac{1}{2} \sum_{i,j} V(R_{ij}) + \sum_i F(\tilde{\rho}_i),$$

где  $V(R_{ij})$  – парные потенциалы межатомного взаимодействия, а  $F(\tilde{\rho}_i)$  – функция погружения, определяющая величину приращения энергии кристалла при помещении в него  $i$ -го атома, а  $\tilde{\rho}_i$  – суперпозиция атомных плотностей на ядре  $i$ -го атома, выраженная через парциальные атомные плотности  $\rho^a(r)$ :

$$\tilde{\rho}_i = \sum_j \rho^a(|R_i - R_j|).$$

Данный потенциал позволяет с хорошей точностью описывать упругие характеристики материала, поверхностную энергию, равновесные объемы металлов и сплавов на их основе, что является важным при моделировании процесса формирования незамкнутой наноструктуры из кристаллической бислойной пленки. Используемый потенциал был протестирован расчетами ряда термодинамических характеристик для выбранных металлов (таблица). Из таблицы видно, что результаты расчета находятся в хорошем согласии с экспериментальными дан-

ными, что позволяет судить о корректности и достоверности проведенного моделирования.

После формирования исходной двухслойной пленки моделировался процесс релаксации при 300 К. Исследовалось два случая. В первом случае параметр решетки подложки задавался по формуле  $a=(a_{Cu}+a_{Ni})/2$ , где  $a_{Cu}$  и  $a_{Ni}$  – равновесные периоды решеток элементов при 0 К. Во втором случае параметр кристаллической решетки подложки  $a$  совпал с параметром решетки Cu.

**Таблица.** Результаты расчета констант упругости ( $C_{11}$ ,  $C_{12}$ ,  $C_{44}$ , ГПа), энергии сублимации ( $E_c$ , эВ), энергии образования вакансии ( $E_{vak}$ , эВ)

	$C_{11}$	$C_{12}$	$C_{44}$	$E_c$	$E_{vak}$
Cu, расчет	167	126	75	-3,49	1,3
Cu, эксп., [13]	170	123	76	-3,54	1,3
Ni, расчет	239	178	108	-4,45	1,6
Ni, эксп., [13]	247	147	125	-4,45	1,6

### 3. Результаты моделирования

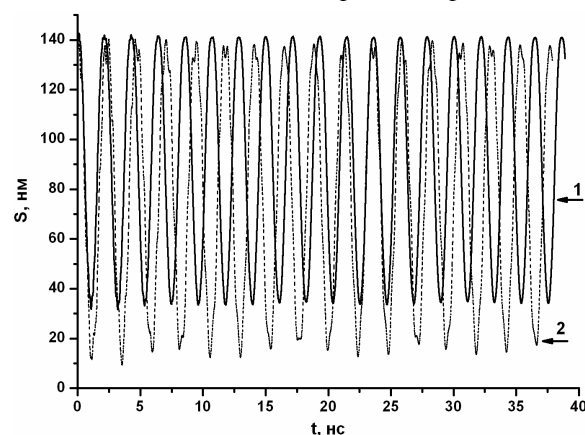
#### Формирование незамкнутых наноструктур

Как показано в [5, 10], вследствие несоответствия параметров решеток слоев исходной двухслойной структуры возникают моменты сил, под действием которых гетерогенная пленка начинает сворачиваться, и при достижении положения равновесия, в силу инертности, проходит его. При этом скорости сворачивания свободных краев пленки максимальны, а направление результирующего момента сил меняет знак. Если геометрические размеры пленки таковы, что в максимально свернутом состоянии ее края не соприкасаются, то формируется незамкнутая наноструктура. Из этого состояния она начинает разгибаться. В отсутствие внешнего сопротивления данный процесс повторяется, и края структуры совершают свободные гармонические колебания. В то же время, процессы внутреннего трения, которые учитываются при моделировании, ведут к затуханию осцилляций пленки.

В настоящей работе геометрические размеры моделируемой пленки вдоль направлений [010] и [001] подбирались таким образом, чтобы в максимально сжатом состоянии изменение расстояния между краями пленки соответствовало ~70 % от начальной длины (приведенная амплитуда). Такие колебания достигаются, например, в бислойной пленке, имеющей следующие размеры: толщина слоев Cu и Ni по 10 атомных плоскостей, длина 400 параметров решетки. При этом, в исходной пленке оба металлических слоя имеют параметры решеток, отличные от соответствующих равновесных значений. Ограничение амплитуды колебаний связано с вероятностью возникновения необратимых структурных изменений в ходе осцилляций и замыкания краев структуры.

Следует отметить, что использование периодических граничных условий означает моделирование бесконечно длинной пластины в направлении

[100]. Изменение расстояния между краями незамкнутой наноструктуры от времени для двух вышеописанных случаев построения исходной двухслойной пленки приведено на рис. 2. Видно, что если в первом случае установление стационарного режима происходит за несколько осцилляций, то во втором – требуется существенно большее время. Об этом говорит также отклонение колебаний от гармонического вида. Следует отметить, что на исследуемом временном интервале (40 нс) затухание осцилляций, связанное с внутренним трением, мало и визуально не заметно для обеих кривых на рис. 2.



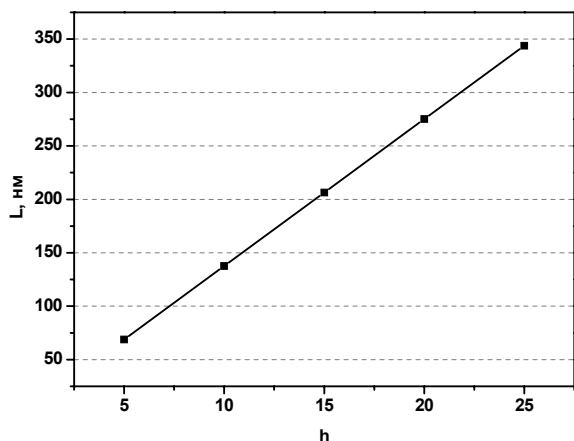
**Рис. 2.** Изменение расстояния между краями наноструктуры от времени для различных пленок. В исходном состоянии отличие от равновесного значения параметра решетки задавалось: 1) для обоих слоёв, 2) только для слоя Ni

Из рис. 2 видно, что амплитуда колебаний больше для случая 2, когда равновесный параметр решетки меди и подложки совпадают. Эффективность трансформации запасенной упругой энергии в энергию механических колебаний в этом случае будет выше. Более высокая амплитуда колебаний связана с более высокой максимальной скоростью движения свободных краев пленки. Следует отметить, что в эксперименте период решетки подложки находится в диапазоне между периодами составных элементов бислойной пленки [6]. Поэтому такой способ формирования исходной пленки был выбран для дальнейших исследований.

#### Влияние геометрических размеров исходных наноструктур на их свойства

Свойства наноструктур определяются не только начальными и граничными условиями, но также и их геометрическими параметрами. Для исследования влияния геометрического фактора на поведение наноструктур моделировались различные по толщине исходные бислойные пленки, в которых каждый из слоев (медный и никелевый) состоял из 5, 10, 15, 20 и 25 атомных плоскостей. Для каждого из моделируемых образцов подбиралась такая длина пленки, чтобы приведенная амплитуда колебаний незамкнутой наноразмерной структуры составляла ~70 %. Соответствующие соотношения длин бислойных пленок  $L$  и их толщин  $h$  приведены на рис. 3. Видно,

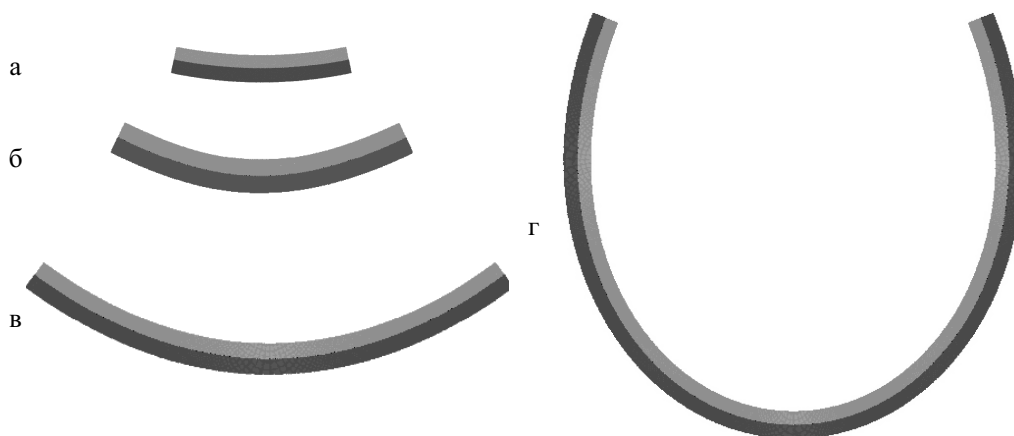
что в исследуемом диапазоне эта зависимость хорошо описывается линейным законом.



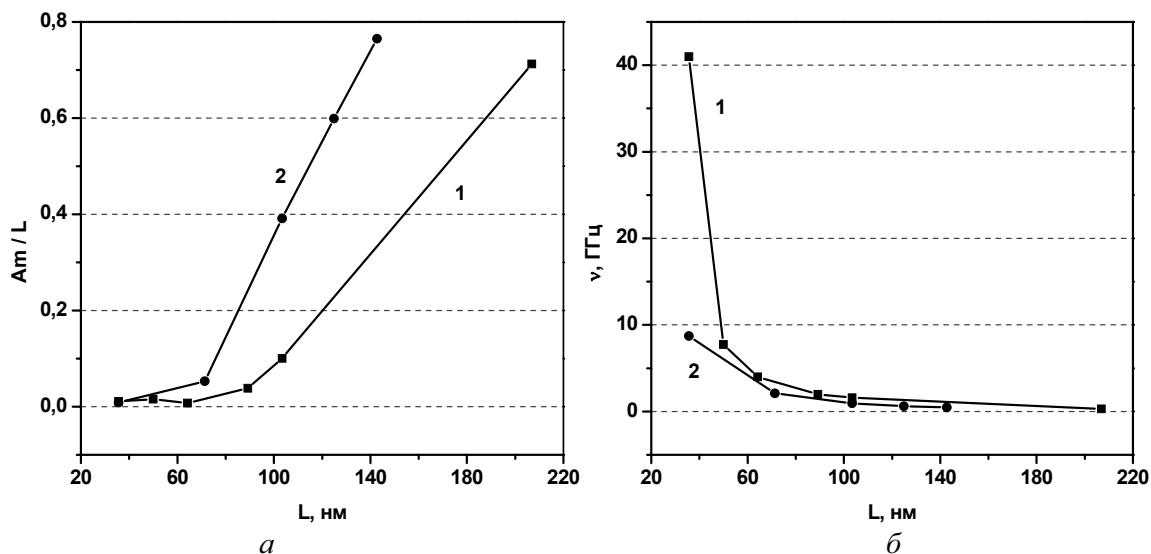
**Рис. 3.** Зависимость длины от толщины исходной пленки, при которых формируемые незамкнутые наноструктуры совершают колебания с приведенной амплитудой ~70%. Здесь и далее толщина  $h$  определена числом атомных плоскостей

Расчеты показали, что амплитуда колебаний  $Am$  краев незамкнутой наноструктуры при фиксированной толщине пленки зависит от исходной длины. Моделируемые незамкнутые наноструктуры, толщина которых составляла по 15 атомных плоскостей меди и никеля, приведены на рис. 4. Увеличение длины моделируемой наноструктуры при фиксированной толщине приводит к росту амплитуды колебаний. На рис. 5, а, (кривая 1) показана зависимость изменения амплитуды колебания от длины исходной пленки, содержащей по толщине по 15 атомных плоскостей Cu и Ni. Амплитуда приведена в относительных единицах к исходной длине пленки. Согласно полученной зависимости приведенная амплитуда колебаний при фиксированной толщине нелинейно нарастает с увеличением начальной длины. Аналогичная зависимость наблюдается и для незамкнутой наноструктуры, содержащей по 10 атомных плоскостей меди и никеля (рис. 5, а, кривая 2).

На рис. 5, б, показаны зависимости изменения частоты колебаний моделируемых наноструктур от



**Рис. 4.** Незамкнутые наноструктуры с различной исходной длиной  $L$  (в нм): а) 35,7; б) 49,9; в) 89,2; г) 206,9 в моменты времени, когда их края максимально сведены. Светлым цветом выделен слой Ni, а темным – слой Cu



**Рис. 5.** Влияние длины  $L$  незамкнутой наноструктуры на: а) амплитуду колебаний  $Am$ , приведенную к исходной длине пленки  $L$ ; б) на частоту колебаний  $v$ . Результаты приведены для разных толщин: 1) по 15, 2) по 10 слоев

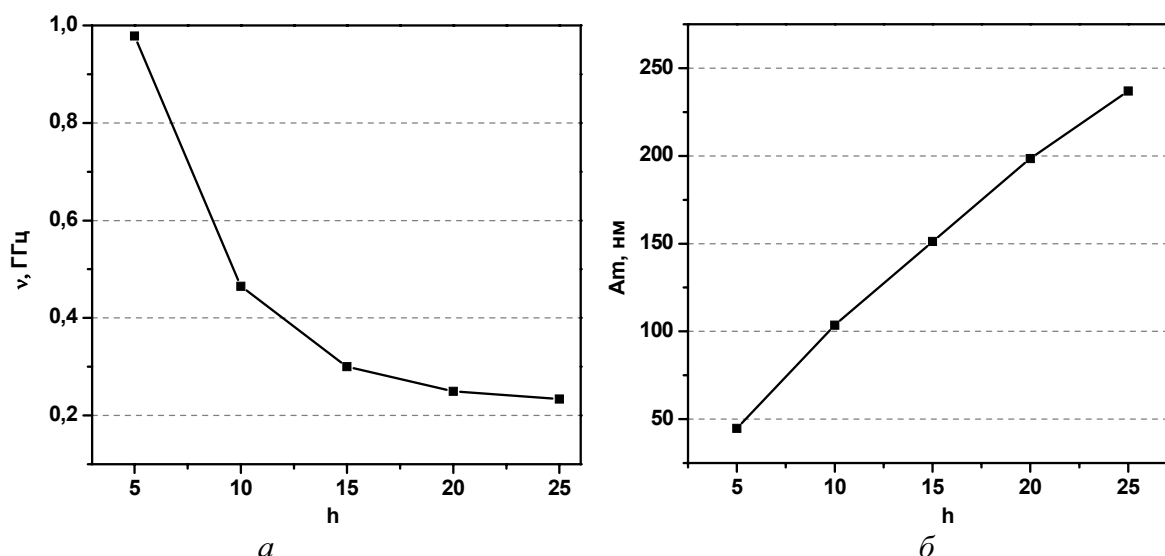


Рис. 6. Изменение: а) частоты и б) амплитуды колебаний бислоистой пленки от ее толщины

их исходной длины. Кривая 1 соответствует пленке с толщиной 15 слоев меди и 15 слоев никеля, а кривая 2 – с толщиной по 10 слоев обоих металлов. Видно, что частота колебаний достаточно быстро уменьшается с ростом длины исходной пленки. Анализ показывает, что для длин свыше 40 нм кривые на рис. 5 хорошо описываются зависимостью  $\nu \sim 1/L^2$ , что согласуется с данными работы [10]. При меньших значениях длины пленки эта зависимость нарушается вследствие усиления влияния дискретности структуры.

На рис. 6 приведены диаграммы зависимости амплитуды и частоты колебаний бислоистой пленки от ее толщины. Каждая точка на графиках соответствует пленке, совершающей колебания с приведенной амплитудой 70 %. Видно, что если частота колебаний нелинейно уменьшается с ростом толщины пленки  $h$  (рис. 6, а), то рост амплитуды колебаний с увеличением  $h$  (рис. 6, б) в исследуемом диапазоне толщин хорошо описывается линейным законом.

#### 4. Выводы

На основе молекулярно-динамического подхода проведены расчеты собственных частот колебаний для незамкнутых наноструктур, сформированных на основе бислоистых кристаллических пленок. При самосворачивании в отсутствие внешних диссипативных сил такие наноструктуры могут со-

вершать слабозатухающие осцилляции со значительным изменением начальных размеров. Расчеты показали, что кинематические характеристики незамкнутых наноструктур зависят от величины параметра кристаллической решетки подложки, на которой была выращена исходная двухслойная пленка.

Показано, что кинематические характеристики моделируемых наноструктур можно варьировать, меняя геометрические параметры исходной пленки. В частности, установлено, что увеличение длины исходной пленки при ее фиксированной толщине ведет к нелинейному (обратно квадратичному от длины исходной пленки) уменьшению частоты колебаний. При малых значениях длины и толщины исходной пленки эта зависимость нарушается вследствие усиления влияния дискретности структуры.

Результаты исследований могут быть использованы при разработке кинематических компонентов наноструктур различного функционального назначения на основе незамкнутых слоистых наноразмерных структур.

*Работа выполнена в рамках приоритетного направления «Нанотехнологии» научной деятельности ИФПМ СО РАН при финансовой поддержке ФЦП (гос. контракт № 02.513.11.3215), гранта Президента РФ «МД-1771.2008.8» и «Фонда содействия отечественной науке». Расчеты проведены с использованием суперкомпьютера Skif-siberia Томского государственного университета.*

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Balzani V., Credi A., Silvi S., Venturi M. Artificial nanomachines based on interlocked molecular species: recent advances // *Chemical Society Reviews*. – 2006. – V. 35. – № 11. – P. 1135–1149.
- Пул Ч., Оуэнс Ф. Нанотехнологии. – М.: Техносфера, 2005. – 336 с.
- Vogel E. Technology and metrology of new electronic materials and devices // *Nature nanotechnology*. – 2007. – V. 2. – № 1. – P. 25–32.

- Суздаев И.П. Нанотехнология. Физико-химия нанокластеров, наноструктур и наноматериалов. – М.: КомКнига, 2006. – 592 с.
- Принц В.Я., Селезнев В.А., Чеховский А.В. Самоформирующиеся полупроводниковые микро- и нанотрубки // *Микросистемная техника*. – 2003. – № 6. – С. 10–16.
- Пат. 2238239 РФ. МПК<sup>7</sup> В82В 3/00. Способ создания нанотрубок / Ю.В. Настаушев, В.Я. Принц. Заявлено 20.10.2004, Бюл. № 29.

7. Shuichi N. A molecular dynamics method for simulations in canonical ensemble // *Molecular Phys.* – 1984. – V. 52. – № 2. – P. 255–268.
8. Дмитриев А.И., Псахье С.Г. О роли избыточного объема в нагруженном кристалле на стадии зарождения пластической деформации в приповерхностных областях // *Письма в ЖТФ.* – 2006. – Т. 32. – № 15. – С. 40–44.
9. Гулд Х., Тобочник Я. Компьютерное моделирование в физике. – М.: Мир, 1990. – Ч. 1. – 350 с.
10. Psakhie S.G., Zolnikov K.P., Kryzhevich D.S. Elementary atomistic mechanism of crystal plasticity // *Phys. Letters.* – 2007. – V. A367. – P. 250–253.
11. Коноваленко Ив.С., Зольников К.П., Псахье С.Г. Моделирование формирования наноразмерных структур и изучение возможностей их использования в качестве «молекулярных моторов» // *Известия вузов. Сер. Физика.* – 2006. – Т. 49. – № 3. – С. 38–39.
12. Nastaushev Yu.V., Prinz V.Ya., Svitashva S.N. A technique for fabricating Au/Ti micro- and nanotubes // *Nanotechnology.* – 2005. – V. 16. – P. 908–912.
13. Bolesta A.V., Golovnev I.F., Fomin V.M. Molecular dynamics simulations of InGaAs/GaAs nanotubes synthesis // *Физическая мезомеханика.* – 2004. – Т. 7. – Спец. выпуск. – Ч. 2. – С. 8–10.
14. Baskes M.I. Modified embedded-atom potentials for cubic materials and impurities // *Phys. Rev. B.* – 1992. – V. 46. – № 5. – P. 2727–2742.
15. Cai J., Ye Y.Y. Simple analytical embedded-atom-potential model including a long-range force for fcc metals and their alloys // *Phys. Rev. B.* – 1996. – V. 54. – № 12. – P. 8398–8410.

Поступила 20.02.2008 г.

УДК 544.77.022.524

## ФОРМИРОВАНИЕ НАНОВОЛОКОН ПРИ ИМПУЛЬСНОМ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ НА СМЕСИ НАНОПОРОШКОВ АЛЮМИНИЯ И НИКЕЛЯ

В.В. Ан, Н.А. Яворовский, Ш. де Изарра\*

ОСП «Научно-исследовательский институт высоких напряжений» ТПУ  
\*Лаборатория спектроскопического анализа и энергетики плазм, г. Бурж, Франция  
E-mail: an\_vladimir@tpu.ru

*Представлены результаты исследования образования нановолокон интерметаллидов в системе Al-Ni в условиях высокотемпературного синтеза. Исследованы процессы зажигания с помощью CO<sub>2</sub>-лазера (λ=10,6 мкм) эквимолярных смесей нанопорошков алюминия и никеля, полученных электрическим взрывом проводников. Обнаружено, что основными продуктами синтеза являются нановолокнистые кристаллы интерметаллидов Al<sub>3</sub>Ni<sub>2</sub> и Al<sub>3</sub>Ni.*

### Ключевые слова:

*Высокотемпературный синтез, нановолокна интерметаллидов, нановолокнистые кристаллы, нанопорошки, высокие энергии, импульсное воздействие.*

### Введение

Интерметаллические соединения в системе Ni-Al перспективны в качестве исходного сырья для конструкционных материалов аэрокосмического назначения, автомобильной промышленности, топливных ячеек [1–3]. Такие материалы получают различными способами, наиболее распространенным из которых является самораспространяющийся высокотемпературный синтез [1]. В литературе также известны методы получения интерметаллических матричных композитов Al-Ni интерметаллидов и оксида алюминия [4]. Наноразмерные порошки алюминия, полученные электрическим взрывом проводников [5], могут быть использованы для получения интерметаллических соединений методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза. Высокая реакционная способность электровзрывных нанопорошков обеспечивает повышенные скорости гетерофазных реакций. Ранее были получены результаты по получению кристаллов вытянутой формы оксидов, оксинитридов и нитридов при горении наноразмерного порошка алюминия на воздухе, а

также оксигидроксидных нановолокон при взаимодействии нанопорошка алюминия с жидкой водой [6, 7]. До сих пор остается открытым вопрос о создании полноценного физико-химического механизма роста вытянутых и волокнистых кристаллов диаметром от нескольких до сотен нм. В данной работе предпринята еще одна попытка исследования образования нановолокнистых кристаллов интерметаллических соединений в системе Ni-Al.

### Экспериментальная часть

В работе были исследованы энергетические смеси наноразмерных порошков алюминия и никеля, полученных электрическим взрывом проволочек в НИИ высоких напряжений [5]. Частицы использованных нанопорошков имели сферическую форму, среднеповерхностный размер 80...120 нм с содержанием активного металла 89...92 мас. %. Смешение исходных нанопорошков в эквимолярных соотношениях приводили сухим способом. Далее образцы компактировались с помощью автоматического гидравлического пресса при давлениях прессования