

Рис. 5. Доля объема $V_1/V_{\text{отп}}$, вытесненного на I этапе формирования отпечатка в кристаллах LiF в зависимости от средней

скорости относительной деформации $\langle \dot{\epsilon} \rangle$. V_1 – объем пластического отпечатка, сформированного на I этапе. $V_{\text{отп}}$ – объем полного отпечатка

вании отпечатка глубиной ~ 1000 нм величина объема материала, вытесненного на I этапе, V_1 , составляет от 5 до 25 % в зависимости от типа исследуемого материала

и величины ϵ , а на II этапе – V_{II} – соответственно 75–95 %. Для LiF V_1 изменяется от 16 до 27 %, а V_{II} соответственно от 73 до 84 % (рис. 5).

Таким образом, в данной работе исследована кинетика формирования отпечатка в достаточно широком

интервале $\dot{\epsilon}$ (от 10^{-3} до 10^4 с^{-1}). Выявлены отдельные этапы в процессе формирования отпечатка при нанопроцессировании. Определены числовые значения величины динамической твердости H_d , активационного объема γ , коэффициента скоростной чувствительности твердости α и доли объема материала, сформированного на каждом этапе формирования отпечатка при различных значениях $\langle \dot{\epsilon} \rangle$ (от 10^{-2} до 10^2). Показано, что зависимости $\gamma = f(h_c)$ и $\alpha = f(h_c)$ коррелируют между

собой. На основании полученных данных процесс формирования пластического отпечатка можно рассматривать как поэтапную смену доминирующих микромеханизмов пластичности.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Spearing S.M.* // *Acta Mater.* 2000. V. 48. P. 179-196.
2. *Spearing S.M.* // *Acta Mater.* 2000. V. 48. P. 179-196.
3. *Poole C., Owens F.* *Introduction of Nanotechnology.* John Wiley & Sons, Inc. Indianapolis. 2003. 400 p.
4. *Binnig G., Rohrer H.* // *Reviews of Modern Physics.* 1999. V. 71. № 2. P. 324-330.
5. *Marsh G.* // *Materials Today.* 2003. February. P. 38-43.
6. *Bhushan B., Koinkar V.N.* // *Appl. Phys. Lett.* 1994. T. 64. №13. С. 1653-1655.
7. *Vec S., Tonck A., Georges J.-M., Georges E., Loubet J.L.* // *Phil. Mag. A.* 1996. T. 74. №5. С. 1061-1072.
8. *Головин Ю.И.* Введение в нанотехнологию. М.: Машиностроение, 2003. 112 с.
9. *Головин Ю.И., Нвожги В.Н., Кореньков В.В., Тюрин А.И.* // *ЖТФ.* 2000. T. 70. Вып. 5. С. 82-91.
10. *Golovin Yu.I., Tyurin A.I. and Farber B.Ya.* // *J. of Materials Science.* 2002. V. 37. P. 895-904.
11. *Oliver W.C., Pharr G.M.* // *J. Mater. Research.* 1992. V. 7. № 6. P. 1564-1583.
12. *Oliver W.C., Pharr G.M.* // *J. Mater. Research.* 2004. V. 19. № 1. P. 3-20.
13. *Алехин В.П., Бульчев С.И.* // *ДАН СССР.* 1978. T. 238. №6. С. 1328-1331.
14. *Боярская Ю.С., Грабко Д.З., Кац М.С.* Физика процессов микроидентификации. Кишинев: Штиинца, 1986. 295 с.
15. *Бульчев С.И., Алехин В.П.* Испытание материалов непрерывным вдавливанием индентора. М.: Машиностроение, 1990. 225 с.
16. *Головин Ю.И., Тюрин А.И.* // *Письма в ЖЭТФ.* 1994. T. 60. №3. С. 722-726.
17. *Головин Ю.И., Тюрин А.И.* // *Материаловедение.* 2001. №1. С. 14-21; № 2. С. 10-27.
18. *Golovin Yu.I., Tyurin A.I., Farber B.Ya.* // *Phil. Mag. A.* 2002. V. 82. № 10. P. 1857-1864.

БЛАГОДАРНОСТИ: Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 04-02-17198 и 06-08-01433).

Поступила в редакцию 20 октября 2006 г.

ДИНАМИКА И МЕХАНИЗМЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ МИКРО- И НАНОКОНТАКТНОМ ВЗАИМОДЕЙСТВИИ ТВЕРДЫХ ТЕЛ

© А.И. Тюрин

Tyurin A.I. Dynamics and mechanisms of plastic deformation at micro- and nanocontact interaction of solids.

Взаимодействие твердых тел (механическое, механохимическое, гальваническое и др.) при их контакте происходит первоначально в небольшом числе точек, воспринимающих всю нагрузку (рис. 1а). Это приводит к тому, что в областях с субмикронными характерными размерами развиваются гигантские напряжения, близкие к теоретическому пределу прочности, а относительные деформации материала составляют десятки процентов даже для хрупких материалов (например, таких как карбиды или бориды тугоплавких металлов).

Из-за сильной локализации области деформирования ($R < 1$ мкм), скорость относительной деформации $\dot{\epsilon} = d\epsilon/dt = dR/R \cdot dt = v/R$ (даже при невысоких скоростях абсолютного перемещения $v < 1$ м/с) может достигать значений 10^6 с^{-1} , характерных для деформации детонирующим взрывчатым веществом (рис. 2). Подобные условия не являются уникальными, а реализуются во многих случаях контактного взаимодействия: при сухом трении одного тела по поверхности другого; при механическом и механо-химическом

шлифовании и полировании, а также абразивном износе (например, при движении ленты мимо магнитных головок в магнитофоне); при накоплении повреждений в результате соударения пылинок с поверхностью движущихся транспортных средств (в том числе и космических); при тонком помоле в различных мельницах и в активаторах механохимических реакций; в контактных модах зондовой атомно-силовой микроскопии и модификации поверхности; в вершине быстро растущей квазихрункой трещины; при высокоскоростной механической записи информации на носитель атомарно острыми иглами и во многих других ситуациях (рис. 1). Служебные свойства материала или изделия (долговечность, химическую и каталитическую активность поверхности, ее эмиссионную способность и др.) определяют при этом атомарные процессы, происходящие в тонких приповерхностных слоях. До последнего времени эти процессы изучались, главным образом, фено-

менологически на макроуровне путем усреднения характеристик на всю кажущуюся поверхность контакта. Поэтому все подобные проблемы находились в ведении инженеров-механиков, технологов, электриков.

С начала 90-х годов прошлого века к изучению контактных взаимодействий стали привлекать современные физические методы, обладающие нанометровым разрешением (сканирующая туннельная и атомно-силовая микроскопия, наноиндентирование и др.) [1, 2]. Впервые со времен Амонтона, создателя первого учения о трении, появилась возможность перейти от усредненных по поверхности характеристик трения, износа, электрического сопротивления и т. п. к исследованию явлений на уровне отдельных элементарных событий в одном микро- (или нано-) контакте и заполнить брешь между макроскопическим и атомарным описанием этих сложных явлений.

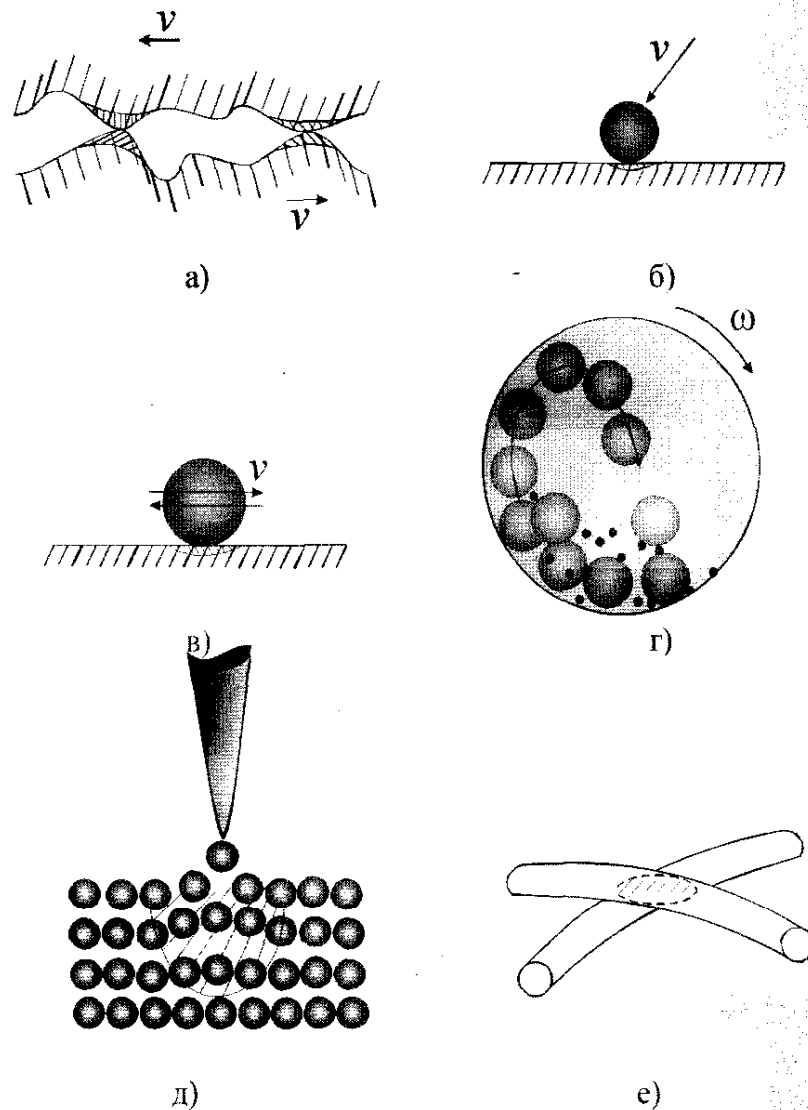


Рис. 1. Примеры ситуаций, в которых реализуется наноконтактное взаимодействие: а) сухое трение, износ; б) эрозивный износ; в) локальная приповерхностная усталость, фреттинг; г) тонкий помол, механохимический синтез в шаровой мельнице; д) модификация поверхности атомно острыми иглами; е) контакт двух фуллереновых нанотрубок. v – линейная скорость, ω – угловая скорость. Тонкая штриховка обозначает области высокой локальной деформации

Потребности нанотехнологии, наноматериаловедения, миниатюризации элементной базы микроэлектроники и оптоэлектроники, создание интегрированных микроэлектромеханических систем, интеллектуальных микророботов и т. п. резко активизировали работы в этом направлении в последние годы. В частности, технологии исследования и модификации приповерхностных слоев, использующие атомно острые иглы, локализируют воздействие в объемах с нанометровыми размерами и должны учитывать большую разницу в механических и других свойствах материала при переходе от макро- к наномасштабам объекта.

Мы не будем обсуждать здесь хорошо развитые «исразающие» методы сканирующей зондовой микроскопии (хотя, в какой мере они являются не повреждающими поверхность, всегда остается под вопросом), а сосредоточимся на методах, основанных на прецизионном контролируемом локальном силовом воздействии на исследуемую поверхность (рис. 2). Они позволяют приблизиться к условиям, возникающим в реальных микро- и наноконтактах, и смоделировать в хорошо контролируемых условиях элементарные процессы в областях, сильно сдеформированных высокой локальной нагрузкой.

По направлению движения инструмента (чаще всего – это хорошо аттестованная трехгранная алмазная пирамидка Берковича) по отношению к плоскости образца их подразделяют на наноиндентирование (индентор движется по нормали к поверхности) и наносклерометрию (индентор движется по касательной к поверхности). Сущность этих методов состоит в программируемом приложении малых или ультрамалых усилий к индентору и непрерывной регистрации зависимости силы сопротивления P от смещения (глубины погружения h или тангенциального перемещения X). Типичные записи диаграмм для обоих случаев показаны на рис. 3.

Коммерческие нанотестеры таких известных фирм как MTS, Hysitron, Micro Photonics и другие имеют паспортное разрешение в канале измерения силы около 1 нН, а по перемещению – лучше, чем 1 нм. Многие принципиальные и конструктивные решения в нанотестерах близки к используемым в зондовой сканирующей микроскопии, и ряд фирм объединяют оба типа испытания в одном комбинированном приборе. Это позволяет не только визуализировать микротопографию поверхности, но и исследовать более десятка механических характеристик материала в приповерхностных слоях, покрытиях, пленках толщиной от единиц нм до нескольких мкм, т. е. перейти от двумерных к трехмерным исследованиям материала. В частности, обработка $P-h$ диаграмм, полученных при наноиндентировании, дает возможность:

1. Определять сопротивление упруго-пластическому локальному деформированию в наноконтакте и осуществлять верификацию имеющихся теорий микро- и нано- контактного взаимодействия.

2. Определять число твердости $H = P/S$ при упруго-пластическом контакте (здесь P – усилие внедрения, S – площадь отпечатка, связанная с его глубиной h через геометрию вершины индентора).

3. Измерять поглощенную в контактном взаимодействии энергию.

4. Устанавливать упругоэластические характеристики материалов, не поддающихся пластическому деформированию в макроопытах вследствие опережающего квазихрупкого разрушения (керамики, минеральные и металлические стекла, карбиды, нитриды, бориды металлов и т. д.).

5. Определять характеристики подвижности изолированных дислокаций и их скопления в кристаллических материалах.

6. Определять коэффициент вязкости разрушения K_{Ic} по размерам трещин вокруг отпечатка и величине силы вдавливания.

7. Моделировать процессы износа и усталости в приповерхностных слоях путем многократного нагружения одной и той же области или нанесения нанопараметров.

8. Оценивать пористость материала.

9. Исследовать структуру многофазных материалов.

10. Изучать фазовые переходы, индуцированные высоким гидростатическим давлением под индентором.

11. Определять модули упругости, скорость звука и анизотропию механических свойств.

12. Определять толщину, степень адгезии и механические свойства тонких слоев и покрытий.

13. Исследовать время-зависимые характеристики материала и коэффициенты скоростной чувствительности механических свойств как на стадии погружения, так и на стадии вязкоупругого восстановления отпечатка после разгрузки.

14. Оценивать величину и распределение внутренних напряжений.

Благодаря удобству, гибкости, отсутствию жестких требований к образцу и окружающей среде методы наноиндентирования приобрели большую популярность в последние несколько лет [3–10]. Приведем несколько характерных примеров конкретного использования нанотестеров для исследования свойств твердых тел в тонких приповерхностных слоях. Во многих работах исследовали и анализировали причины масштабного эффекта (indentation size effect) – роста твердости при низких и сверхнизких усилиях внедрения (микро- Ньютоны), влекущих образование отпечатков нанометровой глубины. При нагрузках ниже некоторых критических (которые зависят от природы материала, температуры, формы индентора и т. д.) практически все материалы начинают демонстрировать чисто упругое поведение в контакте. Типичные значения критической глубины составляют обычно несколько единиц или десятков нм. По начальному наклону кривой «усилие – глубина» на стадии разгрузки можно определить пористость и модуль Юнга в области с размерами меньше мкм. Большое число работ посвящено исследованиям методами наноиндентометрии свойств тонких пленок, покрытий, эпитаксиальных слоев на поверхности твердых тел. Кроме собственно нанотвердости обычно определяют степень адгезии, модуль Юнга, плотность, однородность и т. п. Рекордными к настоящему времени, по-видимому, являются измерения, проведенные на пленках толщиной в единицы нм.

Методами измерения электросопротивления и микро-Рамановской спектроскопии обнаружили и *in situ* исследовали фазовые переходы в GaAs, Ge, Si, SiC, кварце, алмазе, и др., индуцированные высоким давлени-

нием в зоне деформации под индентором. Так, например, в кремнии наблюдается до 5 фаз высокого давления и аморфизация исходной монокристаллической структуры.

Влияние скорости деформирования на механические свойства различных материалов при индентировании исследовалось в весьма широком диапазоне относительных скоростей деформаций (10^{-4} – 10^2 с $^{-1}$). Определены коэффициенты скоростной чувствительности твердости, предела текучести, степени упрочнения и т. д. Однако эти исследования пока ограничены сверху

скоростями, недостаточными для моделирования микро- и наноконтактного взаимодействия во многих важных случаях. Да и физические процессы, происходящие в реальных наноконтактах и даже в хорошо контролируемых условиях наноиндентирования в зоне локальной деформации, во многом остаются малоизученными. В частности, не ясно, до какого масштаба объекта сохраняются механические свойства материала (т. е. до каких пор можно опираться на данные, полученные в макропытах), какова структура материала под индентором и куда девается материал из-под него в

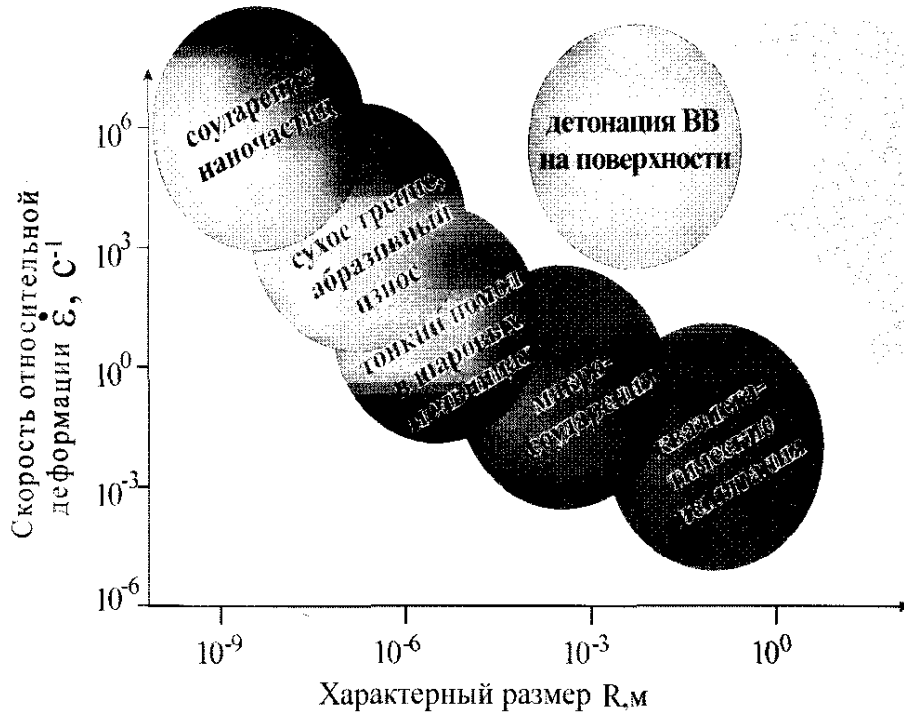


Рис. 2. Связь относительной скорости деформации $\dot{\epsilon}$ с характерными размерами объектов для некоторых процессов

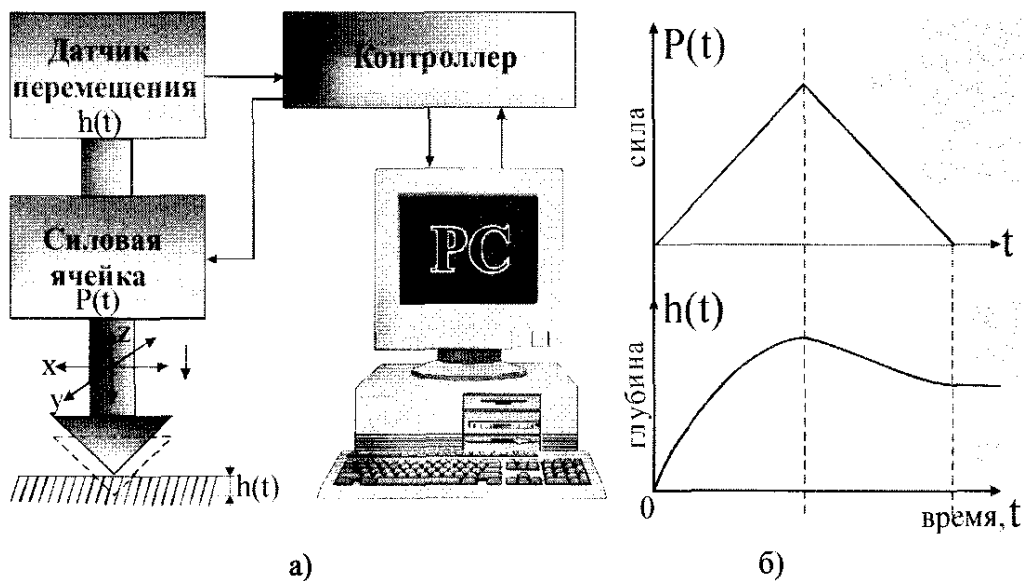


Рис. 3. Принципиальная схема нанотестирования поверхности (а) и временные зависимости усилия P и глубины погружения h при вдавнении индентора по нормали к поверхности (б)

случае отсутствия «навалов» вокруг отпечатка? Какова роль возможных фазовых переходов, индуцируемых высокими давлениями и сдвиговыми напряжениями, в формировании локальных механических свойств? Большинство вопросов сводятся к одному, принципиально важному: каковы атомные механизмы пластической деформации в локально деформированной зоне и зависят ли они от ее размеров и скорости деформации?

С первых шагов исследования твердости различных материалов предположилось, что ее величина H должна быть определенным образом связана с пределом текучести σ_y при одноосном растяжении/сжатии. Так, было установлено, что для большинства металлов и сплавов $H = A\sigma_y$, где $A \approx 3$. Поскольку величина σ_y в металлах определяется, главным образом, процессами размножения дислокаций, твердость также стали связывать с поведением дислокационных ансамблей. Впоследствии эти представления были молчаливо распространены (заметим, без достаточных на то оснований) и на другие материалы и ситуации. Учитывая широкий спектр современных материалов, исследуемых в настоящее время методами наноиндентирования, случаи, когда $A = \text{const} \approx 3$, следует считать скорее исключением, чем правилом. Например, в ионных кристаллах зачастую вовсе отсутствует однозначная связь между H и σ_y . Различные способы их упрочнения (предварительное деформирование, понижение температуры испытания, легирование, облучение), дающие одинаковый прирост σ_y , оказывают совершенно разное влияние на H , и одним и тем же значениям H могут отвечать сильно отличающиеся величины σ_y , а при неизменном значении σ_y могут наблюдаться изменения H более, чем на порядок величины. При этом отношение H/σ_y может достигать $> 10^2$. Все это наглядно демонстрирует отсутствие простой и однозначной связи между H и σ_y в общем случае и указывает на различную природу этих характеристик материала.

В более жестких кристаллах (Ge, Si, Al_2O_3), карбидах, боридах, нитридах, многокомпонентных керамиках дислокации если и появляются вокруг отпечатка, то их так мало, что они заведомо не могут вносить существенного вклада в формирование твердости. В [11, 12] приводятся оценки возможной роли дислокаций в поглощении энергии W (а следовательно, и формирование H , поскольку $H \sim W$) при локальном нагружении монокристаллического Ge и циркониевой керамики. По оценке сверху даже при повышенных температурах (до 400 °C для Ge и 800 °C для ZrO_2) вклад дислокаций не превышает единиц процентов.

Следует отметить, что картина локальной деформации может значительно осложниться за счет развития различного рода неустойчивостей и самоорганизации отдельных событий. При погружении индентора нормально к поверхности ее природа может быть обусловлена взрывообразным размножением дислокаций, деформационным старением и закреплением дислокаций диффундирующими точечными дефектами, фазовыми переходами, индуцированными высокими давлениями, зарождением микрогребней и т. д. При боковом движении индентора явления неустойчивости могут приобрести еще более разнообразный характер. Ясно, что на фундаментальном уровне взаимодействия атомарно гладких поверхностей должен проявляться эффект неравномерности движения с периодичностью решетки

(что реально и наблюдается в латеральной контактной моде атомно-силовой микроскопии). При взаимодействии шероховатых поверхностей макроскопически плавное скольжение, как правило, состоит в действительности из чередующихся отдельных актов прилипания – скачкообразного отрыва (stick-slip effect) (Вспомните простейший опыт – генерацию звука при движении пальца по сухому стеклу). В результате возникает необходимость включить в рассмотрение и адгезионные явления, и процессы образования разрывающихся «мостиков» в микроконтактах.

Известны попытки исследовать динамику внедрения индентора, скачки и нестабильность деформации *in situ* посредством стандартных нанотестеров с непрерывной записью глубины отпечатка во времени. Однако недостаточное временное разрешение ($\sim 0,1$ с) ограничивает сверху доступный для исследования диапазон $\dot{\epsilon}$ величиной $\sim 10^1 \text{ с}^{-1}$ и не позволило регистрировать динамический отклик материала на самой интересной, начальной стадии погружения.

В лаборатории наноиндентирования Тамбовского государственного университета разработан ряд оригинальных методик и гамма динамических наноиндентометров, обладающих не только высоким пространственным, но и временным разрешением (в некоторых моделях – до 1 нс), что дает возможность исследовать скоростные зависимости свойств материалов в субмикроробластях при $\dot{\epsilon}$ до $10^4\text{--}10^5 \text{ с}^{-1}$ [13–19].

Упомянутая выше неправомочность рассмотрения *a priori* процесса индентирования как автомодельного и от начала до конца самоподобного диктует необходимость специального изучения начальных стадий погружения с адекватным пространственно-временным разрешением. Как известно, наиболее полно и просто динамические свойства системы могут быть исследованы путем анализа ее отклика на скачкообразное возмущение. В одном из разработанных методов этот подход реализован посредством скачкообразного приложения постоянной испытательной нагрузки к индентору и непрерывной регистрации кинетики его погружения в материал (рис. 5).

В другой модификации этот подход позволяет прямым образом измерять время-зависимые диссипативные свойства материала при микроконтактном взаимодействии. Метод основан на анализе соотношения энергии, сообщаемой приводом внедряющемуся индентору, и энергии отскока штока с индентором при прекращении действия импульса нагрузки в функции продолжительности контакта. Разница между сообщаемой энергией и энергией отскока составляет энергию, поглощаемую в процессе формирования отпечатка и деформированной зоны около него. Разработанные нанотестеры позволяют также варьировать в широких пределах длительность нагружения треугольными импульсами нагрузки (от 1 мс до 1000 с), осуществлять нагружение с постоянной скоростью относительной деформации $\dot{\epsilon}$, проводить микроконтактные усталостные испытания (путем многократно повторяющегося нагружения одной и той же области образца) и т. д. Сочетание перечисленных выше методик позволяет в совокупности исследовать комплекс динамических свойств, недоступный квазистатическим методам.

При испытаниях прямоугольным импульсом силы на кинетических кривых погружения индентора в по-

дулогарифмических координатах $\lg(\dot{\epsilon}) = f(t)$ (рис. 6) отчетливо различимы несколько участков с разным наклоном, которые можно отождествить с отдельными стадиями в процессе формирования отпечатка. Близкий к линейному закон спадаения во времени $\lg \dot{\epsilon}$ на каждом из выявленных участков отражает экспоненциальный характер релаксации. Различие в показателе экспонен-

ты на разных стадиях достигало четырех порядков величины, а в предэкспоненте – более пяти порядков величины. Ясно, что в условиях практически постоянной приложенной нагрузки и контактных напряжений такое поведение $\dot{\epsilon}(t)$ является следствием смены механизмов массопереноса в зоне контакта.

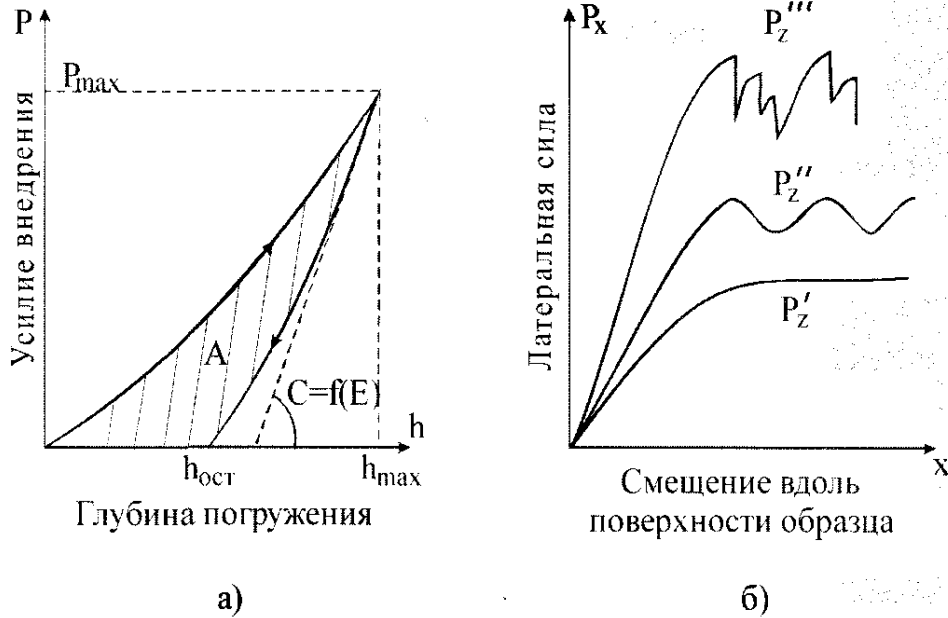


Рис. 4. Типичные диаграммы «сила – перемещение» при наноиндентировании (а) и наноскрабировании (б). P_z' , P_z'' , P_z''' – низкие, умеренные и высокие значения силы прижима наконечника к поверхности соответственно

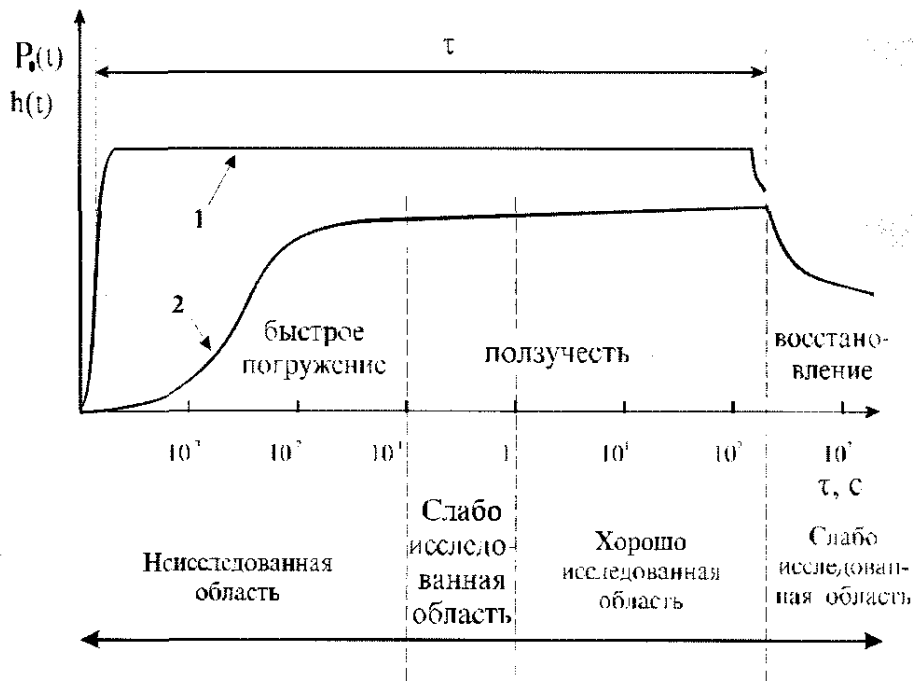


Рис. 5. Схема, иллюстрирующая метод исследования динамического отклика приповерхностных слоев материала на коротковременно приложенное постоянное локальное усилие P . 1 – сила $P(t)$, 2 – глубина погружения $h(t)$. τ – длительность прямоугольного импульса нагрузки

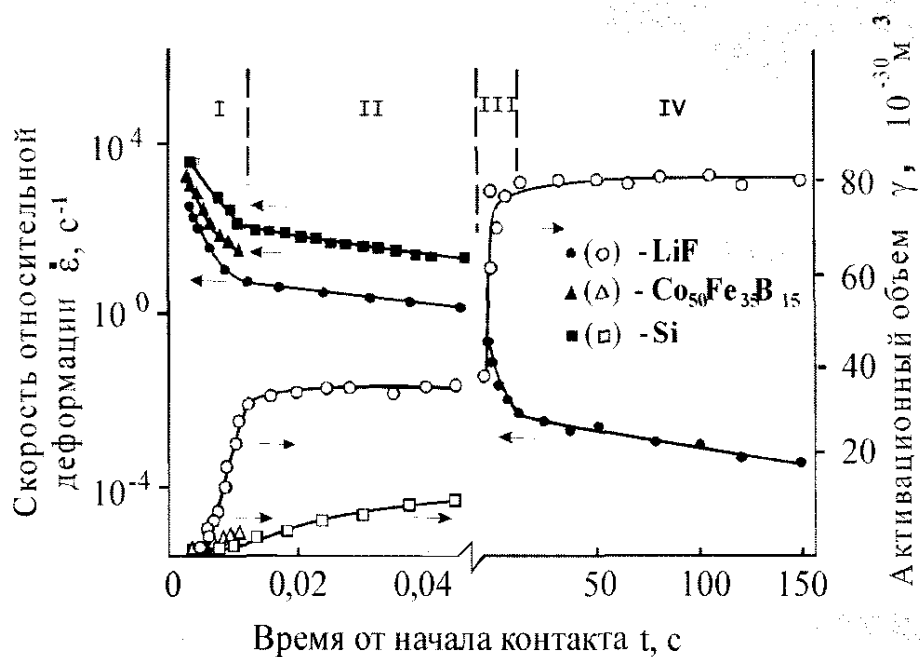


Рис. 6. Зависимости скорости относительной деформации $\dot{\epsilon}$ и активационного объема γ от продолжительности контакта для некоторых материалов

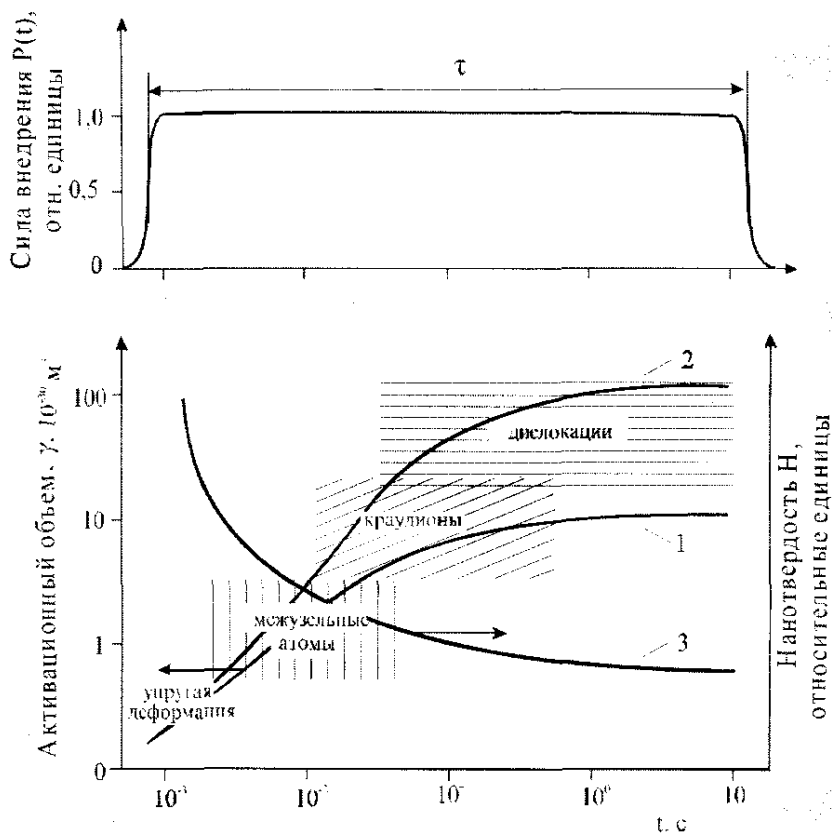


Рис. 7. Схема, иллюстрирующая смену механизмов массопереноса при динамическом наоиндентировании: 1 – Si; 2 и 3 – LiF

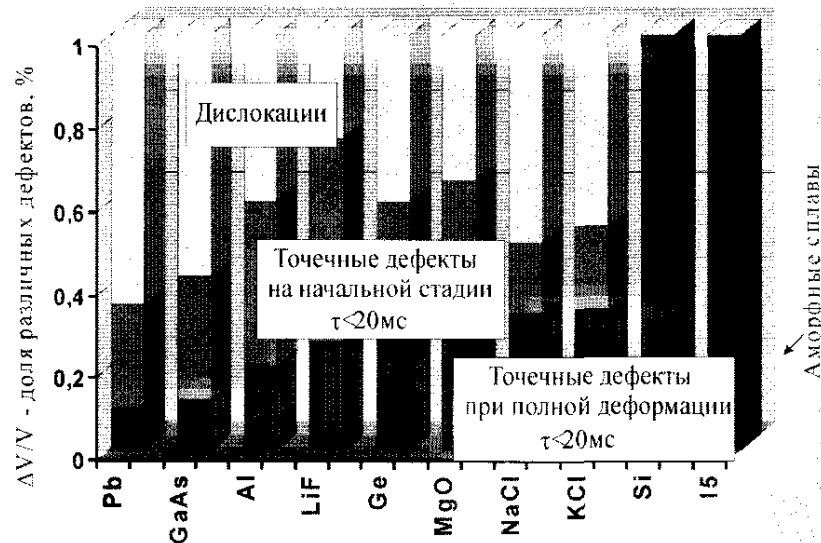


Рис. 8. Роль точечных дефектов и дислокаций в массопереносе при наноиндентировании для различных материалов

Силовая зависимость скорости погружения в координатах $\lg \dot{\epsilon} = f(\sigma)$ имеет участки, близкие к линейным, что позволяет путем экстраполяции на $\sigma_0 = 0$ определить эффективные значения начальной скорости деформации $\dot{\epsilon}_0$ на каждой стадии при различных температурах T . Зависимость $\lg \dot{\epsilon}_0 = f(1/T)$ в некотором диапазоне температур (различном для разных материалов) также была линейной. Все это дает право говорить о термоактивационном режиме деформации, протекающей в соответствии с уравнением $\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_0 \exp(U - \gamma\sigma)$, (здесь U – энтальпия активации, σ – среднее напряжение в контакте, γ – активационный объем). Активационные объемы, полученные из наклонов зависимости $\lg \dot{\epsilon} = f(\sigma)$, имеют на начальных стадиях погружения очень низкие значения $\sim 10^{-30} \text{ м}^3$ для всех исследованных материалов (рис. 6), что прямо свидетельствует о деформации за счет движения отдельных атомов. Опыты по влиянию всестороннего внешнего давления на скорость диффузии дают также значения γ около $0.6 \div 0.7$ от величины атомного объема. Разумеется, существуют и дислокационные механизмы пластичности, характеризующиеся малыми значениями γ (например, переползание), однако они слишком «медленные» для того, чтобы обеспечить величину $\dot{\epsilon} \geq 10^3 \text{ с}^{-1}$, реализующуюся на начальных стадиях внедрения.

По мере углубления индентора и перехода ко второй и последующим стадиям, когда динамическое значение H начинает приближаться к статическому ($t \geq 10\text{--}12$ мс), γ в ионных кристаллах увеличивалось до значений 10^{-28} м^3 (см. рис. 6). Это свидетельствует о преимущественно дислокационном механизме течения материала под индентором на поздних стадиях внедрения. В кристаллах Ge, Si и аморфных сплавах $\text{Co}_{50}\text{Fe}_{35}\text{V}_{15}$ величина γ и на заключительной стадии была менее 10 атомных объемов. Существует также много других свидетельств существенной роли точечных дефектов при локальном деформировании, полу-

ченных независимыми (правда, часто качественными) методами [20, 21]. В ионных кристаллах переход от первой стадии погружения индентора ко второй наряду с быстрым увеличением γ сопровождался сильным ростом U и плотности поглощаемой энергии. Схематическое изображение смены доминирующих механизмов деформации при формировании отпечатка представлено на рис. 7.

В совокупности данные о величине γ и приросте глубины отпечатка Δh_i на каждой i -ой стадии позволяют установить вклад различных микромеханизмов массопереноса на каждой из выявляемых стадий и оценить долю объема $\Delta V_i/V_0$, вытесненного при формировании отпечатка, посредством того или иного микромеханизма пластической деформации (V_0 – установившееся значение объема отпечатка). Как следует из рис. 8, даже при длительности контакта $t \geq 1$ с значительную часть пластической деформации во всех исследованных материалах обеспечивают моно- или малоатомные микромеханизмы массопереноса. При $t \leq 10$ мс доля дислокационных механизмов массопереноса под индентором сильно понижается и вряд ли превышает 50 % даже в мягких кристаллах. На тех стадиях внедрения, когда точечные дефекты дают преобладающий вклад в пластическую деформацию, максимальная динамическая твердость H_d^{\max} может многократно превышать статическую H_s .

Из приведенных данных вытекает, что с уменьшением продолжительности контактного взаимодействия и размеров отпечатка роль и вклад точечных дефектов возрастают, а дислокаций – падает. Поэтому анализ микроконтактной пластичности, возникающей во многих практически важных ситуациях, должен в большей степени опираться на представления о модах пластичности с участием точечных дефектов, нежели дислокаций. Завершая обсуждение динамики напояк контактов, заметим, что поднятые проблемы до некоторой степени схожи с теми, которые возникли в космологии при анализе динамики расширяющейся Вселенной: та же

сингулярность в «нуле» времени, те же изменения всех существенных параметров на много порядков величин, та же смена «эпох» по мере течения времени и роста характерных размеров задачи.

Отдельные замечательные главы в науке о наноконтактах – исследование электрических токов и химических реакций в области между зондом и поверхностью твердого тела. В перспективе – это и наноэлектроника нового поколения («одноэлектроника» – т. е. приборы, управляемые одним единственным электроном), это и конструкции, использующие фуллереновые нанотрубки, и нанолитография – высокоразрешающая технология локального химического модифицирования поверхности атомарно острыми иглами с целью получения сверхвысокой плотности элементов на кремниевой подложке, записи информации и многое другое. Но описание этих бурно развивающихся разделов физики наноконтактов выходит за пределы объема настоящей статьи.

Несмотря на значительное продвижение в понимании природы наноконтактов, достигнутое в последние годы, ряд принципиальных вопросов остается тем не менее открытым. Чем обусловлена смена механизмов массопереноса и пластической деформации по мере погружения индентора – изменением масштаба отпечатка и зоны деформации, течением времени, понижением действующих напряжений и скорости относительной деформации или необходимостью иметь большую концентрацию точечных дефектов для зарождения мелких дислокационных петель в условиях очень стесненной деформации? Какова природа время-зависимой части поглощаемой энергии в зоне деформации и механизмы восстановления отпечатка после разгрузки? И, уж если пометать, то нельзя ли добиться в конце концов такого режима сверхскольжения, в котором трение бы вовсе отсутствовало, подобно отсутствию сопротивления при сверхпроводимости или сверхтекучести? Можно надеяться, что развитие прецизионных динамических методов нанотестирования позволит со временем ответить и на эти вопросы.

ЛИТЕРАТУРА

1. Дедков Г.В. // УФН. 2000. Т. 170. № 6. С. 585-618.
2. Ball S.J. // Wear. 1999. V. 233-235. P. 412-423.
3. Pethica J.B., Hutchings R., Oliver W.C. // Phil. Mag. A. 1983. V. 48. № 4. P. 593-606.
4. Oliver W.C., Pharr G.M. // J. Mater. Res. 1992. V. 7. № 6. P. 1564-1583.
5. Wolf B. // Cryst. Res. Technol. 2000. V. 35. № 4. P. 377-399.
6. Venkatesh T.A., Van Hiet K.J., Giannakopoulos A.E., Suresh S. // Scripta Materialia. 2000. V. 42. P. 833-839.
7. Bhushan B., Kukarni A.V., Bonin W., Wyrobeck J.T. // Phil. Mag. 1996. V. A74. № 5. P. 1117-1128.
8. Бульчев С.И., Алексин В.П. Испытание материалов непрерывным вдавливанием индентора. М.: Машиностроение, 1990. 224 с.
9. Gerberich W.W., Yu.W., Kramer D., Stroyny A., Bahr D., Lilleodden E., Nelson J. // J. Mater. Res. 1998. V. 13. № 2. P. 421-439.
10. Syed Asif S.A., Wahl K.J., Colton R.J. // J. Mater. Res. 2000. V. 15. P. 546-553.
11. Farber B.Ya., Orlov V.I., Nikitenko V.I., Heuer A.N. // Phil. Mag. A. 1998. V. 78. № 3. P. 671-677.
12. Farber B.Ya., Orlov V.I., Heuer A.H. // Phys. Stat. Sol. (a). 1998. V. 166. № 1. P. 115-126.
13. Головин Ю.И., Тюрин А.И. // Письма в ЖЭТФ. 1994. № 60. № 10. С. 722-726.
14. Головин Ю.И., Тюрин А.И. // ФТТ. 1996. № 6. С. 1812-1819.
15. Головин Ю.И., Тюрин А.И., Иволгин В.И., Коренков В.В. // Письма в ЖЭТФ. 1997. Т. 23. № 16. С. 15-19.
16. Головин Ю.И., Тюрин А.И., Иволгин В.И., Коренков В.В. // ЖЭТФ. 2000. Т. 70. № 5. С. 82-91.
17. Golovin Yu.I., Tyurin A.I., Farber B.Y. // J. Mater. Sci. 2002. V. 37. P. 895-904.
18. Golovin Yu.I., Tyurin A.I., Farber B.Ya. // Phil. Mag. A. 2002. V. 82. № 10. P. 1857-1864.
19. Golovin Yu.I., Ivolgin V.I., Korenkov V.V., Korenkova N.V., Farber B.Ya. // Phil. Mag. A. 2002. V. 82. № 10. P. 2173-2177.
20. Rozhanskii V.N., Veldeinskaya M.A. // Phys. Stat. Sol. (a). 1971. V. 8. № 2. P. 551-564.
21. Akchurin M.Sh., Regel V.R. // Chemistry Reviews. 1998. V. 23. Pt. 2. P. 61-90.

БЛАГОДАРНОСТИ: Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант №04-02-17198 и 06-08-01433).

Поступила в редакцию 20 октября 2006 г.

СОВРЕМЕННЫЕ МЕТОДЫ УПРАВЛЕНИЯ ЭВОЛЮЦИЕЙ СТРУКТУРЫ И КОМПЛЕКСОМ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АМОРФНО-НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

© И.В. Ушаков, В.М. Поликарпов, А.Е. Калабушкин, Ю.Ф. Титовец, О.Р. Людчик, А.П. Бурмаков, А.С. Перминов, Ю.Ф. Лебедев

Ushakov I.V., Polikarpov V.M., Kalabushkin A.E., Titovets J.F., Ljudchik O.R., Burmakov A.P., Perminov A.S., Lebedev J.F. Modern management methods of evolution of the structure and complex of physical and chemical properties of amorphously-nanocrystalline metal alloys.

В последние годы отмечается возрастающий интерес к новому классу нанокристаллических материалов: аморфно-нанокристаллическим металлическим сплавам, получаемым контролируемой кристаллизацией исходно аморфных металлических сплавов. Новый класс нанокристаллических материалов характеризует-

ся уникальным сочетанием физико-химических характеристик, что обусловлено спецификой его получения. В последние годы появляются работы, посвященные исследованию особенностей формирования аморфно-нанокристаллической матрицы. К настоящему времени экспериментально установлена возможность получения