

Рис. 3. Зависимость доли материала, выносимого на поверхность, от скорости относительной деформации

Описаны возможные механизмы выноса материала на поверхность при действии высокого локального нагружения.

ЛИТЕРАТУРА

1. Тюрин А.И., Юнук М.А. Влияние скорости относительной деформации на формирование микрорельефа в зоне контакта при действии высоких локальных напряжений // Фазовые превращения и прочность кристаллоков: Четвертая Междунар. конф. Черноголовка, 2006. С. 101-102.

2. Боярская Ю.С., Грабко Д.З., Кац М.С. Физика процессов микроиндентирования. Кишинев: Штиинца, 1986. 264 с.
3. Сардиозе Э.К., Газусташвили М.В., Дриев Д.Г. Особенности деформации щелочно-галогидных кристаллов под действием сосредоточенной нагрузки // ФТТ. 1999. Т. 41. № 11. С. 1999-2003.
4. Фоменко Л.С., Лубенец С.В. и др. Изучение локальной дефектной структуры кристаллов CdTe-Ge методом микроиндентирования // ФТТ. 1998. Т. 40. № 2. С. 264-268.
5. Остриков О.М., Дуб С.Н. Влияние скорости нагружения на механизмы пластической деформации в висмуте // Журнал технической физики. 2001. Т. 71. № 5. С. 44-46.
6. Акчуриш М.Ш., Газетян В.Г. Формирование дислокационной структуры при индентировании кристаллов в РЭМ // Изв. АН СССР. Сер. Физическая. 1990. Т. 54. № 2. С. 359-361.
7. Головин Ю.И., Тюрин А.И. Недислокационная пластичность и её роль в массопереносе и формировании отпечатка при динамическом индентировании // ФТТ. 2000. Т. 42. № 10. С. 1818-1820.
8. Акчуриш М.Ш., Васев Е.Н., Михина Е.Ю., Ресаль В.Р. О роли массопереноса материала за счет перемещений точечных дефектов в процессе микродавливании // ФТТ. 1988. Т. 30. № 3. С. 760-764.
9. Индербом В.А. Межузельный (краудинный) механизм пластической деформации и разрушения // Письма в ЖЭТФ. 1970. Т. 12. № 12. С. 526-528.
10. Мирзаев Д.А., Окшиев К.Ю. Полиморфные (фазовые) превращения в металлах и сплавах. Кинетика // Фазовые и структурные превращения в сталях: сб. науч. тр. № 1. С. 91-115.
11. Шмытько И.М., Изотов А.Н. и др. Фазовые переходы в монокристаллах кремния, обусловленные ориентированной пластической деформацией // ФТТ. 1998. Т. 40. № 4. С. 746-749.

Поступила в редакцию 20 октября 2006 г.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СКОРОСТИ ОТНОСИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ И МОДЕЛИРОВАНИЕ КИНЕТИКИ МИКРО- И НАНОКОНТАКТНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ТВЕРДЫХ ТЕЛ МЕТОДАМИ ДИНАМИЧЕСКОГО НАНОИНДЕНТИРОВАНИЯ

© А.И. Тюрин, В.В. Хлебников, В.И. Иволгин, Э.А. Бойцов, А.М. Куприякин

Tjurin A.I., Xlebnikov V.V., Ivogin V.I., Boytsov E.A., Kupriyakin A.M. Research of the influence of speed of relative deformation and modeling of kinetics of a micro- and nanocontact interactions of solids by the methods of dynamic nano-

indentation. Kinetics of print formation in a wide interval $\dot{\epsilon}$ (from 10^{-3} up to 10^4 with-1) is investigated. Separate stages of print formation are revealed at nano-indentation. Numerical values of the size of dynamic solidity H_d , activation volume γ , factor of speed sensitivity of solidity α and a volume fraction of the material generated at each stage of print formation at

various values $\langle \dot{\epsilon} \rangle$ (from 10^{-2} up to 10^2) are defined. It is shown that dependences $\gamma = f(\dot{\epsilon})$ and $\alpha = f(\dot{\epsilon})$ correlate. On the basis of the received data the process of plastic print formation can be considered as a stage-by-stage change of dominating micromechanisms of plasticity.

Индентирование, заключающееся во вдавливании жесткого индентора в поверхность с последующим определением микро-, а в последнее время и нанотвердости, продолжает оставаться одним из наиболее распространенных методов исследования механических свойств в приповерхностных слоях твердых тел. Наряду с традиционными мотивациями возникли и новые, связанные с развитием нанотехнологии [1], в частности, в связи с разработками интегрированных микроэлектромеханических систем и интеллектуальных микророботов [1–2]; систем высокоплотной записи, хранения и считывания информации на механических носителях путем нанесения уколов атомарно острыми иглами [3–4]; зондовой силовой микроскопии [5–6]; а также и другими потребностями нанотехнологии [7].

Кроме того, многие практически важные случаи получения и механической обработки материалов, изготовления из них различных изделий и их дальнейшая эксплуатация (микро- и наноконтактное взаимодействие при сухом трении, механическая шлифовка и полировка, абразивный и эрозийный износ, соударение микро- и наночастиц между собой и с поверхностью твердых тел, тонкий помол и т. д.) подразумевают значительную локальную упруго-пластическую деформацию в субмикронных областях в условиях высоких скоростей относительной деформации $\dot{\epsilon}$ (более 10^2 с^{-1}).

Однако физическая сущность процессов, протекающих в этих и подобных условиях, остается во многом невыясненной. Это затрудняет возможность соот-

нести величину микро- и нанотвердости с какими-либо другими физическими характеристиками материала и процессами, происходящими в нем при деформации, а также с образованием и динамикой структурных дефектов в зоне укола.

Ситуация осложняется тем, что в рассмотренных примерах зона деформации материала достаточно мала (она может определяться в микронной или даже в нанометровой шкале), кроме того, происходящие процессы характеризуются большими скоростями относительной деформации и их высокой локализацией, а также малыми временами контакта. Все это определяет актуальность проведения исследования механических свойств, кинетики и микромеханизмов пластичности различных материалов на уровне отдельных элементарных событий в одном микро- или наноконтакте при действии высоких локальных напряжений.

Смоделировать происходящие в этих условиях физические процессы можно методом динамического микро- и наноиндентирования [8–9]. Оно заключается во вдавлении жесткого индентора известной геометрии в материал в максимально контролируемых условиях: непрерывно, с высоким пространственным (до 1 нм) и временным (до 50 мкс) разрешением, регистрируется величина действующей силы и глубина внедрения индентора.

Это позволяет в контролируемых условиях, даже при малых глубинах отпечатка h (~ 100 нм) и весьма умеренных скоростях внедрения индентора ($v = dh/dt \sim 1$ мм/с) получать под индентором достаточно высокие значения мгновенной скорости относительной деформации материала $\dot{\epsilon}(t) \approx (dh/dt)/h \sim 10^4$ с⁻¹. При увеличении

h и уменьшении величины v , $\dot{\epsilon}$ может уменьшаться до значений 10^{-2} – 10^{-3} с⁻¹ и даже меньше. Таким образом, методика динамического индентирования позволяет

исследовать влияние $\dot{\epsilon}$ на кинетику и микромеханизмы пластической деформации материала при действии высоких локальных напряжений в достаточно широком

диапазоне $\dot{\epsilon}$, перекрывающем 8–10 порядков величины. Используемое в работе нагружение треугольным импульсом силы P (см. рис. 1) с варьируемой амплитудой от 0,4 до 240 мН и длительностью фронта импульса нагрузки τ_{ϕ} в интервале от 10 мс до 100 с обеспечивали

исследования в интервале $\dot{\epsilon}$ от 10^{-3} до 10^4 с⁻¹.

В работе проводились исследования ионных и ковалентных кристаллов (LiF, Ge), а также объемного аморфного металлического сплава ($Zr_{46,8}Ti_8Cu_{7,5}Ni_{10}Be_{27,5}$).

Знание реальной кинетики формирования отпечатка $h(t)$ и $P(t)$ позволяют строить диаграммы полного цикла нагружения – разгрузки в координатах P – h (рис. 1), для различных значений средней скорости относительной

деформации $\langle \dot{\epsilon} \rangle \approx (dh/dt)/h \sim 1/\tau_{\phi}$, а также определять мгновенные значения динамической твердости $H_d(t)$, коэффициента скоростной чувствительности α и ряд других параметров. Здесь $H_d(t) = P(t)/A_c(t)$,

$\alpha = \log(H_d/H_{st})/\log(\dot{\epsilon})$, где $A_c(t)$ – мгновенное

значение площади проекции контакта в пластическом отпечатке с учетом конечного радиуса закругления реального индентора, H_{st} – твердость исследуемого материала при максимальной глубине погружения индентора. Учет реальной формы острой индентора производили по методике Оливера – Фарра [10–11], которая стандартно используется при количественной обработке результатов наноиндентирования. Типичные значения H_d и α в зависимости от h_c для ряда материалов представлены на рис. 2 и рис. 3.

Для определения микромеханизмов пластичности при различных способах испытания обычно принято определять активационные параметры – величину активационного объема γ и энергию активации U^* . Однако при индентировании, как правило, определяют величину γ [12–17]. Это обусловлено во многом отсутствием в литературе сравнительных данных об энергии активации различных дефектов структуры в условиях действия высоких локальных и сильно неоднородных напряжений и высоких плотностей структурных дефектов. Числовые значения величины γ обычно определяются из

$$\text{уравнения Аррениуса вида } \dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_0 \exp\left(-\frac{U^* - \gamma(\sigma)}{kT}\right).$$

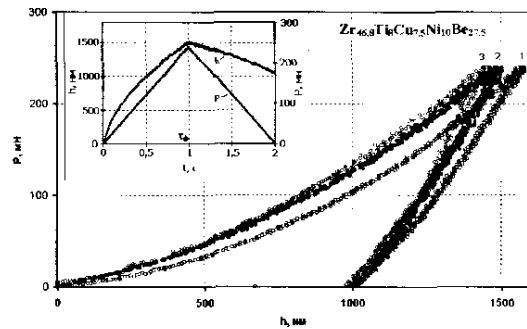


Рис. 1. Типичные P – h диаграммы, полученные при индентировании $Zr_{46,8}Ti_8Cu_{7,5}Ni_{10}Be_{27,5}$. $\langle \dot{\epsilon} \rangle$: 0,01 с⁻¹ – (1); 0,1 с⁻¹ – (2); 1 с⁻¹ – (3). На врезке показаны кинетические зависимости величины действующей силы $P(t)$ и глубины отпечатка $h(t)$ при длительности фронта импульса нагружения $\tau_{\phi} = 1$ с

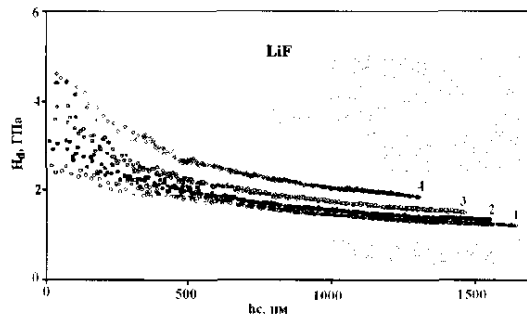


Рис. 2. Зависимость величины динамической твердости H_d от глубины пластического отпечатка – h_c при индентировании LiF. 1 – ($\langle \dot{\epsilon} \rangle = 0,01$ с⁻¹); 2 – ($\langle \dot{\epsilon} \rangle = 0,1$ с⁻¹); 3 – ($\langle \dot{\epsilon} \rangle = 1$ с⁻¹); 4 – ($\langle \dot{\epsilon} \rangle = 20$ с⁻¹)

которое с учетом условий, реализуемых под индентором, обычно записывают выражением $\gamma = 12kT(\partial \log(\epsilon)/\partial H)$ [12]. При этом величина активационного объема фактически определяется тангенсом угла наклона кривых в координатах $\ln(\epsilon)$ от H .

Числовые значения величины активационного объема γ в зависимости от глубины пластического отпечатка h_c , представлены на рис. 3. Ход зависимостей $\gamma = f(h_c)$ (рис. 3) показывает, что для всех исследованных материалов величина γ растет с ростом h_c . При этом можно выделить два этапа роста величины γ : I этап характеризуется относительно малой величиной h_c (которая зависит от типа исследуемого материала) и

зависимостью величины γ от $\langle \epsilon \rangle$; II этап характеризуется достаточно большими значениями величины $h_c > h'_c$ и отсутствием зависимости γ от $\langle \epsilon \rangle$, где h'_c – критическая глубина перехода от I ко II этапу. Числовые значения величины активационного объема γ на I и II этапах показывают, что для всех исследуемых материалов γ на первом этапе возрастает от единиц до десятков объемов иона V_i химических элементов, входящих в состав материала. На II этапе величина γ для LiF возрастает до значений в десятки – сотни V_i ; для $Zr_{46,8}Ti_8Cu_{7,5}Ni_{10}Be_{27,5}$ и Ge – до десятка V_i (рис. 4). Такие числовые значения величины γ на I этапе свидетельствуют в пользу моно- и малоатомных микромеханизмов массопереноса. На II этапе, когда, например, для LiF величина γ возрастает до сотен V_i , происходит смена моно- и малоатомных микромеханизмов деформации на многоатомные (например, зарождение и движение отдельных атомов и краудионов сменяется дислокационными микромеханизмами). Для Ge и $Zr_{46,8}Ti_8Cu_{7,5}Ni_{10}Be_{27,5}$ возрастание γ на втором этапе соответствует повышению степени коллективизации при пластической деформации. При этом рост γ в Ge может быть обусловлен зарождением и движением краудионов и малоатомных кластеров, а также фазовыми переходами в локальных нанобъемах; а в $Zr_{46,8}Ti_8Cu_{7,5}Ni_{10}Be_{27,5}$ – формированием и движением малоатомных кластеров [12] или началом процесса кристаллизации под давлением в локальных нанобъемах материала в зоне деформирования.

Сопоставление полученных данных о величине $\gamma = \gamma(h_c)$ с зависимостью коэффициента скоростной чувствительности от твердости как функции от h_c , т. е. $\alpha = f(h_c)$ выявило качественную корреляцию этих зависимостей.

При этом на I этапе величина α заметно уменьшалась, а γ росла при увеличении h_c . На II этапе величины α и γ остаются практически постоянными (рис. 3). Такое соответствие в поведении величин α и γ , на наш взгляд, может означать, что величина α (а следовательно, и сама величина H) коррелирует с доминирующими микромеханизмами пластической деформации.

Знание реальной кинетики формирования пластического отпечатка позволяет определить также и долю объема сформированного отпечатка на каждом из этапов деформации в зависимости от средней скорости относительной деформации $\langle \epsilon \rangle$. Так, при формиро-

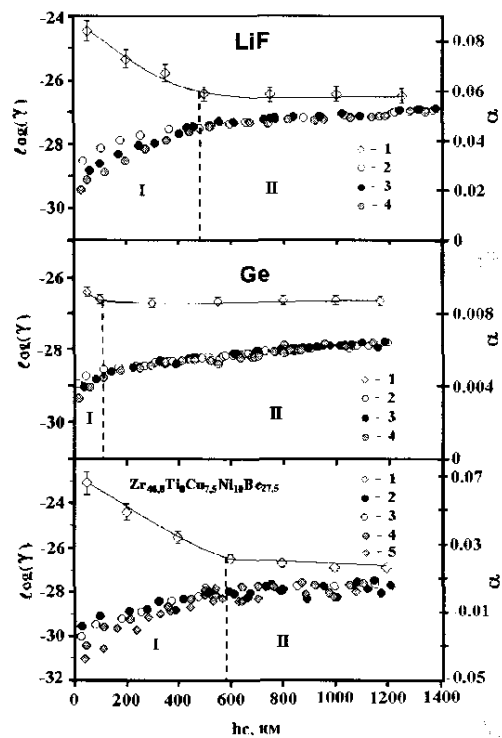


Рис. 3. Зависимость коэффициента скоростной чувствительности – α и величины активационного объема – γ от глубины пластического отпечатка – h_c для всех исследуемых материалов. 1 – α ; 2 – $\langle \epsilon \rangle = 0,01 \text{ c}^{-1}$; 3 – $\langle \epsilon \rangle = 0,1 \text{ c}^{-1}$; 4 – $\langle \epsilon \rangle = 1 \text{ c}^{-1}$; 5 – $\langle \epsilon \rangle = 100 \text{ c}^{-1}$. I, II – первый и второй этапы формирования отпечатка

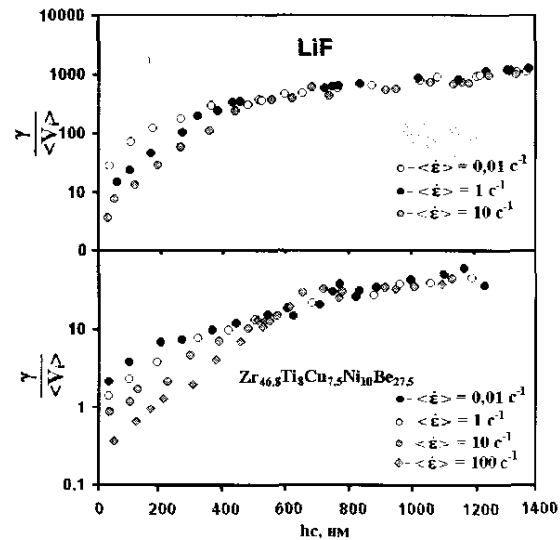


Рис. 4. Зависимость количества объемов ионов материала, участвующих в пластической деформации $N = \frac{\gamma}{\langle V_i \rangle}$ от глубины пластического отпечатка h_c для LiF и Ge. Здесь γ – величина активационного объема; $\langle V_i \rangle$ – усредненный объем иона исследуемого материала

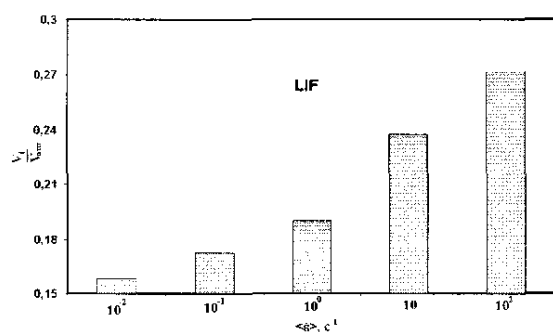


Рис. 5. Доля объема $V_1/V_{\text{отп}}$, вытесненного на I этапе формирования отпечатка в кристаллах LiF в зависимости от средней

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 $\dot{\epsilon}$, 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. Т. 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. Т. 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. Т. 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