

УДК 539.3

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТНОГО И МАСШТАБНОГО ФАКТОРОВ НА СООТНОШЕНИЕ УПРУГОЙ И ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАНО- И МИКРОИНДЕНТИРОВАНИИ ТВЕРДЫХ ТЕЛ

© А.И. Тюрин, М.О. Воробьев, В.В. Шиндяпин, В.И. Иволгин,
Э.А. Бойцов, Г.Ф. Авдеева, А.С. Березнер, А.М. Купряшкин,
И.А. Шуварин, В.В. Хлебников

Ключевые слова: динамическое наноиндентирование; упругая деформация; пластическая деформация; упруго-пластический переход; точечные дефекты.

В статье обсуждается влияние скоростного и масштабного факторов на соотношение упругой и пластической деформации при динамическом наноиндентировании, а также условия упруго-пластического перехода при высокоскоростной наноконтактной деформации.

Изучение видов деформирования и микромеханизмов пластической деформации материала в микро- и нанообъемах в настоящее время приобретает все большую актуальность в связи с развитием и применением нанотехнологий при разработке конкретных устройств (НЭМС, МЭМС и др.), а также изучении природы размерных и скоростных эффектов при переходе на новый иерархический уровень размеров и увеличении скоростей относительной деформации (вплоть до 10^6 с^{-1}) [1–8]. Вместе с тем наноконтактная деформация при различных видах взаимодействия чрезвычайно широко распространена в природе и в технике. Она возникает во многих практически важных ситуациях, например, при сухом трении микрошероховатых тел, абразивном и эрозионном износе, в скользящих электрических контактах, при шлифовке, тонком помоле материала в различных мельницах и в других процессах [1–4].

При этом поведение материала в динамических микро-/наноконтактах во многом зависит от того, какого типа деформация реализуется при взаимодействии: чисто упругая или упруго-пластическая. Критические нагрузки и напряжения упруго-пластического перехода, т. е. перехода от чисто упругой деформации к упруго-пластической, определяются механизмами зарождения и движения структурных дефектов в материале (в т. ч. атомными), а также зависят от размеров контактной области и скорости деформирования. Однако, несмотря на достаточно большой объем исследований по изучению нано- и микроконтактной деформации, в отечественной и зарубежной печати до сих пор отсутствует информация о роли масштабного и скоростного факторов в доли упругой и пластической деформации при динамических наноконтактах, а также влияния скорости деформирования на условия упруго-пластического перехода для различных материалов [1–4].

Поэтому целью работы являлось разделение вкладов упругой и пластической деформаций в общей деформации материала в динамических наноконтактах, исследование влияния масштабного и скоростного

факторов на доли упругой и пластической деформации при динамическом наноиндентировании, а также установление номенклатуры структурных дефектов и микромеханизмов пластической деформации на начальных стадиях пластичности.

Смоделировать и исследовать поведение материала в динамических наноконтактах можно методами динамического наноиндентирования. Работа выполнялась на динамическом наноиндентометре, разработанном и изготовленном в НОЦ «Нанотехнологии и наноматериалы» ТГУ им. Г.Р. Державина. В качестве индентора использовали алмазную пирамидку Берковича.

В качестве исследуемых материалов были выбраны ионные монокристаллы (LiF, Ge, Si), металлы (Al) и полимеры (ПММА).

Для исследования влияния масштабного фактора на соотношение упругой и пластической деформации при формировании отпечатка к индентору прикладывался симметричный треугольный импульс нагрузки с варьируемой амплитудой (от единиц до сотен миллиньютонов). Это позволяло исследовать область деформирования материала с характерными размерами от единиц до тысяч нанометров (в зависимости от типа исследуемого материала). Типичные зависимости, для ряда исследованных материалов, в виде характерных $P(h)$ диаграмм представлены на рис. 1.

Величина пластической глубины в полной глубине отпечатка определялась из полученных $P(h)$ диаграмм (рис. 1) по методике, предложенной авторами [6], для вычисления твердости материала при наноиндентировании. Величина упругого прогиба материала определялась путем вычитания пластической глубины из полной глубины отпечатка, а соответствующие доли упругой и пластической деформации – как отношение упругой и пластической составляющих к полной глубине отпечатка. Результаты зависимостей отношения упругой и пластической составляющих к полной глубине отпечатка в зависимости от максимальной глубины отпечатка приведены на рис. 2.

Полученные данные показывают, что при больших глубинах внедрения индентора (от единиц микрон до 100–400 нм, в зависимости от типа исследуемого материала, см. рис. 2) значения упругой и пластической составляющих в полной деформации материала не изменяются, сохраняя постоянные процентные соотношения (от 10 до 70 %, в зависимости от величины приложенной нагрузки и типа исследуемого материала). При переходе к малым размерам зоны деформирования $h < 100\text{--}400$ нм (в зависимости от типа исследуемого

материала) наблюдается отклонение долей деформации в отпечатке от постоянной величины. При этом упругая деформация начинает расти, приближаясь к 100 % (при некотором критическом значении глубины отпечатка $h_{кр}$), а пластическая – уменьшаться, стремясь к нулю (при достижении $h_{кр}$). В исследуемых материалах величина $h_{кр}$ зависела от типа исследуемого материала и его твердости. Уменьшение твердости приводило к уменьшению $h_{кр}$.

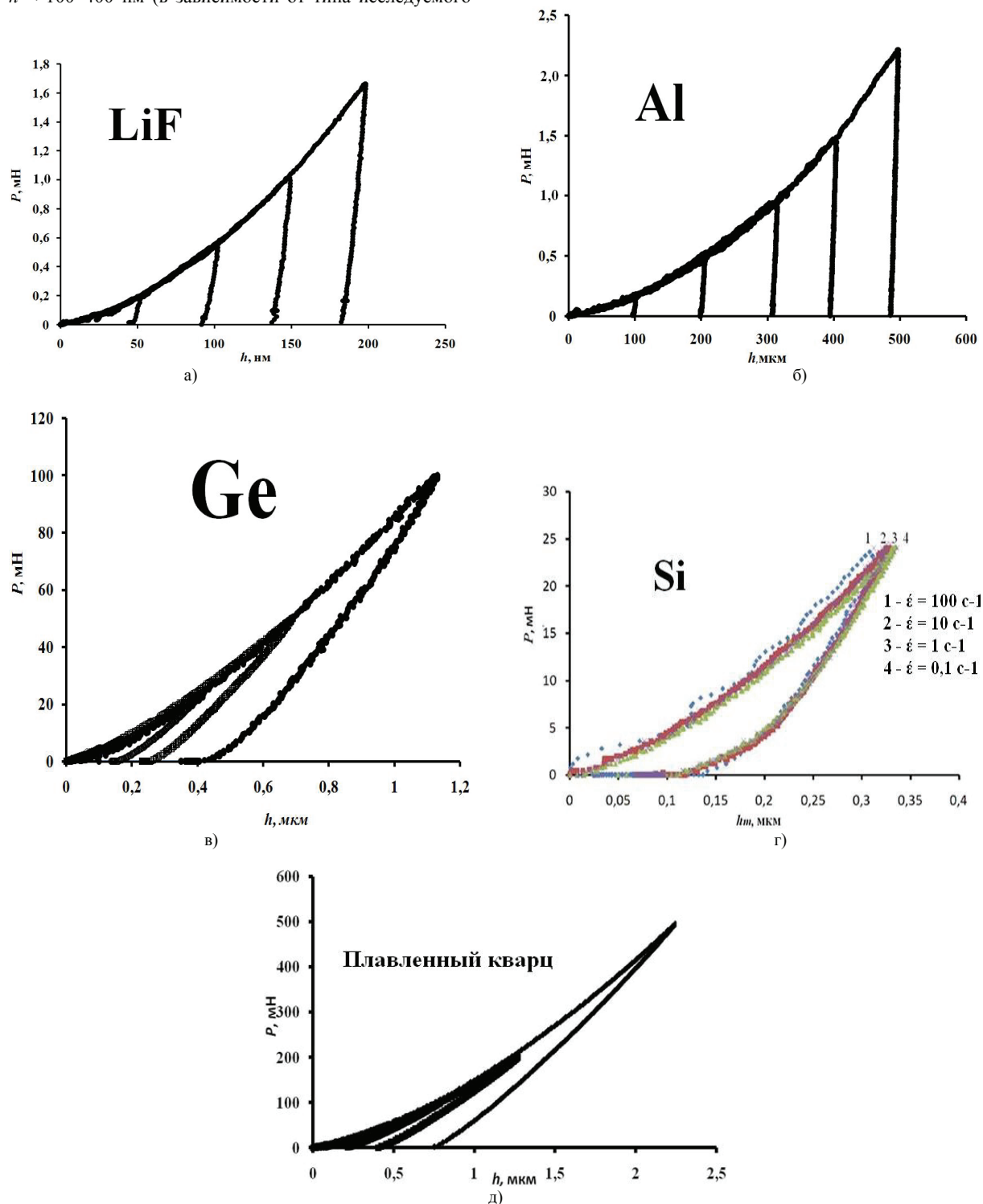


Рис. 1. Характерные зависимости приложенной силы от смещения индентора в материале (а – LiF, б – Al, в – Ge, г – Si, д – плавленный кварц)

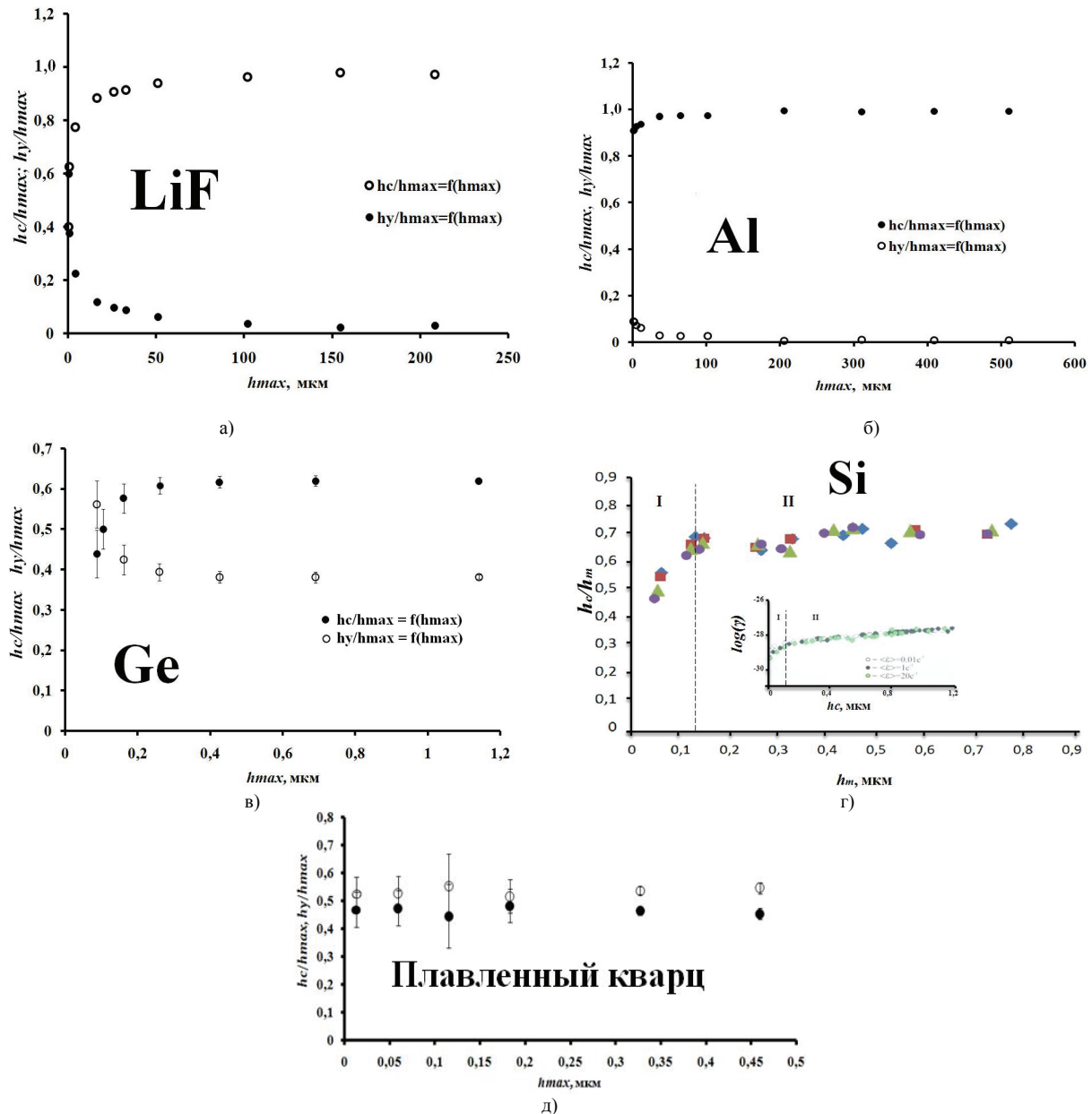


Рис. 2. Зависимость отношений упругой и пластической деформаций к полной глубине отпечатка от максимальной глубины отпечатка: 1 – h_e/h_{max} (доля пластической деформации в полной глубине отпечатка); 2 – h_y/h_{max} (доля упругой деформации в полной глубине отпечатка) (а – LiF, б – Al, в – Ge, г – Si, д – плавненный кварц)

Таким образом, приведенные на рис. 2 данные показывают влияние масштабного фактора на долю упругой и пластической составляющих в полной глубине отпечатка, и определены количественные доли этих величин.

Исследование влияния скоростного фактора на величину $h_{кр}$, которая характеризует переход от чисто упругой к упруго-пластической деформации (т. е. величину $h_{кр}$, соответствующую упруго-пластическому переходу), при наноиндентировании осуществляли путем динамического индентирования с регулируемой линейной скоростью v движения индентора перед индентированием и регистрацией силы сопротивления внедрения индентора $P(t)$ и нормального перемещения индентора $h(t)$ с высоким временным (до 0,3 мкс) и

пространственным (до 1 нм) разрешением. Кинетика перемещения индентора $h(t)$ и величины действующей силы $P(t)$ регистрировались независимыми высокоскоростными каналами регистрации.

Локальное нагружение пирамидальными инденторами характеризуется ростом характерных размеров R области сильной деформации и одновременным падением скорости относительной деформации $\dot{\epsilon} \approx \frac{v(t)}{R(t)} \approx \frac{v(t)}{h(t)}$. Проводимые оценки величины $\dot{\epsilon}$ показывают, что на начальной стадии нагружения, когда величина h составляет 10–100 нм (что соответствует величине упруго-пластического перехода для ряда материалов $h_{кр}$) даже при линейной скорости перемещения индентора $v \sim 1$ см/с величина $\dot{\epsilon}$ может дости-

гать значений 10^6 – 10^7 с⁻¹, что сопоставимо со скоростью деформирования при взрыве ВВ на поверхности образца.

Ввиду относительно большой массы подвижных частей наноиндентометра ($m \approx 100$ г) и значительной накопленной энергии (от единиц до десятков мДж) скорость индентора, полученная перед его соприкосновением с материалом, на начальных этапах внедрения индентора (до нескольких сотен нм) оставалась практически постоянной, т. е. реализовывался «жесткий» режим нагружения, при котором устройство задает постоянную скорость линейной деформации.

Перестроение полученных зависимостей $P(t)$ и $h(t)$ позволяет строить типичные $P(h)$ диаграммы, исключая из рассмотрения координату t . Полученные результаты на примере монокристаллов LiF для различных скоростей перемещения индентора на начальной стадии его внедрения в материал показаны на рис. 3.

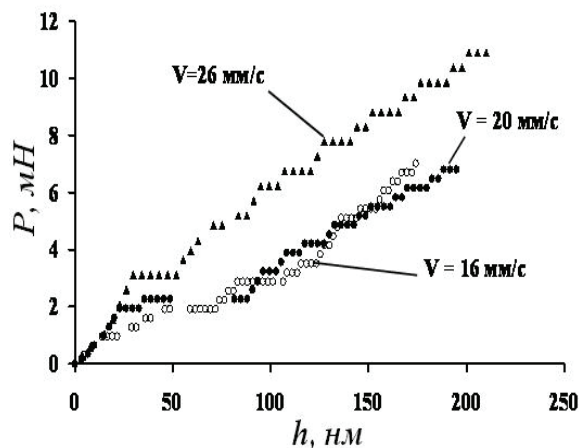


Рис. 3. Начальные участки типичных $P(h)$ диаграмм при индентировании монокристаллов LiF с различной скоростью перемещения индентора v : 1 – $v_1 = 16$ мм/с; 2 – $v_2 = 20$ мм/с; 3 – $v_3 = 26$ мм/с

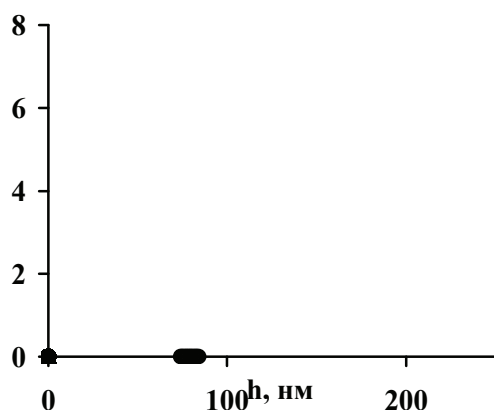


Рис. 4. Зависимость силы P , действующей на материал от глубины внедрения индентора h в сравнении с законом Герца $P \sim h^{3/2}$ для LiF

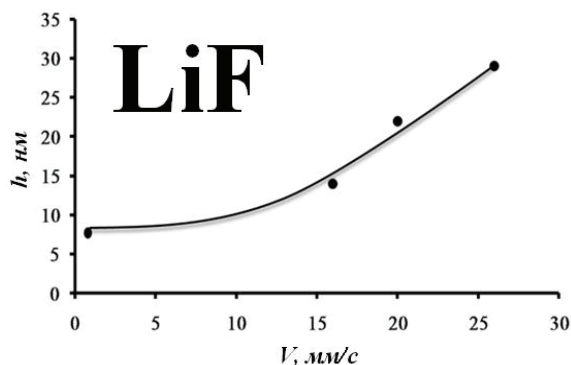


Рис. 5. Зависимость глубины упруго-пластического перехода от начальной скорости движения индентора

Из результатов экспериментов следует, что на начальной стадии погружения (до некоторой критической величины $P=P_c$) зависимость $P(h)$ полностью совпадает с зависимостью $P(h^{3/2})$ (рис. 4). Поскольку любой пирамидальный индентор имеет притупление, которое можно аппроксимировать сферой с эквивалентным радиусом R , начальная стадия погружения проходила в соответствии с законом Герца $P = \frac{4}{3} E R^{1/2} h^{3/2}$, здесь

$$E_r = \left(\frac{(1 - \nu_i^2)/E_i - (1 - \nu_m^2)/E_m}{(1 - \nu_i^2)/E_i - (1 - \nu_m^2)/E_m} \right)^{-1}$$

приведенный модуль Юнга, E_i – модуль Юнга материала индентора, E_m – модуль Юнга материала образца. $R \approx 150$ нм – радиус притупления индентора, использовавшегося в эксперименте.

Поэтому совпадение начальных участков $P(h)$ диаграмм с законом Герца (рис. 4) свидетельствует об упругом характере деформирования материала на этих участках.

Исследование скоростных зависимостей показывает, что смена упругой деформации на упруго-пластическую (отклонение от закона Герца) наступает тем позже, чем выше v (рис. 5).

Проведение активационного анализа показывает, что величина активационного объема γ имеет характерные стадии (масштабно зависимую и масштабнo независимую), которые соответствуют масштабнo зависимой и масштабнo независимой стадиям доли пластической деформации в полной глубине отпечатка hc/h_{max} . Характерные зависимости величин hc/h_{max} и γ , на примере монокристаллов Si, показаны на рис. 2г. Числовые значения величины γ на масштабнo зависимой стадии зависимости $hc/h_{max} = f(h_{max})$ свидетельствует в пользу моноатомных микромеханизмов пластичности. С увеличением размера зоны деформирования (ростом h_{max}) и выходом на насыщение зависимости $hc/h_{max} = f(h_{max})$ величина γ несколько возрастает. При этом, например для монокристаллов Si, величина γ остается еще много меньше (см. рис. 2г) числовых значений, характерных для дислокационных механизмов пластичности. Числовые значения величины γ , для всех исследованных материалов, оказались порядка атомного объема, из чего следует, что лимитирующей стадией

начальной пластичности в этих материалах являются процессы зарождения и перемещения точечных дефектов.

Таким образом, в работе исследована доля упругой и пластической деформации в динамических наноконтактах, определены количественные доли каждого вида деформации в зависимости от масштабного и скоростного факторов, выявлены отдельные стадии наноконтактной деформации (стадия чисто упругой деформации и стадия упруго-пластической деформации, которая по поведению $hc/h_{max} = f(h_{max})$ и γ разбивается на масштабозависимую и масштабнезависимую), проведен активационный анализ и предложены возможные микромеханизмы начальных стадий пластической деформации.

ЛИТЕРАТУРА

1. Головин Ю.И. Наноиндентирование и его возможности. М.: Машиностроение, 2009. 324 с.
 2. Головин Ю.И. Введение в нанотехнику. М.: Машиностроение, 2008. 496 с.
 3. Springer Handbook of Nanotechnology / ed. by B. Bhushan. N. Y.: Springer, 2008. 1916 p.
 4. Nanotribology and Nanomechanics. An Introduction / ed. by B. Bhushan. Berlin; Heidelberg: Springer-Verlag, 2008. 1516 p.
 5. Головин Ю.И., Тюрин А.И., Иволгин В.И., Коренков В.В. // ЖТФ. 2000. Т. 70. № 5. с. 82-91.
 6. Oliver W.C., Pharr G.M. // J. Mater. Res. 1992. V. 7. № 6. P. 1564-1583.
 7. Головин Ю.И., Дуб С.Н. // Доклады академии наук. 2003. Т. 393. № 2. С. 180-183.
 8. Головин Ю.И., Дуб С.Н., Иволгин В.И., Коренков В.В., Тюрин А.И. // ФТТ. 2005. Т. 47. № 6. С. 961-973.
- БЛАГОДАРНОСТИ: Работа выполнена при поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 годы и финансовой поддержки программы У.М.Н.И.К.
- Поступила в редакцию 9 декабря 2010 г.
- Tyurin A.I., Vorobyov M.O., Shindyapin V.V., Ivolgin V.I., Boitsov E.A., Avdeyeva G.F., Beresner A.S., Kupryashkin A.M., Shuvarin I.A. Influence of high-speed and scale factors on party of elastic and plastic deformation at dynamic nano- and micro-indentation
- The article discusses the influence of high-speed and scale factors on a party of elastic and plastic deformation at dynamic nanoindentation and conditions of elastic – plastic transition in high-speed nanocontact deformation.
- Key words:* dynamic nanoindentation; elastic deformation; plastic deformation; elastic – plastic transition; dot defects.