

УДК 620.17, 539.3

А.П. КРЕНЬ, д-р техн. наук, доц.

заведующий лабораторией контактно-динамических методов контроля

E-mail: alekspk@mail.ru

Институт прикладной физики НАН Беларуси, г. Минск, Республика Беларусь

Поступила в редакцию 10.01.2022.

УДАРНОЕ ИНДЕНТИРОВАНИЕ МЕТАЛЛОВ В ОБЛАСТИ МАЛЫХ УПРУГОПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ

Целью работы является изучение и описание особенностей поведения металлов при ударном нагружении в области упругопластического перехода — при деформациях, не превышающих 3–4 %, которые являются характерными для измерения твердости материалов при динамическом индентировании. Установлено, что до достижения состояния полной пластичности превышение динамической твердости над статической не может быть объяснено только ростом скорости деформации и требует учета упругих свойств материала. Показано, что к существенному повышению динамической твердости материала приводит увеличение предела текучести и доли упругой деформации. Это вызвано особенностью измерений, заключающейся в фиксации значения предударной энергии, которая распределяется между упругим и пластическим вдавливанием в зависимости от характеристик материала: предела текучести, модуля упругости, коэффициента деформационного упрочнения.

Ключевые слова: индентирование, металлы, деформация, удар, упругопластичность

DOI: <https://doi.org/10.46864/1995-0470-2022-1-58-56-63>

Введение. Индентирование материалов широко используется для создания приборов для контроля качества и технического диагностирования изделий из различных материалов, в частности металлов, обладающих упругопластическими свойствами. Сам процесс индентирования является сложным для анализа, поскольку на него влияет целый ряд факторов: скорость деформации, трение, образование микротрещин, фазовые превращения при нагружении, перемещение дислокаций. Существующие фундаментальные работы посвящены в основном описанию поведения материалов при их квазистатическом индентировании [1–4]. При этом практически все из них направлены на исследование особенностей деформирования в области развитых пластических деформаций — свыше 4–5 %. Еще более сложным для аналитического описания является процесс динамического соударения индентора с металлическим полупространством при скоростях деформации выше 10^3 с^{-1} , при которых происходит резкое изменение картины пластического течения металла [5–7]. В этой связи исследование механики контактного взаимодействия и поведения металлов при их ударном нагружении сферическим индентором в области малых деформаций представляет значительный интерес. Такое изучение имеет и важную практическую направленность, поскольку ударные процессы часто встречаются на практике: при штамповке, столк-

новении предметов, прокатке. Более глубокое их понимание может использоваться при разработке технологий производства различных деталей, прогнозировании поведения металлов при дальнейшей эксплуатации, разработке приборов неразрушающего контроля.

Целью данной работы является изучение и описание особенностей поведения металлов при ударном нагружении в области упругопластического перехода — при деформациях, не превышающих 3–4 %.

Теоретические основы и постановка задачи. Охарактеризовать отличие в отклике металлов при динамическом и статическом индентировании сферическим наконечником можно на примере изменения твердости по Мейеру H^m , измеренной при различных скоростях деформации и рассчитываемой по формуле:

$$H^m = \frac{4P_{\max}}{\pi d_c^2}, \quad (1)$$

где P_{\max} — максимальное контактное усилие; d_c — диаметр проекции образующегося пластического отпечатка.

Очевидно, что значение H^m определяется величиной пластической деформации ϵ , образование и развитие которой зависит в том числе от скорости пластической деформации $\dot{\epsilon}$. Статическая твердость H_s^m измеряется при очень низкой $\dot{\epsilon}$, поряд-

ка 10^{-3} с^{-1} , позволяющей испытываемому материалу достигать равновесного состояния в любой момент времени испытания. При ударном нагружении этого не происходит и механизм деформирования может быть иным. В этой связи при условии равенства деформаций $\epsilon_d = \epsilon_s$ практически всегда наблюдается превышение динамической твердости H_d^m над статической H_s^m , которое, как правило, можно описать с помощью следующего уравнения [8]:

$$H_d^m = H_s^m + K \lg \left(\frac{\bar{\epsilon}_d}{\bar{\epsilon}_s} \right), \quad (2)$$

где K — коэффициент, характеризующий чувствительность металла к скорости пластической деформации; $\bar{\epsilon}_d$ и $\bar{\epsilon}_s$ — средняя скорость деформации при измерении динамической и статической твердости соответственно.

Величина ϵ при индентировании, как правило, рассчитывается по формуле Тейбора [9]:

$$\epsilon = 0,2 \frac{d_c}{D}, \quad (3)$$

где D — диаметр сферического наконечника индентора.

Здесь необходимо отметить, что формула (3), как показано в [10], может использоваться для определения истинных значений ϵ только после достижения материалом состояния полной пластичности. Данный момент характеризуется значением величины:

$$Z = \frac{E^*}{Y} \cdot \frac{d_c}{D}, \quad (4)$$

где E^* — приведенный модуль упругости, определяемый из выражения $\frac{1}{E^*} = \frac{1-\mu_n^2}{E_n} + \frac{1-\mu_m^2}{E_m}$, где E_n ,

E_m и μ_n, μ_m — модули упругости и коэффициенты Пуассона материала индентора и испытываемого материала соответственно; Y — напряжение течения материала при соответствующем значении среднего контактного давления (твердости по Мейеру).

В разных работах [8, 10] указываются различные значения $Z = 30 \div 100$ единиц, при которых металл достигает состояния полной пластичности, хотя в большинстве случаев принимается $Z = 35$. Если учесть, что для этого состояния выполняется

равенство $Y = \frac{H^m}{C}$ (C — коэффициент стеснения

“constraint factor”), то, зная твердость по Бринеллю HB и пользуясь приблизительным соотношением $H_s^m = 10 HB$, а также формулами (3) и (4), можно оценить деформацию, при которой наступает состояние полной пластичности при статическом индентировании:

$$\epsilon_{fp} = 0,2 \frac{d_c}{D} = 0,2 \frac{ZH_s^m}{CE^*}. \quad (5)$$

Считается, что для состояния полной пластичности $C = 3$ [9, 10], однако более точные эксперименты [8] показывают, что для цветных металлов $C = 2,4-2,6$, а для сталей $C = 3,0-3,1$. В [11] установлено, что данное состояние достигается при

отношении $\frac{d_c}{D} = 0,16 \div 0,2$ ($\epsilon = 0,032 \div 0,04$ (или $3,2-4,0 \%$)) для материалов, у которых $\frac{Y}{E^*} < 0,005$ и при $\frac{d_c}{D} = 0,3$ у материалов с $\frac{Y}{E^*} > 0,005$. Поэтому

применять формулу (3) на ранних стадиях деформирования не совсем корректно, если сравнивать эти данные с данными, получаемыми при растяжении или сжатии образца металла согласно стандартным процедурам испытаний, т.е. при использовании формулы (3) при $\epsilon < 0,032$ нельзя утверждать, что ϵ будет соответствовать величине деформации при растяжении или сжатии. Тем не менее для простого сопоставления данных при статическом и динамическом индентировании формула (3) может быть применена и не требует внесения каких-либо поправок.

Среднюю скорость деформации $\bar{\epsilon}$ можно определить как отношение ϵ к τ_a — длительности внедрения индентора в металл (времени активного этапа удара при динамическом нагружении):

$$\bar{\epsilon} = 0,2 \frac{d_c}{D\tau_a}. \quad (6)$$

С учетом (6) уравнение (2) может быть записано в виде:

$$H_d^m = H_s^m + K \lg \left(\frac{1}{5D} \cdot \frac{d_c}{\tau_a \bar{\epsilon}_s} \right). \quad (7)$$

Для статического индентирования величина $\bar{\epsilon}_s$

может считаться постоянной. Принимая $\frac{d}{D} = 0,25$

(минимально необходимое соотношение для определения HB) и учитывая, что длительность измерения составляет около 15 с, получим, что скорость деформации $\bar{\epsilon}_s \approx 3,3 \cdot 10^{-3} \text{ 1/с}$.

Для динамического индентирования, как следует из (6), значение $\bar{\epsilon}_d$ пропорционально соотношению

$\frac{d_c}{\tau_a}$, которое является переменной величиной. При этом предварительные эксперименты,

проведенные на испытательном оборудовании, описание которого приводится в следующем разделе, показывают, что если индентирование различных металлов проводится с одной постоянной

предударной скоростью V_0 , то величина $\frac{d_c}{\tau_a}$ для ме-

таллов с повышением твердости с 68 до 650 HB увеличивается примерно в 1,5 раза (рисунок 1 а).

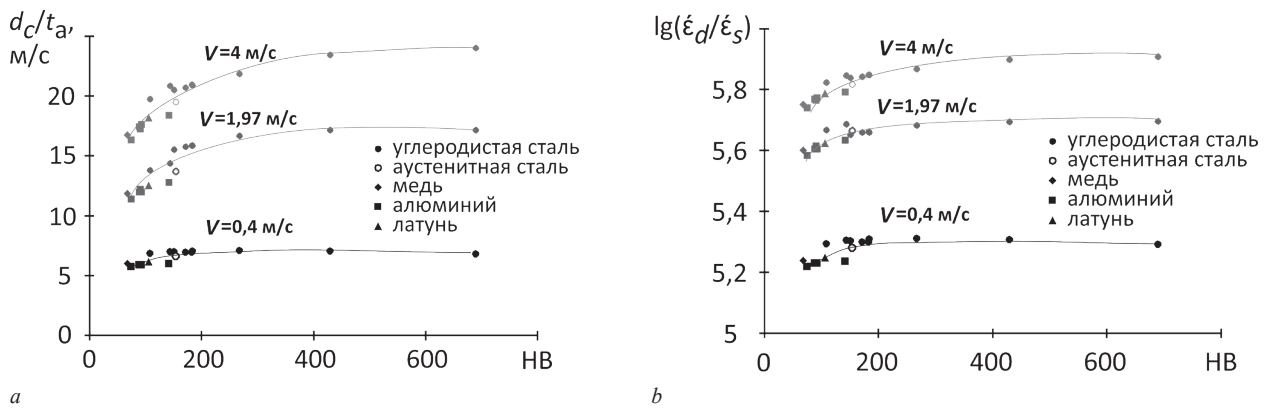


Рисунок 1 — Изменение $\frac{d_c}{t_a}$ (a) и $\lg\left(\frac{\bar{\epsilon}_d}{\bar{\epsilon}_s}\right)$ (b) в зависимости от твердости HB

Figure 1 — Change of $\frac{d_c}{t_a}$ (a) and $\lg\left(\frac{\bar{\epsilon}_d}{\bar{\epsilon}_s}\right)$ (b) depending on the HB hardness

В тоже время при изменении предупредной скорости V_0 с 0,4 до 4,0 м/с диапазон изменения $\bar{\epsilon}_d$ увеличивается в 4 раза — с 5,5 до 24 (см. рисунок 1 a). Это вполне естественно, поскольку с увеличением V_0 диаметр отпечатка d_c растет, а время активного удара τ_a уменьшается, что приводит к росту $\bar{\epsilon}_d$.

Значение $\lg\left(\frac{\bar{\epsilon}_d}{\bar{\epsilon}_s}\right)$ изменяется не столь значительно: во всем указанном диапазоне изменения HB и V_0 отклонение от среднего $\lg\left(\frac{\bar{\epsilon}_d}{\bar{\epsilon}_s}\right) = 5,5$ составляет не более 6 % (см. рисунок 1 b). При этом известно [7], что динамическая твердость может превышать статическую в 1,1–1,7 раза в зависимости от материала. Это позволяет утверждать, что влияние динамичности нагружения на H_d^m прежде всего обусловлено значением коэффициента K — чувствительностью конкретного металла к скорости деформации, а не самой $\dot{\epsilon}$. Значение $\lg\left(\frac{\bar{\epsilon}_d}{\bar{\epsilon}_s}\right)$ можно считать мало изменяющейся величиной, которая определяется внешними условиями — величинами V_0 (см. рисунок 1) и D , а K следует рассматривать как функцию многих параметров материала: предела текучести Y , модуля упругости E , типа кристаллической решетки, коэффициента деформационного упрочнения n и др. Рассмотрим, насколько уравнение (2) применимо для описания процесса ударного вдавливания сферического индентора в области малых деформаций, не превышающих 3–4 %.

Материалы и оборудование. Измерения твердости в статическом и динамическом режиме проводились одним и тем же индентором, изготовленным из карбида вольфрама, с диаметром сферического наконечника $D = 2,1$ мм. Масса индентора составляла $m = 7,5$ г. Измерения в статическом режиме проводилось на испытательной машине Time WDW,

позволяющей осуществлять плавное нагружение до заданного контактного усилия P_{\max} . После снятия нагрузки с помощью оптического микроскопа регистрировались значения диаметра пластического отпечатка d_c . Для ударного индентирования применялось экспериментальное оборудование, разработанное в Институте прикладной физики НАН Беларуси. Состав оборудования и его общий вид показан на рисунке 2.

Представленное оборудование позволяет проводить измерения с предупредной скоростью от 0,1 до 5 м/с. Измерение диаметра отпечатка проводилось оптическим микроскопом МИ-1 производства ОАО «Микроэлектронные системы» с помощью программного обеспечения AXALIT или путем математической обработки диаграммы динамического нагружения, полученной с помощью установки [12, 13]. Важной особенностью оборудования для индентирования является также возможность смены индентора, что позволяет осуществлять ударное нагружение бойком выбранной формы: сферической, конической, пирамидальной.

Для практических целей сферическая форма является предпочтительной, поскольку острые инденторы быстро затупляются или ломаются, что приводит к получению несопоставимых данных. Применение сферического индентора усложняет анализ поведения металлов при деформировании, поскольку при его внедрении ϵ постоянно изменяется, в отличие от инденторов конической и пирамидальной формы, для которых $\epsilon = \text{const}$. В то же время это позволяет получить больший объем информации о поведении материала.

Для исследования были взяты металлы и сплавы различных марок, механические характеристики которых приведены в таблице.

Материалы имеют различную кристаллическую решетку и обладают различным сочетанием твердости и модуля упругости, что позволяет выполнить объективный анализ их поведения при приложении нагрузки.



Рисунок 2 — Схема оборудования и внешний вид установки
Figure 2 — Equipment scheme and appearance

Результаты и обсуждение. На рисунке 3 показаны полученные зависимости изменения статической и динамической твердости.

Как видно из рисунка 3, наибольшее расхождение наблюдается при $\epsilon < 0,03 \div 0,04$. До 4 % соотношение $H_d^m/H_s^m = 1,5 \div 2,2$ и при возрастании $\epsilon > 4\%$ величина этого соотношения уменьшается. Если рассчитать величину коэффициента K , исходя из уравнения (2), пользуясь данными рисунка 3

и получаемыми значениями $\lg\left(\frac{\bar{\epsilon}_d}{\bar{\epsilon}_s}\right)$ (см. рисунок 1), и построить зависимость $K = f(\epsilon)$ (рисунок 4), то можно отметить определенные тенденции для различных материалов. Для материалов с низкой твердостью (сталь 109 HB, медь и латунь) K остается практически постоянным при любых ϵ . Для стали 183 HB и алюминия при увеличении ϵ величина K падает более заметно и остается практически постоянной для $\epsilon > 4\%$. Для образца стали с твердостью 650 HB K непрерывно снижается с ростом ϵ .

При этом если определить по формуле (5) деформацию ϵ_{fp} , принимая $Z \approx 35$, то можно отметить, что ϵ_{fp} (см. таблицу) примерно совпадает с теми значениями, при которых значение K становится практически постоянным. Это дает основание утверждать, что уравнение (2) может использоваться для описания процесса индентирования только при деформациях, для которых материал

находится в состоянии полной пластичности по меньшей мере при статическом вдавливании.

Рассмотрим, насколько быстро это состояние достигается для ударного индентирования. Известно [14], что для описания поведения отклика материала при ударном нагружении для состояния полной пластичности можно применить следующее выражение:

$$e^2 = \frac{3\sqrt{2}\pi^4}{5} \left(\frac{P_m}{E^*} \right) \left(\frac{mV_0^2}{2P_m R^3} \right)^{-1/4}, \quad (8)$$

где $e = V_0/V_r$ — коэффициент восстановления скорости; V_r — скорость отскока индентора; $P_m = H_m$ — среднее контактное давление; R — радиус индентора.

Из данного выражения следует, что ϵ пропорционален $V_0^{-1/4}$. На рисунке 5 показаны зависимости $\epsilon = f(V_0^{-1/4})$ для рассматриваемых материалов. Как видно, с увеличением предударной скорости ϵ снижается. Если предположить, что для максимальной предударной скорости внедрения V_0 материал находится в состоянии полной пластичности, то все остальные значения $V_0^{-1/4}$ должны лежать на линии, соединяющей эту точку с началом координат. Это условие выполняется для меди, латуни, стали с твердостью 109 HB (см. рисунок 5). Для остальных материалов при определенных скоростях наблюдается отход точек от этой прямой. Как показывают экспериментальные данные, при этих значениях V_0 достигаются ϵ , при которых начинается увеличение коэффициента K (см. рисунок 4).

Таблица — Основные сведения об испытуемых материалах
Table — Basic data about the materials tested

Материал	Марка	HB	E, ГПа	Кристаллическая решетка	Предел текучести Y_s , МПа	C [8]	ϵ_{fp} , % (Z = 35)
Алюминий	АК8	142	70	ГЦК	390	2,6	3,8
Медь	М00	68	100		220	2,4	1,7
Латунь	Л63	106	90		320	2,5	2,9
Сталь	10сп	109	200	ОЦК	410	3,0	2,5
Сталь	У10А	183			530		4,3
Сталь	У10А	650			1800		15,2

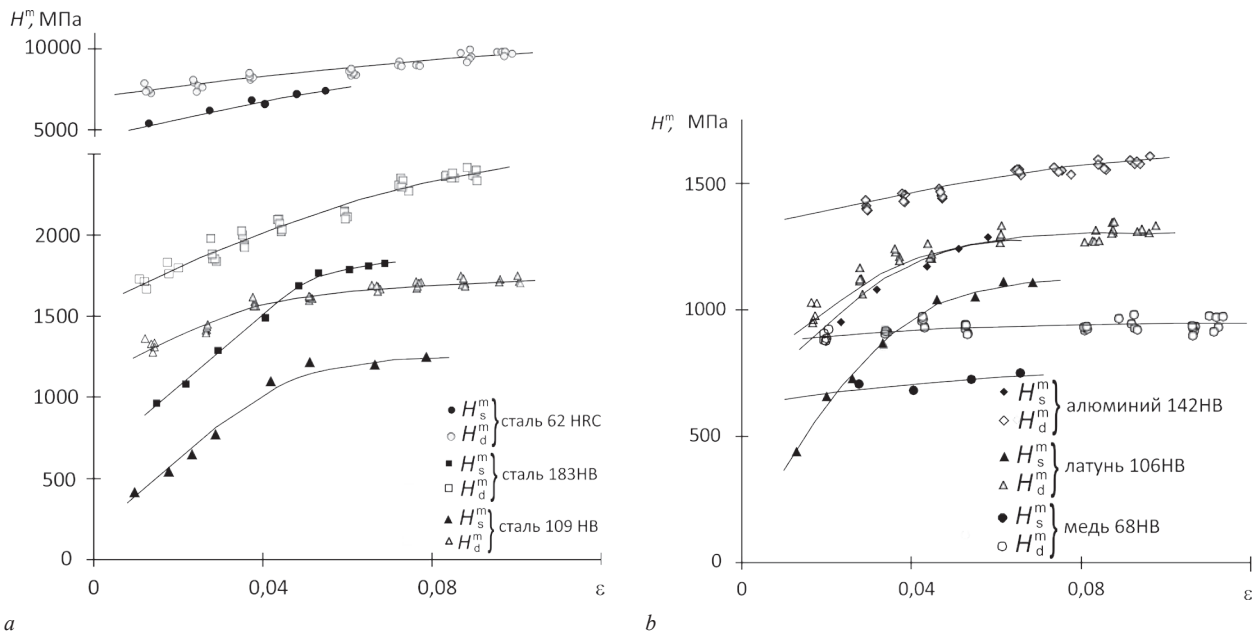


Рисунок 3 — Изменение H_s^m и H_d^m от величины деформации: *a* — стали; *b* — цветные металлы и сплавы
 Figure 3 — Change of H_s^m and H_d^m depending on strain value: *a* — steels; *b* — non-ferrous metals and alloys

Из формулы (8), полагая, что $P_m = H_m = CY_d$, можно получить связь между ϵ и динамическим пределом текучести Y_d :

$$Y_d = \frac{0,68}{C} \left(\frac{mV_0^2 e^8 E^{*4}}{R^3} \right)^{1/5}. \quad (9)$$

Если рассчитать по формуле (9) значение Y_d , принимая значение C согласно таблице, можно отметить его значимое увеличение с повышением V_0 для стали с твердостью 183 и 650 HB и алюминия (рисунок 6). При этом значение Y_d после достижения практически постоянной величины превышает примерно в 1,1–1,4 раза значение Y_s (см. таблицу), что согласуется с известными данными [9].

Таким образом, можно констатировать, что в большинстве случаев материал при динамическом индентировании находится в состоянии полной пластичности, примерно при тех же значениях деформации, что и при статическом вдавливании. Однако выражение (2), как уже отмечалось ранее, при значениях $\epsilon < \epsilon_{fp}$ не выполняется. Более

существенное превышение H_d^m над H_s^m при $\epsilon < \epsilon_{fp}$, по-видимому, определяется повышением предела текучести Y_d при динамическом нагружении и изменением коэффициента деформационного упрочнения n для малых значений деформации [15, 16].

Проанализируем вклад упругой и пластической деформации в материале в создаваемое при ударе значение контактного усилия. Принципиальное отличие статических измерений твердости от динамических состоит в том, что при статическом вдавливании индентора вне зависимости от величины механических характеристик (Y , E , n) на материал всегда будет воздействовать заданное усилие P , в то время как при ударе нормируется не контактное усилие, а значение кинетической энергии W_d , которая расходуется на упругое и пластическое деформирование материала. В этом случае максимальное контактное усилие P_{max} является не постоянной величиной, а функцией свойств контролируемого материала. Известно, что упругая и пластическая деформации развиваются независимо друг от друга, поэтому, используя закон сохранения энергии, можно записать:

$$W_d = AP_{max}h_{max} = AP_{max}(h_e + h_p), \quad (10)$$

где A — коэффициент; h_e и h_p — глубина упругого и пластического вдавливания индентора соответственно.

С повышением предела текучести при ударе для небольших деформаций существенно вырастет доля упругой деформации и возрастет контактное усилие. При этом W_d останется прежней. Графически данная ситуация схематично отображена на рисунке 7. На нем также показана зависимость $P = f(h)$ для случая статического вдавливания.

При условии равенства работ, затрачиваемых на статическое и динамическое вдавливание,

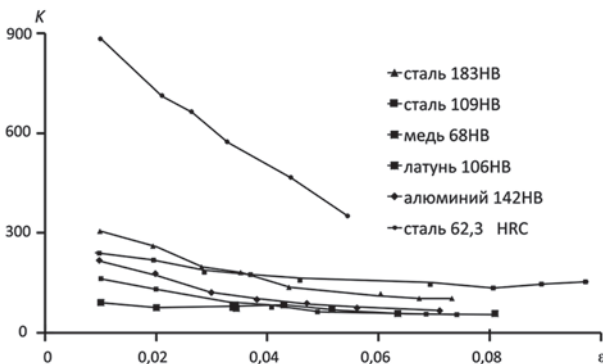


Рисунок 4 — Изменение коэффициента чувствительности K при различных значениях деформации
 Figure 4 — Change of the sensitivity coefficient K at different strain values

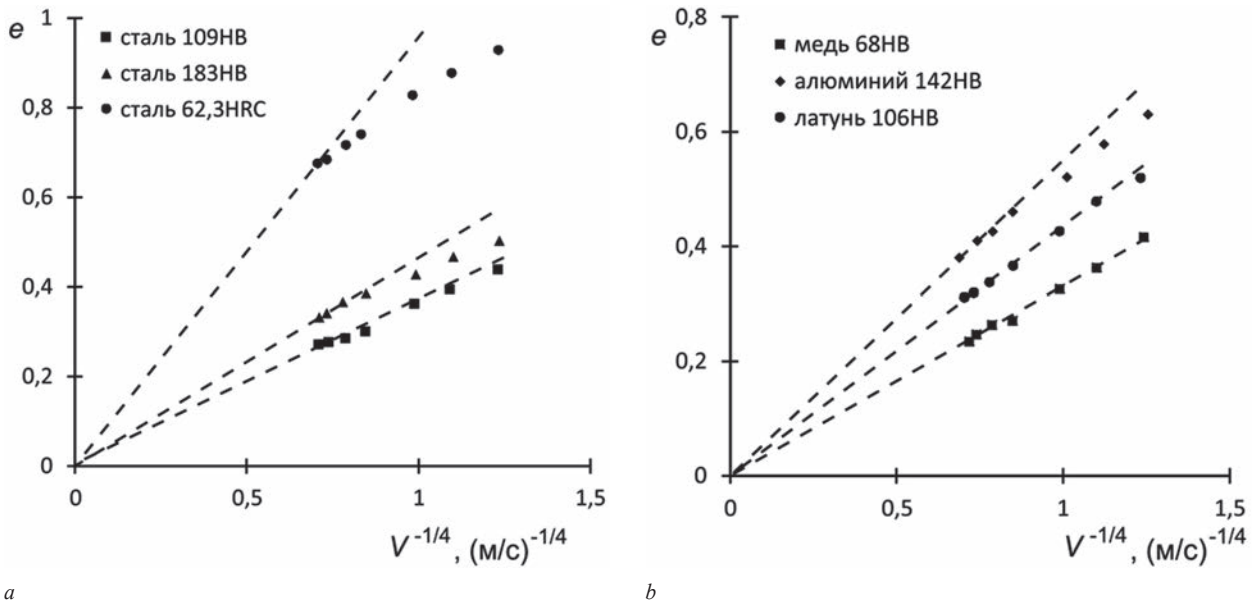


Рисунок 5 — Зависимость $\varepsilon = f(V_0^{-1/4})$
 Figure 5 — Dependence $\varepsilon = f(V_0^{-1/4})$

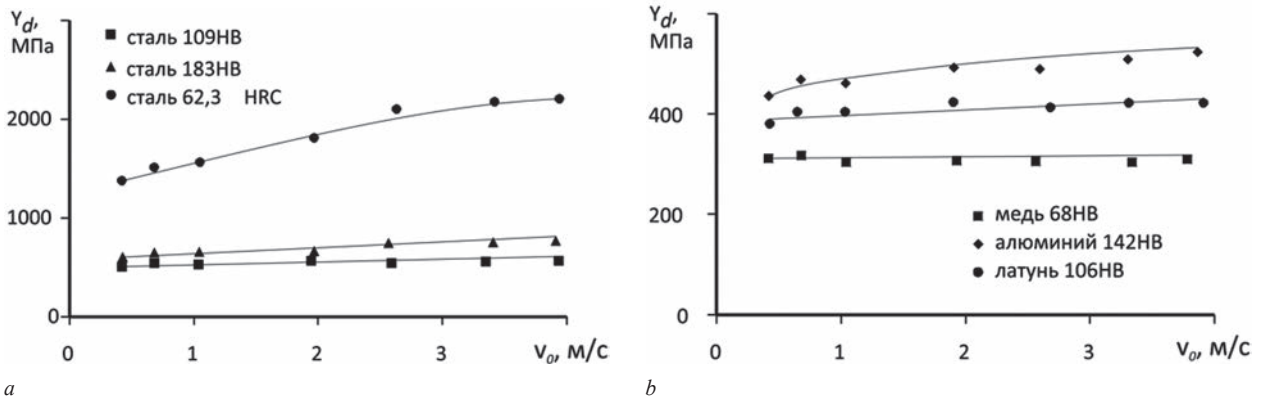


Рисунок 6 — Изменение динамического предела текучести с увеличением предударной скорости для сталей (a) и цветных металлов (b)

Figure 6 — Change of the dynamic yield strength with an increase in the initial impact velocity for steels (a) and non-ferrous metals (b)

$W_d = W_s$ доля упругой части глубины внедрения h_{ed} для удара будет выше, чем для статического h_{es} внедрения индентора. Также на кривую вдавливания окажут влияние E и n . Однако для ударного

вдавливания вопрос значимости этого влияния пока недостаточно изучен, а разделить эффекты влияния всех факторов при использовании только сферического индентора довольно сложно. Отдельные моменты в изучении этой проблемы можно найти в работе [17].

Полученные результаты согласуются с известными данными и расширяют понимание процессов ударного деформирования при малых деформациях. Ударное индентирование и представленная экспериментальная установка представляют собой эффективное средство для изучения поведения материалов при различных скоростях деформирования и деформациях. Перспективным для изучения является исследование поведения материалов при их индентировании пирамидальным и конусным инденторами, с помощью которых можно создать постоянную деформацию при вдавливании. Это позволит изучить влияние коэффициента деформационного упрочнения на начальную стадию упруго-пластического деформирования.

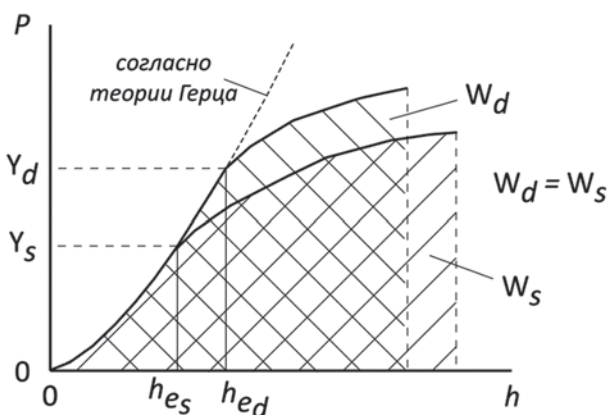


Рисунок 7 — Схематичное представление изменения кривой деформирования при увеличении предела текучести
 Figure 7 — Schematic representation of the change in the deformation curve with increasing yield strength

Выводы. Проведенный анализ является одним из этапов в понимании процессов ударного контактного взаимодействия материалов при малых деформациях и имеет большое значение для создания теории, позволяющей перейти от динамических характеристик вдавливания к статическим и созданию соответствующих методик и приборов неразрушающего контроля.

Показано, что при ударе со скоростями в диапазоне 0,4–4,0 м/с превышение динамической твердости над статической не может быть объяснено только ростом скорости деформации при измерениях, а коэффициент чувствительности к скорости деформации при деформациях менее 4 % имеет тенденцию к увеличению.

Установлено, что при ударе материал достигает состояния полной пластичности практически при тех же деформациях (3–4 %), что и при статическом нагружении. В то же время повышение динамического предела текучести и доли упругой деформации приводит к существенному увеличению динамической твердости материала (1,5–2,2 раза).

Показано, что измерение динамической твердости обладает особенностью, заключающейся в фиксировании значения предупредительной энергии, которая распределяется между упругим и пластическим вдавливанием в зависимости от характеристик материала: предела текучести, модуля упругости, коэффициента деформационного упрочнения. Изучение степени влияния этих характеристик на значение твердости в зоне перехода от упругого к пластическому вдавливанию представляет значительный интерес для прогнозирования поведения металла при малых деформациях, создаваемых ударными нагрузками.

Список литературы

1. Tirupataiah, Y. A comprehensive analysis of the static indentation process / Y. Tirupataiah, G. Sundararajan // *Materials Science and Engineering*. — 1987. — Vol. 91. — Pp. 169–180. — DOI: [https://doi.org/10.1016/0025-5416\(87\)90295-3](https://doi.org/10.1016/0025-5416(87)90295-3).
2. Oliver, W.C. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments / W.C. Oliver, G.M. Pharr // *Journal of Materials Research*. — 1992. — Vol. 7, iss. 6. — Pp. 1564–1583. — DOI: <https://doi.org/10.1557/JMR.1992.1564>.
3. VanLandingham, M.R. Review of instrumented indentation / M.R. VanLandingham // *Journal of Research of the National Institute of Standards and Technology*. — 2003. — Vol. 108, no. 4. — Pp. 249–265. — DOI: <https://doi.org/10.6028/jres.108.024>.
4. Bahr, D.F. Plastic zone and pileup around large indentations / D.F. Bahr, W.W. Gerberich // *Metallurgical and Materials Transactions A*. — 1996. — Vol. 27, iss. 12. — Pp. 3793–3800. — DOI: <https://doi.org/10.1007/BF02595628>.
5. Mok, C.H. The dynamic stress-strain relation of metals as determined from impact tests with a hard ball / C.H. Mok, J. Duffy // *International Journal of Mechanical Sciences*. — 1965. — Vol. 7, iss. 5. — Pp. 355–366. — DOI: [https://doi.org/10.1016/0020-7403\(65\)90064-0](https://doi.org/10.1016/0020-7403(65)90064-0).
6. Lu, J. Dynamic indentation for determining the strain rate sensitivity of metals / J. Lu, S. Suresh, G. Ravichandran // *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. — 2003. — Vol. 51, iss. 11–12. — Pp. 1923–1938. — DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmps.2003.09.007>.
7. Koeppel, B.J. Dynamic Indentation Hardness of Metals / B.J. Koeppel, G. Subhash // *IUTAM Symposium on micro- and macrostructural aspects of thermoplasticity: Proc. of the IUTAM Symposium, Bochum, 25–29 Aug. 1997 / eds.: O.T. Bruhns, E. Stein*. — Dordrecht, 1997. — Vol. 62. — Pp. 447–456. — DOI: https://doi.org/10.1007/0-306-46936-7_43.
8. Sundararajan, G. The localization of plastic flow under dynamic indentation conditions: I. Experimental results / G. Sundararajan, Y. Tirupataiah // *Acta Materialia*. — 2006. — Vol. 54, iss. 3. — Pp. 565–575. — DOI: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2005.09.022>.
9. Tabor, D. *The hardness of metals* / D. Tabor. — Oxford: Clarendon Press, 1951. — 176 p.
10. Johnson, K.L. *Contact Mechanics* / K.L. Johnson. — Cambridge: Cambridge University Press, 1985. — DOI: <https://doi.org/10.1017/CBO9781139171731>.
11. Mesarovic, S.Dj. Spherical indentation of elastic-plastic solids / S.Dj. Mesarovic, N.A. Fleck // *Proc. of The Royal Society A Mathematical Physical and Engineering Sciences*. — 1999. — Vol. 455, iss. 1987. — Pp. 2707–2728. — DOI: <https://doi.org/10.1098/rspa.1999.0423>.
12. Kren, A.P. Determination of the physic and mechanical characteristics of isotropic pyrolytic graphite by dynamic indentation method / A.P. Kren, T.A. Protasenyia // *Russian Journal of Nondestructive Testing*. — 2014. — Vol. 50, iss. 7. — Pp. 419–425. — DOI: <https://doi.org/10.1134/S1061830914070079>.
13. Kren, A.P. Determination of the critical stress intensity factor of glass under conditions of elastic contact by the dynamic indentation method / A.P. Kren // *Strength of Materials*. — 2009. — Vol. 41, iss. 6. — Pp. 628–636. — DOI: <https://doi.org/10.1007/s11223-009-9172-x>.
14. Wu, C.-Y. Rebound behaviour of spheres for plastic impacts / C.-Y. Wu, L.-Y. Li, C. Thornton // *International Journal of Impact Engineering*. — 2003. — Vol. 28, iss. 9. — Pp. 929–946. — DOI: [https://doi.org/10.1016/S0734-743X\(03\)00014-9](https://doi.org/10.1016/S0734-743X(03)00014-9).
15. Alcalá, J. Reassessing spherical indentation: Contact regimes and mechanical property extractions / J. Alcalá, D. Esqué-De Los Ojos // *International Journal of Solids and Structures*. — 2010. — Vol. 47, iss. 20. — Pp. 2714–2732. — DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2010.05.025>.
16. Gao, X.-L. Two New Expanding Cavity Models for Indentation Deformations of Elastic Strain-Hardening Materials / X.-L. Gao, X.N. Jing, G. Subhash // *International Journal of Solids and Structures*. — 2006. — Vol. 43, iss. 7–8. — Pp. 2193–2208. — DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2005.03.062>.
17. Kren, A.P. Determination of the Strain-Hardening Exponent of a Metallic Material by Low-Speed Impact Indentation / A.P. Kren, V.A. Rudnitskii // *Russian Metallurgy (Metally)*. — 2019. — Vol. 2019, iss. 4. — Pp. 478–483. — DOI: <https://doi.org/10.1134/S0036029519040220>.

KREN Alexander P., D. Sc. in Eng., Assoc. Prof.
 Head of the Laboratory of Contact-Dynamic Control Methods
 E-mail: alekspk@mail.ru

Institute of Applied Physics of the NAS of Belarus, Minsk, Republic of Belarus

Received 10 January 2022.

IMPACT INDENTATION OF METALS AT THE SMALL ELASTOPLASTIC STRAIN

The aim of this paper is to study and describe the behavior features of metals under impact loading in the area of elastic-plastic transition, with strains not exceeding 3–4 %, which are typical for measuring the hardness of materials during dynamic indentation. It has been established that until the state of full plasticity is reached, the excess of the dynamic hardness over the static one cannot be explained only by an increase of the strain rate and requires taking into account the elastic properties of the material. It is shown that a grow of the yield stress and the part of elastic deformation leads to a significant increase in the dynamic hardness of the material. This is due to the feature of measurements, which consists in fixing the value of the initial impact energy, which is distributed between elastic and plastic part of strain, depending on the characteristics of the material: yield stress, elastic modulus, strain-hardening coefficient.

Keywords: indentation, metals, deformation, impact, elastoplasticity

DOI: <https://doi.org/10.46864/1995-0470-2022-1-58-56-63>

References

1. Tirupataiah Y., Sundararajan G. A comprehensive analysis of the static indentation process. *Materials science and engineering*, 1987, vol. 91, pp. 169–180. DOI: [https://doi.org/10.1016/0025-5416\(87\)90295-3](https://doi.org/10.1016/0025-5416(87)90295-3).
2. Oliver W.C., Pharr G.M. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments. *Journal of materials research*, 1992, vol. 7, iss. 6, pp. 1564–1583. DOI: <https://doi.org/10.1557/JMR.1992.1564>.
3. VanLandingham M.R. Review of instrumented indentation. *Journal of research of the National Institute of Standards and Technology*, 2003, vol. 108, no. 4, pp. 249–265. DOI: <https://doi.org/10.6028/jres.108.024>.
4. Bahr D.F., Gerberich W.W. Plastic zone and pileup around large indentations. *Metallurgical and materials transactions A*, 1996, vol. 27, iss. 12, pp. 3793–3800. DOI: <https://doi.org/10.1007/BF02595628>.
5. Mok C.H., Duffy J. The dynamic stress-strain relation of metals as determined from impact tests with a hard ball. *International journal of mechanical sciences*, 1965, vol. 7, iss. 5, pp. 355–366. DOI: [https://doi.org/10.1016/0020-7403\(65\)90064-0](https://doi.org/10.1016/0020-7403(65)90064-0).
6. Lu J., Suresh S., Ravichandran G. Dynamic indentation for determining the strain rate sensitivity of metals. *Journal of the mechanics and physics of solids*, 2003, vol. 51, iss. 11–12, pp. 1923–1938. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmps.2003.09.007>.
7. Koeppel B.J., Subhash G. Dynamic indentation hardness of metals. *Proc. IUTAM symposium on micro- and macrostructural aspects of thermoplasticity*. Bochum, 1997, vol. 62, pp. 447–456. DOI: https://doi.org/10.1007/0-306-46936-7_43.
8. Sundararajan G., Tirupataiah Y. The localization of plastic flow under dynamic indentation conditions: I. Experimental results. *Acta materialia*, 2006, vol. 54, iss. 3, pp. 565–575. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2005.09.022>.
9. Tabor D. *The hardness of metals*. Oxford, Clarendon Press, 1951. 176 p.
10. Johnson K.L. *Contact mechanics*. Cambridge, Cambridge University Press, 1985. DOI: <https://doi.org/10.1017/CBO9781139171731>.
11. Mesarovic S.Dj., Fleck N.A. Spherical indentation of elastic-plastic solids. *Proceedings of The Royal Society A. Mathematical physical and engineering sciences*, 1999, vol. 455, iss. 1987, pp. 2707–2728. DOI: <https://doi.org/10.1098/rspa.1999.0423>.
12. Kren A.P., Protasenyta T.A. Determination of the physic and mechanical characteristics of isotropic pyrolytic graphite by dynamic indentation method. *Russian journal of nondestructive testing*, 2014, vol. 50, iss. 7, pp. 419–425. DOI: <https://doi.org/10.1134/S1061830914070079>.
13. Kren A.P. Determination of the critical stress intensity factor of glass under conditions of elastic contact by the dynamic indentation method. *Strength of materials*, 2009, vol. 41, iss. 6, pp. 628–636. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11223-009-9172-x>.
14. Wu C.-Y., Li L.-Y., Thornton C. Rebound behaviour of spheres for plastic impacts. *International journal of impact engineering*, 2003, vol. 28, iss. 9, pp. 929–946. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0734-743X\(03\)00014-9](https://doi.org/10.1016/S0734-743X(03)00014-9).
15. Alcalá J., Esqué-De Los Ojos D. Reassessing spherical indentation: Contact regimes and mechanical property extractions. *International journal of solids and structures*, 2010, vol. 47, iss. 20, pp. 2714–2732. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2010.05.025>.
16. Gao X.-L., Jing X.N., Subhash G. Two new expanding cavity models for indentation deformations of elastic strain-hardening materials. *International journal of solids and structures*, 2006, vol. 43, iss. 7–8, pp. 2193–2208. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2005.03.062>.
17. Kren A.P., Rudnitskii V.A. Determination of the strain-hardening exponent of a metallic material by low-speed impact indentation. *Russian metallurgy (metally)*, 2019, vol. 2019, iss. 4, pp. 478–483. DOI: <https://doi.org/10.1134/S0036029519040220>.