

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ МЕТАЛЛОВ МЕТОДОМ МИКРОУДАРНОГО ИНДЕНТИРОВАНИЯ СФЕРИЧЕСКИМ БОЙКОМ

© 2019 г. В.А. Рудницкий¹, А.П. Крень^{1,*}, Г.А. Ланцман¹

¹Институт прикладной физики НАН Беларуси,
Беларусь 220072 Минск, ул. Академическая, 16
E-mail: *alekspk@mail.ru

Поступила в редакцию 10.05.2018; после доработки 14.06.2018;
принята к публикации 24.08.2018

Рассмотрена методика неразрушающего контроля предела текучести сталей, основанная на обработке данных диаграммы динамического вдавливания сферического индентора в испытуемый материал. Отличительной ее особенностью является использование части диаграммы ударного вдавливания, охватывающей две стадии: чисто упругое и упругопластическое деформирование. Теоретически обоснован диапазон деформаций, в котором начинает развиваться пластическое течение материала при ударном микроиндентировании. Показана возможность регистрировать с помощью имеющейся аппаратуры процессы, соответствующие начальной стадии микропластической деформации. Проведены эксперименты по деформированию низко-, среднеуглеродистых и трубных сталей. В результате сопоставления полученных значений среднего контактного давления при динамическом индентировании с величинами статического предела текучести, определенного при растяжении образцов, выявлено наличие линейной связи между ними. Показано, что разработанная методика позволяет определить предел текучести сталей с достаточной точностью: погрешность измерения не превысила 60 МПа, или 13 %, в рассматриваемом диапазоне от 230 до 1400 МПа.

Ключевые слова: предел текучести, металлы, динамическое индентирование, сферический индентор, упругопластическая деформация, среднее контактное давление.

DOI:10.1134/S0130308219020076

ВВЕДЕНИЕ

Предел текучести σ_T является одной из механических величин, измерение которой обязательно при проведении технического диагностирования потенциально опасного промышленного оборудования: трубопроводов, сосудов, работающих под давлением, изделий машиностроения и др. В большинстве случаев для ее определения используются специальные образцы, заготовки для изготовления которых вырезаются из основного металла (или сварного соединения). В дальнейшем данные образцы разрушаются на испытательных машинах для получения диаграммы растяжения и расчета значения σ_T . При этом в зависимости от характера деформирования определяют физический или условный предел текучести, но не разделяют эти понятия при проведении прочностных расчетов, называя их просто пределом текучести. Неизбежное повреждение металла изделия требует впоследствии расходов на проведение ремонта, а изготовление образцов также является довольно затратным по времени процессом. В этой связи проведение исследований по созданию неразрушающего метода контроля предела текучести является актуальным направлением для промышленности.

АНАЛИЗ ПРИМЕНЯЕМЫХ МЕТОДОВ

Ранее проведенные исследования [1—8] показали, что убедительной альтернативы применению методов индентирования для неразрушающего контроля σ_T практически нет. Из [9—11] можно сделать вывод, что магнитные методы могут применяться для этой цели, но, как правило, для отдельных марок сталей. При этом требуется большое количество измерений с проведением размагничивания материала в месте контроля после каждого измерения. Объясняется это тем, что на σ_T влияют размер зерна, количество, морфологический состав неметаллических включений и другие факторы, которые в то же время оказывают слабое влияние на изменение параметров кристаллографической структуры, например, коэрцитивную силу или магнитную проницаемость.

В [5, 6] показано, что наиболее просто оценить предел текучести по величине твердости H , поскольку эти два параметра имеют одну физическую природу, а для измерения твердости уже существует ряд хорошо зарекомендовавших себя на практике приборов. Известные методы определения σ_T по величине H предполагают проведение корреляционно-регрессионного анализа на основании обработки большого массива данных. При этом установленные эмпирические зависимости σ_T от твердости по Виккерсу HV или Бринеллю HB для различных материалов могут отличаться значениями коэффициентов корреляции, отражающих тесноту связи этих характеристик.

Это в полной мере относится к [5], в которой было установлено, что корреляционная зависимость для сталей $\sigma_T = f(HV)$ подчиняется линейному закону

$$\sigma_T = -90,7 + 2,871 HV. \quad (1)$$

Здесь HV выражено в кгс/мм², а получаемое расчетом значение σ_T — в МПа.

Для определения характеристик авиационного алюминиевого сплава в [6] приведена следующая формула, где так же наблюдается линейная зависимость σ_T от твердости по Виккерсу:

$$\sigma_T = 182,3 + 0,383 HV. \quad (2)$$

Использование в (1) и (2) в качестве твердости значения HV объясняется тем, что при вдавлении пирамиды Виккерса в испытуемом материале создается одинаковая деформация, примерно равная 8 % независимо от приложенной нагрузки [12, 13]. Необходимо отметить, что по формулам (1) и (2) предел текучести можно определять только для материалов, не подвергшихся механическому упрочнению.

Более точная оценка σ_T требует применения усложненных подходов, учитывающих упрочнение металла вследствие пластического деформирования при измерениях. Здесь следует отметить [7, 8], в которых приведено наиболее простое выражение для определения σ_T металлов с введением в уравнение показателя деформационного упрочнения n

$$\sigma_T = \frac{HV}{3}(0,1)^n. \quad (3)$$

Здесь HV выражено в кгс/мм², получаемое расчетом значение σ_T — также в кгс/мм².

С помощью формулы (3) можно получить более точные значения предела текучести для более широкого класса металлов, поскольку показатель деформационного упрочнения n учитывает особенности деформирования, но при этом за базовое значение твердости берется твердость при 8 % деформации, что достаточно далеко от значений деформации на пределе текучести. В данном случае результат определения σ_T во многом будет зависеть от точности вычисления n , другими словами, от того, насколько правильно с помощью n будет сделан переход от временного сопротивления при разрыве σ_B к σ_T . При этом значения n в большинстве случаев заранее не известны, что делает формулу (3) неподходящей для практического использования, поскольку самым точным способом определения n являются все те же разрушающие испытания образцов на растяжение. Использование результатов измерений, при которых деформация близка к деформации, характерной для измерения искомой механической характеристики, хорошо зарекомендовало себя в случае определения временного сопротивления разрыву σ_B по значению твердости по Виккерсу или Бринеллю. Полученные результаты позволили создать нормативные документы, устанавливающие соответствие между твердостью и временным сопротивлением разрыву, которые широко применяются во многих странах [14—16].

Таким образом, основной причиной недостаточной точности определения σ_T по твердости, очевидно, является тот факт, что данные о материале получают при ε , находящейся достаточно далеко от тех деформаций, при которых зарождается и начинает развиваться пластическое течение металла.

ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПОЛОЖЕНИЯ

Из вышесказанного можно сделать вывод, что использование для анализа и получения данных области перехода от упругой к упругопластической деформации при индентировании представляет значительный практический интерес. В настоящей работе предложен новый подход, сущность которого заключается в определении σ_T для некоторой заданной остаточной деформации, при которой в материале создаются пластические деформации, близкие к $\varepsilon = 0,002$ (0,2 %), соответствующей условному пределу текучести при растяжении для материалов без выраженной площадки текучести. В этом случае результат определения σ_T практически не будет зависеть от n .

Рассмотрим применение этого подхода при условии использования динамических диаграмм внедрения индентора в металл. Как правило, в записываемых диаграммах вдавливания, в координатах «контактное усилие F — глубина внедрения h » (рис. 1а), стадия чистой упругой деформации занимает очень малую часть в общей деформации и выделить ее из получаемых зависимостей очень сложно. Подтверждением этому могут служить простые расчеты. Известно [17], что начало текучести в метал-

лах связано с достижением критической величины $\frac{d_c}{D}$ в отпечатке (рис. 1б), которая зависит от отношения $\frac{E^*}{\sigma_T}$. Здесь E^* — приведенный модуль упругости, определяемый из выражения

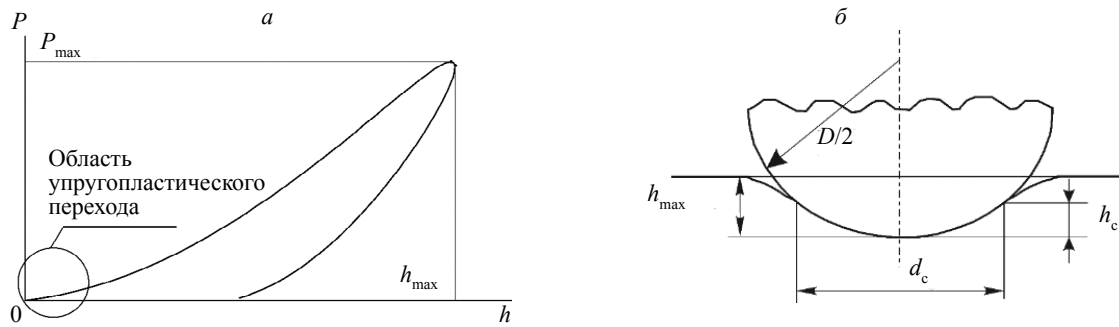


Рис. 1. Типичная диаграмма вдавливания (а) и схема контакта индентора с материалом (б).

$\frac{1}{E^*} = \frac{1-\mu_i^2}{E_i} + \frac{1-\mu_m^2}{E_m}$, где E_i, E_m и μ_i, μ_m — модули упругости и коэффициенты Пуассона материала индентора и испытуемого материала соответственно. В [17] приведены зависимости $\frac{d_c}{D}$ в виде функции $\frac{E^*}{\sigma_T}$, из которых следует, что для сталей с небольшим пределом текучести, у которых $\frac{E^*}{\sigma_T} \approx 500$, начало текучести имеет место при $\frac{d_c}{D} = 0,0052$, а для более прочных сталей $\frac{E^*}{\sigma_T} \approx 250$ — при $\frac{d_c}{D} = 0,01$.

При этом можно примерно оценить значение ε , развиваемой в момент начала текучести. Если воспользоваться формулой Тэйбора [13]

$$\varepsilon = 0,2 \frac{d_c}{D}, \tag{4}$$

то $\varepsilon = 0,002$, или 0,2 %, то есть деформация, равна величине, которая принята для расчета условного предела текучести для материалов без площадки текучести. Однако следует отметить, что формула (4), как показано в [13], может использоваться для определения истинных значений ε только после достижения величины $\frac{d_c}{D} = 0,16$ ($\varepsilon = 0,032$ (или 3,2 %)), которая характеризует развитую пластичность независимо от величины $\frac{E^*}{\sigma_T}$.

Возможность точной регистрации упругоупругого перехода повышается, если следовать результатам [17, 18], в которых было установлено, что хотя начало пластического течения имеет место при $\frac{P_m}{\sigma_T} = 1,07$ (P_m — среднее контактное давление), практическое проявление пластической деформации происходит при $\frac{P_m}{\sigma_T} = 1,6$. Если воспользоваться зависимостью $\frac{P_m}{\sigma_T} = f\left(\frac{E^* d_c}{\sigma_T D}\right)$, приведенной в [12], и формулой (4), то для значений $\frac{E^*}{\sigma_T} = 250 - 500$ эта величина будет соответствовать приблизительно значению деформации 0,2—0,6 %. При этом, как показано в [18], использование значения 1,6 вместо 1,07 дает погрешность в оценке предела текучести материалов от -3,1 до +3,3 % от справочного значения σ_T .

Данные результаты говорят о том, что диапазон, в котором реально может фиксироваться переход от упругой к упругоупругой деформации при индентировании, может быть расширен, поскольку начальная стадия микропластичности практически не будет оказывать влияния на процесс движения индентора, а значит, и на диаграмму вдавливания. В этой связи будем рассматривать отношение $d_c/D = 0,03$ ($\varepsilon = 0,6$ %) как верхнюю границу переходной зоны. Поскольку начало пластичности соответствует очень малой величине деформации, для ее регистрации необходимо использовать индентор с большим диаметром сферического наконечника и небольшой кинетической энергией удара, чтобы диаграмма вдавливания описывалась преимущественно переходную зону.

Если описать уравнением Герца для упругого вдавливания участок диаграммы до достижения величины $d/D = 0,03$, а другим уравнением — упругоупругое вдавливание после $d_c/D = 0,03$, то точка пересечения этих уравнений должна соответствовать величине напряжения, пропорциональной или равной σ_T . Однако вследствие естественных погрешностей при регистрации процесса вдавливания определить точку пересечения на уровне деформации, соответствующей σ_T , на прак-

тике довольно сложно. Отход диаграммы нагружения от зависимости, описывающей упругое вдавливание, очень плавный, а значение усилия в точке пересечения будет определяться также количеством точек диаграммы, участвующих в аппроксимации. Поэтому для расчета σ_r будем оценивать среднее контактное давление для точки диаграммы, где $d_c/D = 0,03$

$$P_m = \frac{4F}{\pi d_c^2}, \quad (5)$$

которое будем считать равным динамическому пределу текучести, имеющему связь со статическим, определяемым при разрушающих испытаниях.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Экспериментальные исследования проводились на образцах из различных низко- и среднеуглеродистых сталей, в том числе трубных. Определение динамического предела текучести осуществлялось с помощью прибора «ИСУМ-1», разработанного в ИПФ НАН Беларуси [19, 20]. Для того чтобы фиксировать переходную область от упругого до упругопластического вдавливания, диаметр сферы индентора $D = 2R$ был выбран равным 12 мм, а кинетическая энергия удара варьировалась в пределах 0,18—1,9 мДж. В результате испытаний получали диаграммы вдавливания, пример которых в координатах $F = f(h)$ приведен на рис. 2.

Как уже отмечалось ранее, начальный участок любой из этих кривых можно описать уравнением Герца для упругого вдавливания вне зависимости от вида нагружения — динамического или статического

$$F = \frac{4}{3} E^* \sqrt{R} h^{3/2}. \quad (6)$$

С учетом геометрического соотношения для контактного диаметра [12] $d_c = \sqrt{2Dh}$, преобразовав формулу (6), можно получить связь среднего контактного давления P_m и соотношения d_c/D для упругой стадии деформирования

$$P_m = 0,42 E^* \left(\frac{d_c}{D}\right). \quad (7)$$

Для стадии упругопластической деформации воспользуемся несколько преобразованным законом Мейера, с помощью которого также можно описать как статическое, так и динамическое вдавливание, но уже для этой стадии деформирования [12]

$$P_m = A_1 \left(\frac{d_c}{D}\right)^{x-2}, \quad (8)$$

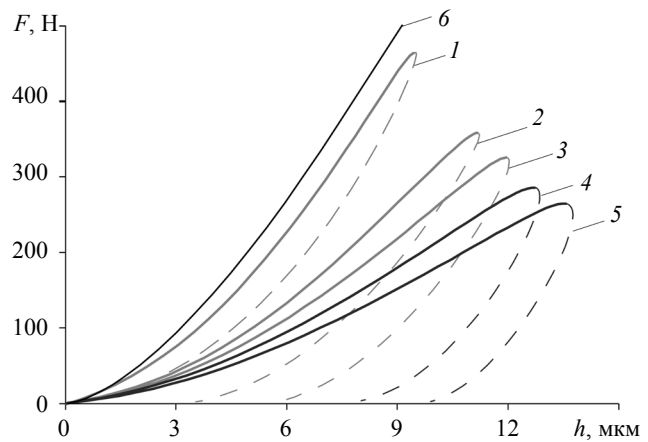
где постоянная A_1 имеет смысл максимального давления при $d_c = D$. При этом для стадии упругопластичности $d_c = 2\sqrt{Dh_c}$. Расчет h_c проводился в соответствии с алгоритмом, изложенным в [20].

На рис. 2 кривая 1, относящаяся к образцу с высокой твердостью (63 HRC), близка к теоретической кривой Герца для упругого вдавливания, что говорит о практическом отсутствии пластической деформации при его индентировании и подтверждает возможность регистрации переходной зоны при динамическом индентировании. При очень малых глубинах кривые нагружения сталей с различными пределами текучести и значениями твердости практически совпадают, однако точно определить точки отхода от кривой 1, характеризующие начало пластической деформации для каждой отдельной стали, очень сложно. Этот недостаток можно преодолеть, если определять контактное давление при заданной минимальной для устойчивой регистрации прибором «ИСУМ-1» остаточной деформации. Для этого преобразуем кривые, представленные на рис. 2, в зависимости от среднего давления $P_m = f\left(\frac{d_c}{D}\right)$ (рис. 3).

Видно, что прямая 1 приближается к теоретической зависимости 6, характеризующей упругое деформирование, в то время как кривые 2—5 лучше описываются формулой (8), где параметр $\frac{d_c}{D}$ входит со степенью $(x - 2)$ равной коэффициенту деформационного упрочнения n . Принимая во внимание, что коэффициент A_1 зависит от свойств материала, а величина n менее 1 (для металлов в состоянии полной пластичности n находится в пределах 0—0,5), кривые 2—5 располагаются ниже прямой 1. Положение каждой кривой 2—5 определяется своим пределом текучести. При этом нужно учитывать, что указанная выше величина n при малых величинах деформации, соответствующих рис. 2, будет ближе к 1 (как это следует из формулы (7)). Это обстоятельство говорит о том, что в рассматриваемом методе определения предела текучести упрочнение материала существенной роли не играет.

Рис. 2. Диаграммы вдавливания сферического индентора диаметром 12 мм с предударной скоростью 0,95 м/с в образцы:

1 — закаленная сталь У-10; 2, 3 — среднеуглеродистые стали, 4, 5 — низкоуглеродистые; 6 — кривая для упругого вдавливания согласно уравнению Герца.



Для определения примем соотношение $\frac{d_c}{D} = 0,03$ ($\epsilon = 0,6\%$), отмеченное вертикальной линией (см. рис. 3), по которому определим соответствующее ему среднее контактное давление $P_{m(0,6)}$, пропорциональное σ_T . Выбранная величина деформации, как показано при теоретическом рассмотрении, соответствует диапазону, в котором начинают значимо проявляться пластические деформации при индентировании, поэтому будем считать определенное по рис. 3 значение $P_{m(0,6)}$ равным динамическому пределу текучести σ_T^H .

На рис. 4 приведены зависимости, связывающие динамический σ_T^H и статический σ_T пределы текучести, а также HV и σ_T . Истинное значение σ_T получали путем разрушающих испытаний стандартных образцов на разрыв.

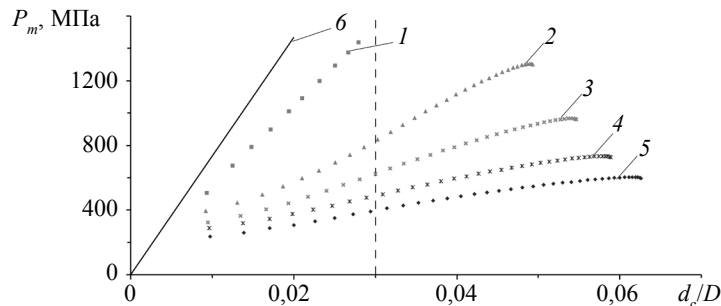


Рис. 3. Зависимости среднего давления от соотношения для упругопластического вдавливания (1—5) и теоретическая зависимость (6) согласно уравнению Герца.

На графики также нанесены доверительные интервалы при доверительной вероятности 0,90. Видно, что доверительный интервал при определении величины σ_T , исходя из значений $P_{m(0,6)}$, составляет 40 МПа (погрешность измерения не превысила 60 МПа (или 13%), во всем диапазоне). Зависимость, представленная на рис. 4а, описывается уравнением $\sigma_T = 1,82 \cdot \sigma_T^H - 529$. Если исходить из значения HV , то доверительный интервал равен 110 МПа (погрешность измерения — до 130 МПа или 27%). На рис. 4б прямая 1, построенная согласно уравнению (1), и прямая 2 — согласно собственным результатам, практически совпадают, что говорит о достоверности полученных данных.

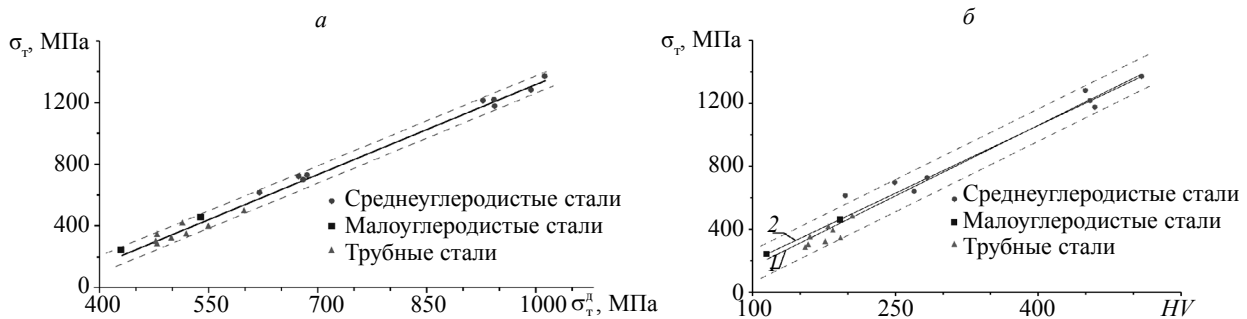


Рис. 4. Связь динамического предела текучести (а), а также твердости HV (б) со статическим пределом текучести: 1 — зависимость согласно уравнению (1); 2 — линейная аппроксимация согласно полученным данным. Штриховые линии — границы доверительного интервала.

Также можно отметить, что для мягких сталей динамический предел текучести σ_T^d гораздо выше по сравнению со статическим σ_T , причем разность между ними уменьшается с ростом статического предела текучести и при высоких значениях σ_T пределы текучести близки по величине. При этом для твердых образцов σ_T^d даже несколько ниже, что означает, что при этой энергии удара материал не достиг значимых пластических деформаций при индентировании. Эти результаты полностью согласуются с литературными данными [21].

ВЫВОДЫ

Предложенная методика определения предела текучести позволяет получить достаточно достоверные результаты, что подтверждается проведенными экспериментами на широком круге материалов: низко-, среднеуглеродистых и трубных сталях. Полученные результаты позволяют говорить о предпочтительности ее использования вследствие более точного определения предела текучести по сравнению с известными методиками контроля: погрешность измерения не превысила 13 %.

К достоинствам методики также следует отнести использование динамического индентирования, не требующего создания замкнутой силовой системы для нагружения материала, что позволяет проводить контроль непосредственно стальных изделий без их разрушения.

Разработанные при создании методики теоретические положения базируются на основах механики контактного взаимодействия упругопластичных материалов с жестким индентором, доказавших свою эффективность при описании деформирования сталей различного класса.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Clausner A., Richter F.* Fundamental limitations at the determination of initial yield stress using nano-indentation with spherical tips // *European Journal of Mechanics*. July—August 2016. V. 58. P. 69—75.
2. *Phama T., Kima S.* Determination of equi-biaxial residual stress and plastic properties in structural steel using instrumented indentation // *Materials Science and Engineering*. 14 March 2017. V. 688. P. 352—363.
3. *Дрозд М.С., Матлин М.М., Сидякин Ю.Н.* Инженерные расчеты упругопластической контактной деформации. М.: Машиностроение, 1986. 224 с.
4. ГОСТ 22762—77. Металлы и сплавы. Метод измерения твердости на пределе текучести вдавливанием шара.
5. *Pavlina E.I., Tyne C.I.* Correlation of yield strength and tensile strength with hardness for steels // *Journal of Material Engineering and Performance*. 2008. V. 17. № 6. P. 888—893.
6. *Tiryakioğlu M., Robinson J.S., Salazar-Guapuriche V.A., Zhao Y.Y., Eason P.D.* Hardness —strength relationships in the aluminum alloy 7010 // *Materials Science & Engineering*. 2015. V. 631. P. 196—200.
7. *Cahoon J.R., Broughton W.H., Kutzak A.R.* The Determination of Yield Strength from Hardness Measurements // *Metall. Trans.* 1971. V. 2. P. 1979—1983.
8. *Cahoon J.R.* An Improved Equation Relating Hardness to Ultimate Strength // *Metall. Trans.* 1972. V. 3. № 11. P. 3040—3041.
9. *Буда Г.В., Горкунов Э.С., Шевнин В.М.* Магнитный контроль механических свойств проката. Екатеринбург: УрО РАН, 2002. 252 с.
10. *Матюк В.Ф.* Влияние технологии производства листового проката низкоуглеродистых качественных сталей на их структурное состояние и взаимосвязь между механическими и магнитными свойствами // *Неразрушающий контроль и техническая диагностика*. 2011. № 1. С. 3—31.
11. ГОСТ 30415—96. Сталь. Незарушающий контроль механических свойств и микроструктуры металлопродукции магнитным методом.
12. *Johnson K.L.* Contact Mechanics. Cambridge University Press, 1985. 452 p.
13. *Tabor D.* The Hardness of Metals. Oxford University Press, 2000. 175 p.
14. *Boyer H.E., Gall T.L.* Metals Handbook, Desk Edition. Metals Park, Ohio: ASM International, 1985. 1316 p.
15. *Зайнуллин Р.С., Шарафиев Р.Г.* Сертификация нефтегазохимического оборудования по параметрам испытаний. СПб.: Недра, 1998. 447с.
16. ГОСТ 22761—77. Металлы и сплавы. Метод измерения твердости по Бринеллю переносными твердомерами статического действия.
17. *Mesarovic S.D., Fleck N.A.* Spherical indentation of elastic-plastic solids // *Proc. Royal Soc. Lond.* 1999. V. 45. P. 2707—2728.
18. *Herbert E.G.* On the measurement of stress-strain curves by spherical indentation // *Thin solid films*. 2001. P. 331—335.
19. *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*. November 2009. V. 41. № 6. P. 628—636.
20. *Kren A.P., Protasenyа T.A.* Determination of the physic and mechanical characteristics of isotropic pyrolytic graphite by dynamic indentation method // *Russian Journal of Nondestructive Testing*. 12 October 2014. V. 50. № 7. P. 419—425.
21. *Колесников Ю. В. Морозов Е.М.* Механика контактного разрушения. М.: ЛКИ, 2013. 224 с.