

УДК 629.12.004.67

DOI: 10.37890/jwt.vi84.616

Выбор вида механических испытаний металлических образцов для построения зависимости микротвёрдости от интенсивности пластической деформации

Ю. Н. Цветков¹

ORCID: 0000-0002-2089-1299

В. А. Петров¹

ORCID: 0009-0005-9392-7909

Н. М. Вихров²

¹ *Государственный университет морского и речного флота имени адмирала С. О. Макарова, г. Санкт-Петербург, Россия,*

² *ЗАО «Канонерский судоремонтный завод», г. Санкт-Петербург, Россия*

Аннотация. Проведён сравнительный анализ результатов испытаний на одноосное растяжение и одноосное сжатие металлических образцов для выявления преимуществ и недостатков этих испытаний с точки зрения построения на их основе калибровочной зависимости микротвёрдости от интенсивности пластических деформаций. Были испытаны четыре сплава: техническая медь, латунь Л60, сталь 15 и алюминиево-магниевый сплав АМг5. На сжатие испытывали по 8–12 цилиндрических образцов каждого сплава; сжатие образцов осуществляли до разной степени пластической деформации. После сжатия образцы разрезали или по плоскости, проходящей через ось цилиндров, или перпендикулярно оси сжатого цилиндра посередине его высоты. Испытание на растяжение проводили до разрыва образца; затем половинки разорванных образцов меди, латуни и стали разрезали вдоль оси. Поверхности сечений шлифовали на шкурках разной зернистости, а затем полировали на влажном сукне с добавкой пасты ГОИ. А на разорванных образцах из сплава АМг5 отмечали зону равномерной деформации и разрезали её на столбики с отношением длины к диаметру равном двум, затем полученные столбики подвергали пластической деформации сжатием, деформированные столбики также разрезали по плоскости, проходящей через ось цилиндров, или перпендикулярно оси сжатого цилиндра посередине его высоты, полученные сечения шлифовали и полировали. Провели измерения микротвёрдости поверхности полученных сечений: для сжатых образцов измерения проводили в центре сечений; для разорванных образцов — вдоль оси образца на разных расстояниях от его торца. Микротвёрдость измеряли при трех нагрузках на индентор: 0,196 Н; 0,490 Н и 0,980 Н. Чтобы получить одно значение микротвёрдости, при каждой нагрузке наносили по 6 отпечатков, т. е. всего 18 отпечатков. За окончательный результат брали среднее арифметическое по 18 отпечаткам. Для большинства сплавов для получения адекватной калибровочной зависимости микротвёрдости от интенсивности пластической деформации в области деформаций, не превышающих 0,3, не имеет значения, какой метод испытаний использовать: на одноосное растяжение или одноосное сжатие, при этом следует отдавать предпочтение испытаниям на одноосное сжатие, как менее затратным. В области сравнительно больших пластических деформаций во избежание больших ошибок в оценке распределения деформаций в пластически деформированных металлических деталях по результатам измерения микротвёрдости рекомендуется строить калибровочный график по результатам испытаний на одноосное сжатие.

Ключевые слова: металлический сплав, образцы, одноосное сжатие, одноосное растяжение, интенсивность пластической деформации, сечение образца, шлифование, полирование, микротвёрдость.

Choice of the mechanical testing to plot the dependence of the microhardness of metal on the plastic strain

Yuriy N. Tsvetkov¹

ORCID: 0000-0002-2089-1299

Vasily A. Petrov¹

ORCID 0009-0005-9392-7909

Nikolay M. Vihrov²

¹*Admiral Makarov State University of Maritime and Inland Shipping,
Saint-Petersburg, Russia,*

²*JSC «KSZ», Saint-Petersburg, Russia*

Abstract. The comparative analysis of the results of the tests on uniaxial compression and uniaxial tension of the metal alloys was carried out. The goal of the analysis was to reveal the advantages and disadvantages of the tests in terms of using them to plot the calibration dependence of microhardness on the plastic strain. There were four alloys tested: copper, brass L60, steel 15 and aluminum-magnesium alloy AMg5. There were from 8 to 12 cylindrical samples tested on uniaxial compression. The compression of each sample was conducted to different strain value. Being compressed the samples were cut either along the section containing the axis of a cylinder, or perpendicularly to the axis of the compressed cylinder in the middle of the cylinder height. The testing on the tension was carried out until failure; then the two parts of the broken specimens of the copper, brass L60 and steel 15 were cut along the axis. The surfaces of the sections was first ground on the abrasive paper of different grit, and then polished on the wet cloth with polishing paste. And on the torn samples of the alloy AMg5 the zone of the uniform deformation was marked and cut into a few cylindrical samples of the length-to-diameter ratio equal to 2, the cylindrical samples were subjected to plastic deformation in uniaxial compression and then the deformed samples were cut either along the section containing the axis of a cylinder, or perpendicularly to the axis of the compressed cylinder in the middle of the cylinder height. The obtained sections were ground and polished. The measurements of the microhardness of the sections obtained were conducted. The measurements for the compressed specimens were performed in the center of the section; for the torn specimens — along the axis on the different distances from the specimen butt. The microhardness was measured using three loads on the indenter: 0,196 N; 0,490 N and 0,980 N. There were produced 6 impressions on each load, that is 18 impressions in all. The final value of microhardness was obtained as mean arithmetical magnitude over 18 impressions. For the most alloys it does not matter which testing to apply — uniaxial compression or uniaxial tension — in order to obtain the calibration dependence of microhardness on the plastic strain for the zone of strain not exceeding 0,3, the uniaxial compression being preferable as less costly. In the area of comparatively high plastic strains to avoid the considerable error in evaluation of the strain distribution in plastically deformed parts according to the microhardness measurements it is recommended to plot the calibration curve based on the uniaxial compression tests.

Keywords: metal alloy, samples, uniaxial compression, uniaxial tension, plastic strain intensity, sample section, grinding, polishing, microhardness

Введение

Метод твёрдости (и микротвёрдости) широко используется в практике испытаний и контроля металлических конструкционных материалов. Это метод относится к неразрушающим, и отличается сравнительно низкими временными и материальными затратами на его реализацию, а поэтому часто используется для определения характеристик механических свойств [1–3], остаточных напряжений [4, 5], показателя упрочнения [6], построения зависимости напряжений от деформаций [7] и многого др. Широко используется метод твёрдости и микротвёрдости также для оценки распределения деформаций и напряжений в пластически деформированных металлических деталях [8, 9, 10]; особенно полезным в этом отношении метод

микротвёрдости может оказаться для оценки пластических деформаций поверхностных слоёв металлических деталей при гидроабразивном или кавитационном изнашивании [11, 12]. Определение пластических деформаций изношенных деталей методом микротвёрдости может оказаться очень востребованным в судоремонте, так как позволит оценить механизм разрушения поверхности при изнашивающем воздействии и предложить обоснованно технологию ремонта. Для реализации метода микротвёрдости необходимо располагать калибровочными графиками зависимости микротвёрдости от интенсивности пластической деформации. Калибровочные графики строят по результатам предварительных испытаний образцов из того же материала, что и исследуемая деталь: образцы пластически деформируют с разной степенью деформации, а потом измеряют их микротвёрдость. Это самая трудоёмкая часть реализации метода микротвёрдости, поэтому получили развитие также и аналитические методы построения зависимости микротвёрдости от интенсивности пластической деформации [13–15]. Тем не менее, экспериментальный метод построения калибровочной зависимости является наиболее надёжным, но здесь остаётся ещё много вопросов, требующих однозначных ответов.

Согласно основной гипотезе теории упруго-пластических деформаций гипотезе единой кривой — интенсивность напряжений является функцией интенсивности деформаций, не зависящей от типа напряжённого состояния. Эта гипотеза подтверждается многочисленными экспериментами, обзор которых представлен в работе [16]. По аналогии обосновано полагать, что и зависимость твёрдости (микротвёрдости) от интенсивности пластической деформации является для конкретного металла единой, не зависящей от схемы напряжённого состояния; имеющиеся данные, полученные по результатам испытаний различных сплавов в условиях разных типов напряжённого состояния [8] не противоречат этому положению.

Наиболее простыми и методически отработанными являются механические испытания на одноосное растяжение и одноосное сжатие. Именно эти виды испытаний целесообразно применять для получения калибровочных зависимостей. Тем не менее в научной литературе отсутствуют рекомендации в отношении использования этих двух методов для построения зависимости микротвёрдости от интенсивности пластической деформации.

Цель работы: сравнительный анализ результатов испытаний на одноосное растяжение и одноосное сжатие металлических образцов для выявления преимуществ и недостатков этих испытаний с точки зрения построения на их основе калибровочной зависимости микротвёрдости от интенсивности пластических деформаций.

Методика экспериментов

Для проведения экспериментов выбрали четыре сплава: техническую медь МЗ, латунь Л60, низкоуглеродистую сталь (сталь 15) и алюминий-магний-свинец АМг5.

Химический состав меди соответствовал ГОСТ 859–2014, латуни — ГОСТ 15527–2004, стали — ГОСТ 1050–2013, а алюминий-магний-свинец АМг5 — ГОСТ 4784–97.

Исходное состояние материалов и их термообработка перед тем, как из них изготавливали образцы, указаны в табл. 1. Образцы из стали 15 вырезали из изношенной при гидроабразивном воздействии форсунки струйного насоса земснаряда, которая была изготовлена из катаного прутка соответствующего диаметра.

Таблица 1

Термообработка и характеристики пластичности испытанных металлических материалов

Материал	Исходное состояние	Термообработка
Медь техническая МЗ	Катаный пруток Ø16	Отжиг при 700 °С
Латунь Л60	Катаный пруток Ø16	Отжиг при 650 °С
Сталь 15	Катаный пруток	Состояние поставки
Алюминиевый сплав АМг5,0	Катаный пруток Ø16	Отжиг при 310 °С

Материалы медь МЗ, латунь Л60 и сталь 15 испытывали при двух видах нагружения: на одноосное сжатие и на одноосное растяжение, а сплав АМг5 — при одноосном сжатии, одноосном растяжении и комбинированном нагружении, состоящим из двух стадий: одноосного растяжения и последующего сжатия образцов, деформированных при одноосном растяжении.

Одноосное сжатие проводили на образцах в форме цилиндров: образцы из технической меди, латуни Л60 и сплава АМг5 имели диаметр 16 мм и высоту 24 мм; образцы из стали были диаметром 12 и высотой 18 мм. Сжатие осуществляли на прессе. На торцевые поверхности сжимаемых цилиндров, контактирующих со сжимающими поверхностями прессы, наносили смазочный материал «Литол-24» для снижения трения и уменьшения бочкообразности сжатых цилиндров. Для каждого сплава изготавливали 8–12 цилиндрических образцов, каждый из которых пластически деформировали сжатием до разной высоты.

После сжатия образцы разрезали по двум вариантам (рис. 1): 1) образцы из меди и стали 15 по плоскости, проходящей через ось цилиндров; 2) образцы из латуни Л60 и сплава АМг5 перпендикулярно оси сжатого цилиндра посередине его высоты. Поверхность сечений шлифовали на шкурках разной зернистости, а затем полировали на влажном сукне с добавкой пасты ГОИ.

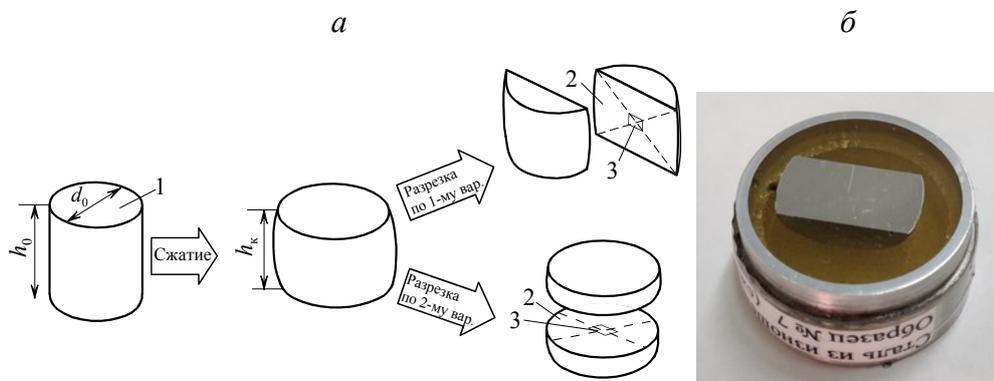


Рис. 1. Схемы разрезки образцов (а) и общий вид шлифа (б), подготовленного из стального образца, сжатого и разрезанного по первому варианту

Испытания на одноосное растяжение проводили на образцах, изготовленных по рекомендациям ГОСТ 1497-84, с отношением рабочей длины к диаметру, равным пяти. Диаметр образцов из меди и сплава АМг5 равнялся 5,0 мм, а стали 15 и латуни Л60 — 6,0 мм. В экспериментах с медью МЗ, латунью Л60 и сталью 15 две половинки разорванного образца устанавливали в форме в горизонтальном положении, заливали эпоксидным компаундом так, чтобы его уровень проходил по оси образца и после отверждения компаунда аккуратно отрезали выступающую над компаундом части

половинок, и образовавшееся сечение шлифовали и полировали по той же методике, что использовалась для сжатых образцов (рис. 2).

Измерения проводили на приборе ПМТ-3 при 3-х нагрузках на индентор: 0,196 Н; 0,490 Н и 0,980 Н, соответствующих массам грузиков 20 г, 50 г и 100 г. При каждой нагрузке наносили по 6 отпечатков, т. е. всего по 18 отпечатков на каждый образец. За окончательный результат брали среднее арифметическое по 18 отпечаткам.

На образцах, деформированных сжатием, измерения микротвёрдости поверхности 2 проводили в районе 3, располагающемся в центре сечения (рис. 1 а), чтобы исключить влияние на микротвёрдость отклонений от одноосного напряжённого состояния, имеющих место в тех районах образца, которые примыкали к торцевым и цилиндрическим поверхностям цилиндров [8, 17].

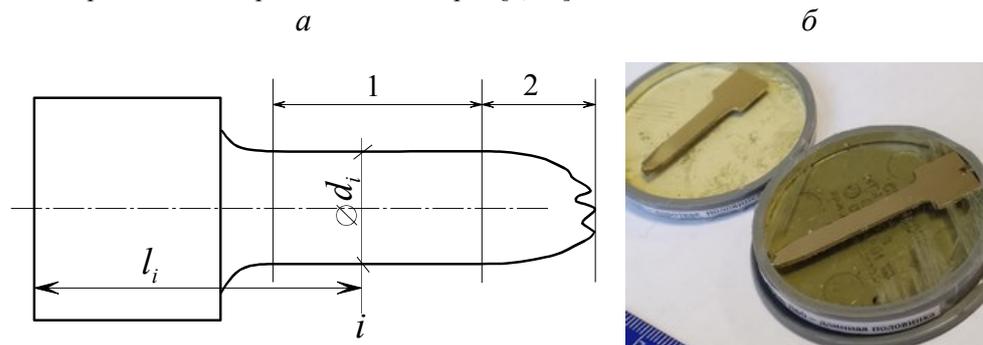


Рис. 2. Схема обмера половинок разорванного образца (а) и шлифы двух половинок образца из латуни Л60 (б): 1 — зона равномерной деформации образца; 2 — зона шейки

Измерения микротвёрдости поверхности сечения разорванных образцов проводили на разном расстоянии l_i от торца образца (рис. 2 а).

Если в каждом i -м сечении разорванных образцов (рис. 2 а) выделить цилиндрический микроэлемент, ось которого совпадает с осью образца, то его деформированное состояние характеризуется тремя главными деформациями: осевой ϵ_1 ; радиальной ϵ_r и окружной ϵ_θ . Причём деформированное состояние является осесимметричным, т. е. $\epsilon_r = \epsilon_\theta$. А значит с учётом того, что объём металла при пластической деформации не изменяется, можно записать что

$$\epsilon_1 + \epsilon_r + \epsilon_\theta = 0$$

или

$$\epsilon_1 = -\epsilon_r - \epsilon_\theta = -2\epsilon_\theta = -2\epsilon_r.$$

Тогда интенсивность деформации можно рассчитать следующим образом:

$$\begin{aligned} e_i &= \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{(\epsilon_1 - \epsilon_\theta)^2 + (\epsilon_1 - \epsilon_r)^2 + (\epsilon_r - \epsilon_\theta)^2} = \\ &= \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{(-2\epsilon_r - \epsilon_r)^2 + (-2\epsilon_r - \epsilon_r)^2 + (\epsilon_r - \epsilon_r)^2} = \\ &= \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{18\epsilon_r^2} = 2\epsilon_r = \epsilon_1. \end{aligned} \quad (1)$$

Формула (1) действительна также для расчёта интенсивности деформации сжатых образцов.

Для образцов, испытанных на растяжение, интенсивность деформаций в i -м сечении, следуя выражению (1), удобно находить по значению радиальной

деформации, так как она рассчитывается по диаметру i -го сечения образца, который легко измерить:

$$e_i = 2\varepsilon_r = 2\ln(d_0/d_i), \quad (2)$$

где d_0 — диаметр сечения рабочей части образца до испытаний; d_i — диаметр i -го сечения рабочей части образца после испытания (рис. 2 а).

Для образцов, испытанных на сжатие, интенсивность деформаций в центре каждого сжатого образца, следуя выражению (1), удобно находить по значению осевой деформации, так как она рассчитывается по высоте сжатого образца, которую легко измерить:

$$e_i = \varepsilon_l = -\ln(h_k/h_0), \quad (3)$$

где h_0 — высота цилиндрического образца до испытаний; h_k — высота цилиндрического образца после сжатия (рис. 1 а).

В экспериментах на комбинированное нагружение алюминий-магниевого сплава АМг5 сначала проводили опыты на одноосное растяжение образцов, а затем зону равномерной деформации (зона 1 на рис. 2 а) разорванных образцов разрезали на цилиндрические столбики с отношением длины к диаметру равным примерно 2, и полученные столбики сжимали на прессе до разной степени пластической деформации. Всего получили шесть столбиков, итоговую деформацию которых (табл. 2) определяли суммированием

Таблица 2

Результаты расчёта суммарной пластической деформации образцов из сплава АМг5 при комбинированном нагружении

Условный номер вырезанного столбика	Деформация растяжением (зона 1, рис. 2 а)	Деформация сжатием столбиков	Суммарная деформация
1	0,167	0,363	0,530
2	0,149	0,144	0,293
3	0,115	0,815	0,930
4	0,157	0,955	1,112
5	0,183	0,577	0,760
6	0,123	0,509	0,632

деформации, полученной при одноосном растяжении, вычисляемой по формуле (1), с деформацией, полученной при сжатии, рассчитываемой по формуле (2). Затем деформированные столбики разрезали по схеме рис. 1 (а), шлифовали и полировали полученные сечения и измеряли микротвёрдость по описанной выше методике.

Результаты экспериментов

Ниже на графиках рис. 3–6 представлены зависимости микротвёрдости H_μ от интенсивности деформации e_i для испытанных сплавов. Как видно, для всех сплавов кроме АМг5 можно принять, что все точки объединённого массива, т. е. включающего точки, полученные при сжатии и растяжении образцов, группируются вокруг единой степенной зависимости следующего вида:

для меди: $H_\mu = 1041 - 522 \cdot e_i^{-0,111}$,

для стали 15: $H_\mu = 3312 - 1338 \cdot e_i^{-0,102}$,

для латуни Л60: $H_\mu = 2232 - 1073 \cdot e_i^{-0,133}$.

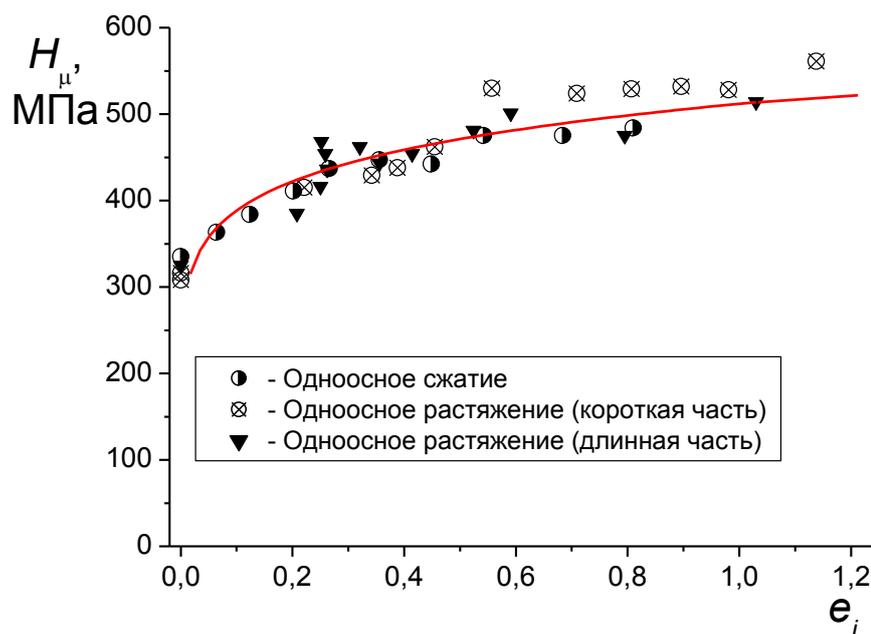


Рис. 3. Зависимость микротвёрдости образцов технической меди от интенсивности их пластической деформации

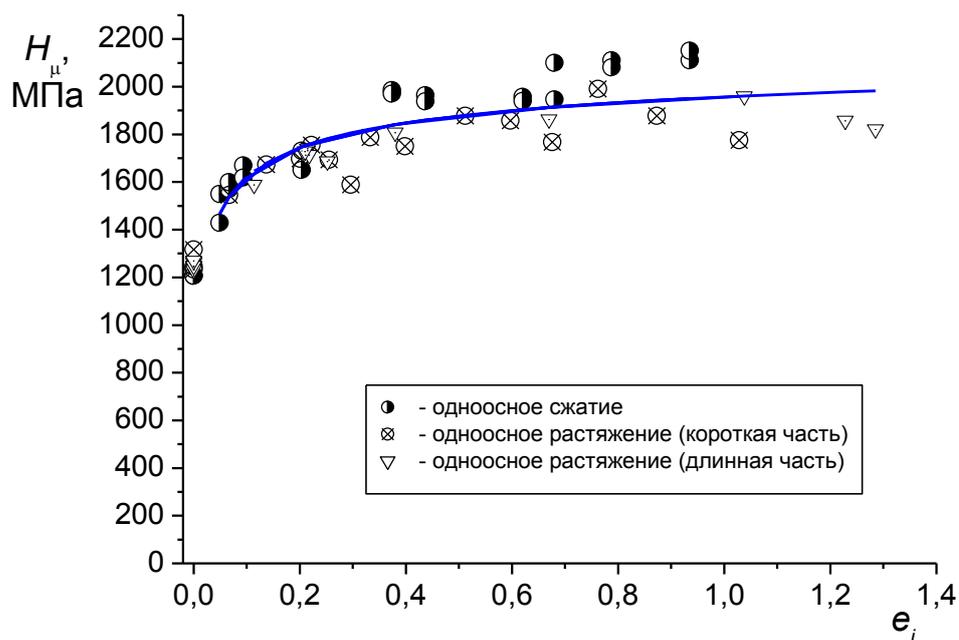


Рис. 4. Зависимость микротвёрдости образцов из стали 15 от интенсивности их пластической деформации

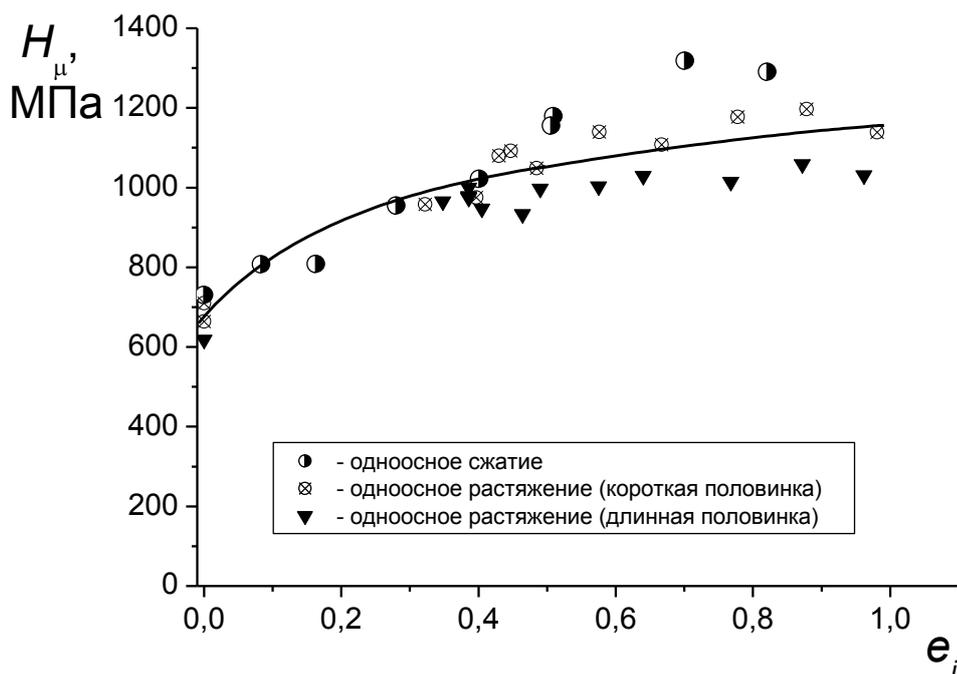


Рис. 5. Зависимость микротвёрдости образцов из латуни Л60 от интенсивности их пластической деформации

На рис. 3–5 показан графический вид перечисленных выше аппроксимирующих функций. Дальнейший анализ показал, что для меди, латуни и стали в целом до значения деформации, равного примерно 0,3, расположение точек, полученных из опытов на одноосное растяжение, согласуется с положением точек, полученных из опытов на одноосное сжатие. Для меди в зоне высоких пластических деформаций (превышающих 0,3) точки, соответствующие одноосному растяжению, располагаются чуть выше точек, полученных при сжатии образцов, однако для меди это разница не превышает 10 %, и, по всей видимости, носит случайный характер. Для латуни (рис. 3) и стали (рис. 4), наоборот, в зоне больших пластических деформаций деформация сжатием приводит к большему упрочнению, чем деформация растяжением.

То, что в зоне больших пластических деформаций прослеживаемая тенденция расслоения точек, полученных при одноосном растяжении и одноосном сжатии, является неслучайной, подтверждается опытами на сплаве АМг5 (рис. 6). При исследовании сплава АМг5 сначала были построены зависимости $H_{\mu}(e_i)$ по результатам одноосного сжатия и одноосного растяжения. Однако по результатам указанных опытов в отличие от меди, стали и латуни получились совершенно разные зависимости $H_{\mu}(e_i)$, которые невозможно аппроксимировать единой функцией. Для выяснения причин этого были проведены опыты при комбинированном нагружении (табл. 2).

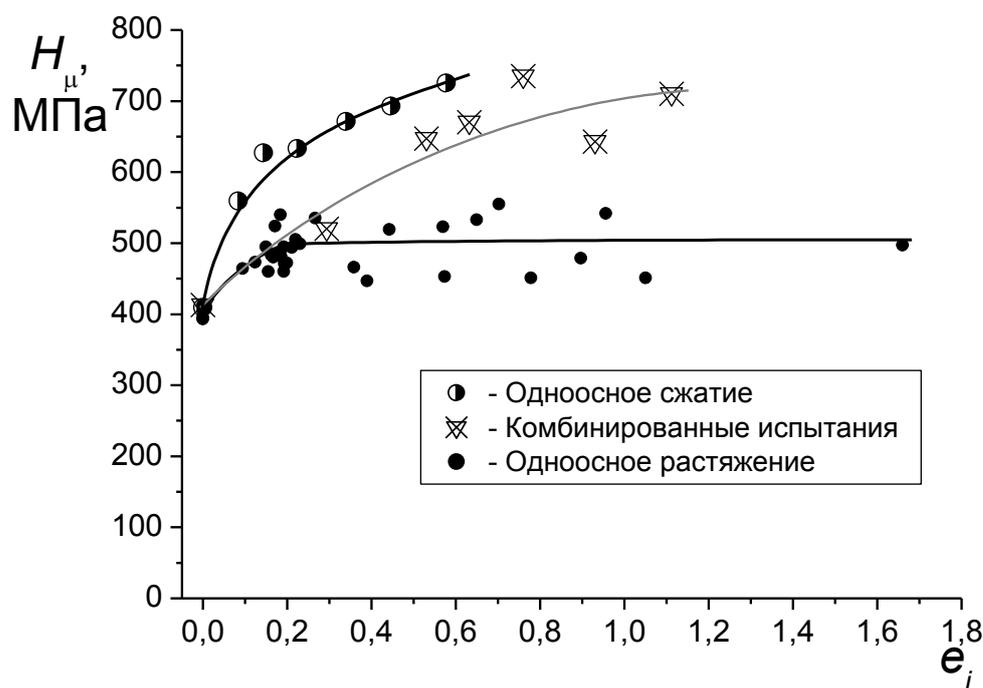


Рис. 6. Зависимость микротвёрдости образцов из сплава АМг5 от интенсивности их пластической деформации

Как видно из рис. 6, зависимости $H_\mu(e_i)$, полученные при комбинированном нагружении и при одноосном растяжении практически совпадают на начальном участке, т. е. до значения $e_i \approx 0,18$. Это значение примерно равно начальной деформации, полученной растяжением при комбинированном нагружении (табл. 2). Затем при деформациях $e_i > 0,18$ зависимость $H_\mu(e_i)$, соответствующая растяжению, идёт параллельно оси абсцисс, а зависимость, соответствующая комбинированному нагружению, располагается выше, т. е. при сравнительно больших деформациях упрочнение в опытах на одноосное растяжение прекращается, а в опытах на комбинированное нагружение оно продолжается, так как дальнейший прирост деформаций происходил при одноосном сжатии.

Так как зависимости $H_\mu(e_i)$ являются нелинейными, то для оценки степени тесноты группирования точек относительно аппроксимирующей кривой рассчитывали коэффициенты множественной корреляции¹ (табл. 3). Причём коэффициенты множественной корреляции рассчитали для меди, латуни и стали отдельно для зависимости, получаемой по результатам опытов на сжатие, отдельно — по результатам опытов на растяжение, и наконец, отдельно — для случая аппроксимации объединённого массива экспериментальных точек, в который включили точки, полученные по результатам опытов как на сжатие, так и на растяжение (табл. 3), чтобы оценить возможность построения кривой $H_\mu(e_i)$ при разных схемах нагружения. Для сплава АМг5 таких расчётов не проводили, так как для сплава АМг5 очевидно без привлечения методов статистической обработки, что опыты на одноосное растяжение и опыты на одноосное сжатие дают разные кривые $H_\mu(e_i)$ (рис. 6).

¹ Новицкий П. В., Зограф И. А. Оценка погрешностей результатов измерений. — Л.: Энергоатомиздат, 1991. — 304 с.

Таблица 3

Значения коэффициента множественной корреляции для зависимостей $H_{\mu}(e_i)$, получаемых по результатам обработки разных массивов данных

Сплав	Испытания сжатие	Испытания на растяжение	Объединённый массив данных
Медь техн.	0,990	0,956	0,949
Латунь Л60	0,981	0,925	0,882
Сталь низкоуглеродистая	0,977	0,968	0,939

Как видно из табл. 3, самые высокие значения коэффициента множественной корреляции получаются для зависимостей $H_{\mu}(e_i)$, построенных по результатам опытов на сжатие. Для зависимостей $H_{\mu}(e_i)$, построенных по результатам опытов на растяжение, значения коэффициента множественной корреляции меньше, что обусловлено большей трудоёмкостью проведения измерений на образцах, полученных в результате испытаний на одноосное растяжение, и, как следствие, большим количеством действующих случайных факторов, увеличивающих погрешность результатов измерений. Если бы точки, полученные по результатам опытов на сжатие и на растяжение, формировали единую зависимость $H_{\mu}(e_i)$, то значение коэффициента множественной корреляции для зависимости $H_{\mu}(e_i)$, построенной по объединённому массиву точек (см. последний столбец табл. 3), находилось бы между значениями, полученными для опытов на сжатие и опытов на растяжение. Однако, для всех сплавов значения в последнем столбце табл. 3 ниже значений во втором и третьем столбцах, что указывает на то, что по результатам опытов на сжатие и опытов на растяжение формируются разные зависимости $H_{\mu}(e_i)$. По всей видимости, различия в кривых $H_{\mu}(e_i)$, полученных при разных схемах нагружения, для некоторых материалов, таких как техническая медь, несущественные, для других, таких как латунь и низкоуглеродистая сталь, возможность пренебречь этими различиями определяется решаемыми задачами. И, наконец, для таких сплавов, как АМг5, пренебрегать различием в кривых $H_{\mu}(e_i)$, полученных при сжатии и растяжении, нельзя, и надо обдуманно подходить к выбору схемы испытаний.

Таким образом, разные сплавы реагируют по-разному на изменение схемы напряжённого состояния с точки зрения её влияния на положение зависимости $H_{\mu}(e_i)$. Метод микротвёрдости показывает, что при испытании на одноосное растяжение степень увеличения микротвёрдости при превышении пластической деформацией какого-то небольшого начального значения (для низкоуглеродистой стали и латуни Л60 это значение равно примерно 0,3, а для сплава АМг5 примерно 0,2) снижается (сталь, латунь) или увеличение прекращается вообще (алюминиево-магниевый сплав). Причину этого можно предположить в следующем. При испытании металлических образцов на одноосное растяжение в области шейки реализуются большие значения деформации (рис. 7), при этом в области шейки возникает трёхосное растяжение. Как известно, пластичность металла зависит от схемы напряжённого состояния [17, 18], при равноосном растяжении пластическая деформация невозможна [16]. В области шейки $\sigma_1 > \sigma_2 = \sigma_3$, тем не менее и в этом случае при такой схеме напряжённого состояния протекание пластической деформации очень затруднено. В работе [19] отмечается, что при большом значении коэффициента напряжённого состояния, т. е. при большой доле растягивающих напряжений в схеме, пластическая деформация и последующее разрушение металла происходит путём образования пустот, роста их размера и слияния, тогда как при малом значении коэффициента напряжённого состояния, т. е. когда на напряжённое состояние накладывается равноосное сжатие, механизм пластической деформации состоит в деформации сдвига перемычек между пустотами, при этом размер пустот очень мал, а их рост очень ограничен. Эксперименты на сталях показали [19], что при большом значении коэффициента

напряжённого состояния средний размер образующихся в процессе разрушения пустот составляет 20 мкм и в 4 раза превышает размер пустот, образующихся при разрушении в условиях, благоприятствующих пластической деформации, т. е. при малых значениях коэффициента напряжённого состояния. Отмечено, что границы раздела фаз, при большой разнице в их механических свойствах, могут служить центрами зарождения пустот.

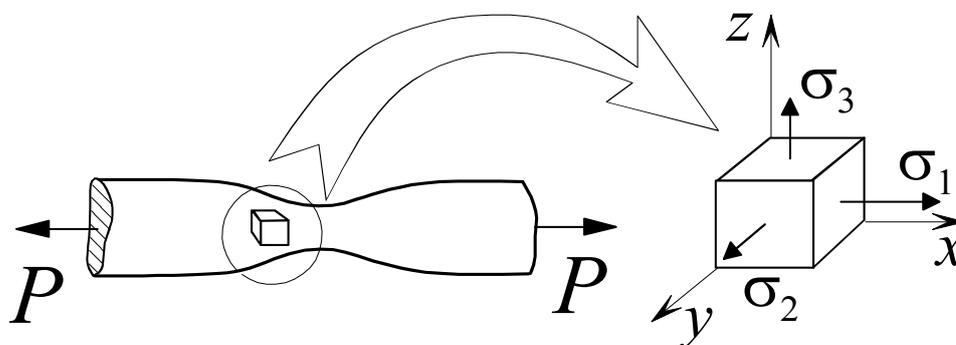


Рис. 7. Напряжённое состояние металла в области шейки, образующейся при растяжении образца

Таким образом, в объёмах, расположенных в шейке образца, может происходить образование пустот и разрыхление материала, проявляющееся у разных сплавов в разной степени, а соответственно в разной степени это будет сказываться и на значении микротвёрдости указанных микрообъёмов.

Среди испытанных четырёх металлических материалов наименьшую чувствительность к изменению схемы напряжённого состояния показала отожжённая медь, отличающаяся очень высокой пластичностью. Поэтому для меди, похоже, не имеет значения, по какой схеме испытывать образцы для построения калибровочной зависимости $H_{\mu}(e_i)$. Для низкоуглеродистой стали и латуни заменять опыты на одноосное сжатие опытами на одноосное растяжение для построения графиков $H_{\mu}(e_i)$ можно только в области сравнительно невысоких значений пластической деформации. А чтобы построить калибровочные графики $H_{\mu}(e_i)$ для алюминий-магниевого сплава проводить испытания на одноосное растяжение не рекомендуется.

Заключение

Для большинства сплавов для получения адекватной калибровочной зависимости микротвёрдости H_{μ} от интенсивности пластической деформации e_i в области сравнительно небольших деформаций (примерно до 0,3) не имеет значения, какой метод испытаний использовать: на одноосное растяжение или одноосное сжатие. Для повышения точности получаемой аппроксимации представляется обоснованным, чтобы количество точек, по которым необходимо строить зависимость $H_{\mu}(e_i)$, было не менее 10. При этом с точки зрения трудоёмкости более предпочтительным являются испытания на одноосное сжатие. Несмотря на то, что для этого требуется большое количество образцов, так как один образец обеспечивает получение одной экспериментальной точки, простота подготовки образцов, и отсутствие необходимости точной выверки образца на столике микротвердомера, делает этот вид испытаний предпочтительным.

В области сравнительно больших пластических деформаций (начиная, примерно с 0,3 и выше) во избежание больших ошибок в оценке распределения деформаций в пластически деформированных металлических деталях по результатам измерения

микротвёрдости настоятельно рекомендуется строить калибровочный график $H_{\mu}(e_i)$ по результатам испытания на сжатие.

Для некоторых сплавов, таких как алюминиево-магниевый сплав АМг5, разные схемы испытаний дают разные калибровочные зависимости $H_{\mu}(e_i)$, поэтому для таких сплавов для получения зависимости $H_{\mu}(e_i)$ следует проводить испытания на одноосное сжатие. Отмеченное поведение сплава АМг5 требует отдельного изучения.

Список литературы

1. Genov G. Revisiting the rule-of-thumb dependencies of the shear strength and the hardness on the yield and the ultimate strengths // Technical Report. 2020. 7 p. DOI:10.13140/RG.2.2.24105.72807.
2. Zhang Ch., Li F., Wang B. Estimation of the elasto-plastic properties of metallic materials from micro-hardness measurements // Journal of material science. 2013. Vol. 48. P. 4446–4451. doi 10.1007/s10853-01307263-3.
3. Goanta V. Plastic deformation degree based on Vickers hardness test near the fractured surfaces for determining JIC / Proceedings of the 5th International Conference on Integrity-Reliability-Failure. Topic C: Fracture and Fatigue. 2016. Paper ref. 6207. P. 165–178.
4. Jang J. Estimation of residual stress by instrumented indentation: A review // Journal of Ceramic Processing Research. 2009. Vol. 10. No 3. P. 391–400.
5. Цветков Ю. Н. Разложение остаточных напряжений в стальных напыленных покрытиях на структурную и термическую составляющие методом микротвёрдости // Заводская лаборатория. Диагностика материалов / 2005. Т. 71. № 10. С. 46-50.
6. Kim J.-Y., Kang S.-K., Greer J. R., Kwon D. Evaluating plastic flow properties by characterizing indentation size effect using a sharp indenter // Acta Materialia. 2008. Vol. 56. P. 3338–3343. doi:10.1016/j.actamat.2008.02.049.
7. Branch N. A., Subhash G., Arakere N. K., Klecka M. A. A new reverse analysis to determine the constitutive response of plastically graded case-hardened bearing steels // International Journal of Solids and Structures. 2011. Vol. 48. P. 584–591. doi:10.1016/j.ijsolstr.2010.10.023.
8. Дель Г. Д. Определение напряжений в пластической области по распределению твёрдости. М.: Машиностроение, 1971. 199 с.
9. Yu X., Qiao D., Crooker P., David S., Feng Zh. Measurements of plastic strain distribution in dissimilar metal weld by microhardness mapping // Proceedings of the ASME 2014 Pressure Vessels and Piping Conference. 2014, Anaheim, California, USA. P. 1–4.
10. Орешко Е. И., Яковлев Н. О., Ерасов В. С., Уткин Д. А. Исследование пластической деформации металла методом индентирования // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2022. Т. 88, №2. С. 64–70. <https://doi.org/10.26896/1028-6861-2022-88-2-64-70>.
11. Погодаев Л. И., Шевченко П. А. Гидроабразивный и кавитационный износ судового оборудования. Л.: Судостроение, 1984. 263 с.
12. Цветков Ю. Н., Погодаев Л. И. Напряжённое состояние металлов при изнашивающем воздействии абразива. СПб.: СПбГУВК, 2004. 94 с.
13. Robinson J. N., Shabaik A. H. The determination of the relationship between strain and microhardness by means of viscoplasticity // Metallurgical transactions. 1973. Vol. 4. P. 2091–2095.
14. Sonmez F. O., Demir A. Analytical relations between hardness and strain for cold formed parts // Journal of Material Processing Technology. 2007. Vol. 186. P. 163–173. doi: 10.1016/j.jmatprote.2006.12.031.
15. Ramaekers J. A. H., Veenstra P. C. The relation between effective deformation and microhardness in a state of large plastic deformation // Annals of the C.I.R.P. 1970. Vol. XVIII. P. 541–545.
16. Малинин Н. Н. Прикладная теория пластичности и ползучести. М.: Машиностроение, 1975. 400 с.
17. Смирнов-Аляев Г. А. Механические основы пластической обработки металлов. Л.: Машиностроение, 1968. 272 с.
18. Вичужанин Д. И., Шихов С. Е., Смирнов С. В., Чурбаев Р. В. Влияние напряженного состояния на предельную пластичность медной катанки М00К // Известия вузов.

Цветная металлургия. 2015. №5. С. 39–45.

DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2015-5-39-45.

19. Zhang X. W., Wen J. F., Zhang X. C., Wang X. G., Tu S. T. Effects of the stress state on plastic deformation and ductile failure: Experiment and numerical simulation using a newly designed tension-shear specimen // *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*. 2019. P. 1–14. DOI: 10.1111/ffe.13084.

References

1. Genov G. Revisiting the rule-of-thumb dependencies of the shear strength and the hardness on the yield and the ultimate strengths // Technical Report. 2020. 7 p. DOI:10.13140/RG.2.2.24105.72807.
2. Zhang Ch., Li F., Wang B. Estimation of the elasto-plastic properties of metallic materials from micro-hardness measurements // *Journal of material science*. 2013. Vol. 48. P. 4446–4451. doi 10.1007/s10853-01307263-3.
3. Goanta V. Plastic deformation degree based on Vickers hardness test near the fractured surfaces for determining J_{IC} / *Proceedings of the 5th International Conference on Integrity-Reliability-Failure. Topic C: Fracture and Fatigue*. 2016. Paper ref. 6207. P. 165–178.
4. Jang J. Estimation of residual stress by instrumented indentation: A review // *Journal of Ceramic Processing Research*. 2009. Vol. 10. No 3. P. 391–400.
5. Tsvetkov Y. N. Decomposition of the residual stresses in steel sprayed coatings into the structural and thermal components using the microhardness method // *Industrial Laboratory. Diagnostics of Materials / 2005*. Vol. 71. No. 10. P. 46-50. (In Russ).
6. Kim J.-Y., Kang S.-K., Greer J. R., Kwon D. Evaluating plastic flow properties by characterizing indentation size effect using a sharp indenter // *Acta Materialia*. 2008. V. 56. P. 3338–3343. doi:10.1016/j.actamat.2008.02.049.
7. Branch N. A., Subhash G., Arakere N. K., Klecka M. A. A new reverse analysis to determine the constitutive response of plastically graded case-hardened bearing steels // *International Journal of Solids and Structures*. 2011. Vol. 48. P. 584–591. doi:10.1016/j.ijsolstr.2010.10.023.
8. Del, G.D. *Opredeleniye napryazheniy v plasticheskoy oblasti po raspredeleniyu tverdosti [Determination of stresses in plastic area by hardness distribution]*. M.: Mashinostroyeniye, 1971. 199 p. (In Russ).
9. Yu X., Qiao D., Crooker P., David S., Feng Zh. Measurements of plastic strain distribution in dissimilar metal weld by microhardness mapping // *Proceedings of the ASME 2014 Pressure Vessels and Piping Conference*. 2014. Anaheim, California, USA. P. 1–4.
10. Oreshko E. I., Yakovlev N. O., Erasov V. S., Utkin D. A. Study of the plastic deformation of metals by indentation method // *Industrial laboratory. Diagnostics of materials*. 2022. Vol. 88. No. 2. P. 64–70. <https://doi.org/10.26896/1028-6861-2022-88-2-64-70> (In Russ.)
11. Pogodayev, L.I., Shevchenko, P.A. *Gidroabrasivnyi i kavitatsionnyi iznos sudovogo oborudovaniya [Hydroabrasive and cavitation wear of ship equipment]*. L.: Sudostroyeniye, 1984. 263p. (In Russ).
12. Tsvetkov Y. N., Pogodayev, L. I. *Stressed state of metals in wearing impact of abrasives*. SPb.: SPbGUVK, 2004. 94 p.
13. Robinson J. N., Shabaik A. H. The determination of the relationship between strain and microhardness by means of visioplasticity // *Metallurgical transactions*. 1973. Vol. 4. P. 2091–2095.
14. Sonmez F. O., Demir A. Analytical relations between hardness and strain for cold formed parts // *Journal of Material Processing Technology*. 2007. Vol. 186. P. 163–173. doi: 10.1016/j.jmatprote.2006.12.031.
15. Ramaekers J. A. H., Veenstra P. C. The relation between effective deformation and microhardness in a state of large plastic deformation // *Annals of the C.I.R.P.* 1970. Vol. XVIII. P. 541–545.
16. Malinin N. N. *Applied theory of plasticity and creeping*. M.: Mashinostroyeniye, 1968. 400 p. (In Russ).
17. Smirnov-Alyayev, G. A. *Mehanicheskiye osnovi plasticheskoy obrabotki metallov [Mechanical basis of plastic metalworking]*. L.: Mashinostroyeniye, 1968. 272 p. (In Russ).
18. Vichuzhanin D. I., Shihov S. E., Smirnov S. V., Churbayev R. V. V. Influence of the stressed state on the limiting plasticity of M00K copper rolled wire // *Izvestiya vuzov*.

- Tsvetnaya metallurgiya. 2015. No. 5. P. 39–45 DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2015-5-39-45. (In Russ).
19. Zhang X. W., Wen J. F., Zhang X. C., Wang X. G., Tu S. T. Effects of the stress state on plastic deformation and ductile failure: Experiment and numerical simulation using a newly designed tension-shear specimen // Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures. 2019. P. 1–14. DOI: 10.1111/ffe.13084.

ИНФОРМАЦИЯ ОБ АВТОРАХ / INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Цветков Юрий Николаевич – доктор технических наук, профессор; заведующий кафедрой технологии судоремонта, Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Государственный университет морского и речного флота имени адмирала С. О. Макарова» (ГУМРФ имени адмирала С. О. Макарова), 198035, Санкт-Петербург, ул. Двинская, д. 5/7; кафедра ТС; ГУМРФ; yuritsvet@mail.ru

Петров Василий Андреевич – аспирант кафедры технологии судоремонта, Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Государственный университет морского и речного флота имени адмирала С. О. Макарова» (ГУМРФ имени адмирала С. О. Макарова), 198035, Санкт-Петербург, ул. Двинская, д. 5/7; кафедра ТС; ГУМРФ; 9522114620w@gmail.com

Вихров Николай Михайлович — доктор технических наук, профессор, генеральный директор ЗАО «Канонерский судоремонтный завод», 198184, г. Санкт-Петербург, Канонерский остров, д. 41, e-mail: n.vihrov@inbox.ru

Yuriy N. Tsvetkov – doctor of engineering science, professor, head of ship repair subdepartment, Federal State-Financed Educational Institution of Higher Education « Admiral Makarov State University of Maritime and Inland Shipping» (Admiral Makarov SUMIS), 5/7, ul. Dvinskaya, Saint-Petersburg, 198035

Vasily A. Petrov – post-graduate student of ship repair subdepartment, Federal State-Financed Educational Institution of Higher Education « Admiral Makarov State University of Maritime and Inland Shipping» (Admiral Makarov SUMIS), d. 5/7, ul. Dvinskaya, Saint-Petersburg, 198035

Nikolay M. Vihrov — doctor of science, professor, general director of JSC "KSZ", 41, Kanonersky ostrov, St. Petersburg, 198184, Russia, e-mail: n.vihrov@inbox.ru

Статья поступила в редакцию 21.05.2025; опубликована онлайн 20.09.2025.
Received 21.05.2025; published online 20.09.2025.