

07,01

Механические свойства стали 20 при малых деформациях

© Б.Г. Мыцык¹, Я.П. Кость¹, Б.И. Турко², Г.И. Гаськевич¹

¹ Физико-механический институт им. Г.В. Карпенко НАН Украины, Львов, Украина

² Львовский национальный университет им. И. Франко, Львов, Украина

E-mail: mytskyk@ipm.lviv.ua

(Поступила в Редакцию 19 февраля 2015 г.)

Исследован упругий гистерезис и остаточные прогибы образцов из стали 20, соответствующих модели тонкой жесткой защемленной по контуру круглой пластины. Показано, что отжиг образцов при 470 и 670 К слабо влияет на указанные характеристики, а после полного отжига (1170 К) старение стали 20 на протяжении трех суток сопровождается уменьшением амплитуды ω_h упругого гистерезиса на $\sim 20\%$. Экспериментально подтвержден постулат о том, что не существует предела упругости металлов, ниже которого отсутствовала бы остаточная деформация. Показано, что на основе величин ω_h можно проводить оценку предела прочности металлов, действуя на образцы малыми напряжениями, на порядок меньшими предела текучести. Обнаружено гигантское (в ~ 2.5 раза) увеличение ω_h при длительном (2 месяца) старении стали 20 после диффузии из нее водорода, свидетельствующее о соответствующем уменьшении ее циклической долговечности.

1. Введение

В [1,2] описана методика изучения механических свойств материалов при действии малых напряжений $\sigma \sim 0.1\sigma_y$ (σ_y — предел текучести). На примере алюминиевого сплава Д16 [1] показано, что методика очень чувствительна к состояниям материала, обусловленным термообработкой (полный отжиг, закалка, пережог). А именно, амплитуды упругого гистерезиса ω_h и относительные остаточные прогибы β_{res} существенно (в разы) изменяются после различных способов термообработки. Показано, что на основе этих результатов можно проводить оценку стандартных механических характеристик материалов (σ_u — предел прочности и σ_y), а также оценку их циклической долговечности.

В настоящей работе эффективность методики продемонстрирована на стали 20 (международный аналог — сталь 1020), которая широко используется в промышленности, относится к качественным сталям [3] и является хорошим материалом для эксплуатации при высоких (~ 670 К) температурах [4]. Поэтому основной целью работы было исследование параметров ω_h и β_{res} после воздействия на образцы высоких температур.

2. Методика эксперимента

Амплитуда ω_h упругого гистерезиса и относительные остаточные деформации (относительные прогибы) $\beta_{res} = \omega_{res}/\omega$ (ω_{res} — абсолютные остаточные прогибы, ω — прогиб образца при действии механического напряжения σ) изучены на образцах, соответствующих модели тонкой жесткой защемленной по контуру круглой пластинки. Модель подробно описана в [1,5–7]. Образцы изготовлены в виде цилиндра высотой 5 мм с внутрен-

ним и внешним диаметрами 60 и 70 мм соответственно, с тонким (~ 1 мм) дном.

При действии пневматического давления P на внутреннюю полость образца, его дно прогибается на величину $\omega = 0.17PR^4/(Eh^3)$ (это величина перемещения центра образца), а максимальные механические напряжения в пластине (дне цилиндра) определены как $\sigma = 0.775PR^2/h^2$ [5–7], где R — радиус пластины, h — ее толщина, E — модуль Юнга. Коэффициент 0.775 получен на основе векторного суммирования радиальных и тангенциальных напряжений [1,7], возникающих в пластинке при действии P , и при использовании коэффициента Пуассона $\nu = 0.26$, характерного для малоуглеродистых сталей, к которым относится сталь 20 (содержание углерода $\sim 0.20\%$).

Зависимости $\omega - \sigma$, на основе которых определены ω_h и β_{res} , изучены с высокой ($\sim 0.01\%$) точностью. Такая точность обеспечена благодаря деформометру дистанционного действия (для определения прогибов ω) и измерителю давления P (напряжения σ рассчитаны на основе P , см. соотношение выше), обеспечивающих относительные погрешности определения ω и P не больше 0.01%. Как видно из рис. 1, разброс экспериментальных точек не превышает 0.01%.

Термообработка образцов проводилась при 470 ± 2 К (4 h), 670 ± 2 К (4 h), 1170 ± 5 К (20 min; этот отжиг проведен в вакууме). Отжиг при 470 К интересен тем, что, не изменяя механические характеристики стали 20 [8], он способствует возвращению дефектов структуры, являющихся источником остаточных деформаций и прогибов, к первичному равновесному состоянию. Следовательно, таким отжигом можно исключать погрешности определения β_{res} , связанные с предысторией образцов. Температура 670 К — это максимальная эксплуатационная температура стали 20 [4]. Поэтому

следовало убедиться, что ω_h и β_{res} незначительно изменяются после воздействия указанных температур. Отжиг при 1170 К (полный отжиг стали 20 [9,10]) использован с целью измельчения зеренной структуры образцов [9–11], повышения их микропластичности [10] и соответственно увеличения количества (концентрации) дефектов, являющихся источником упругого гистерезиса и остаточных деформаций.

3. Результаты и их обсуждение

3.1. Остаточные деформации. На рис. 1 представлены зависимости остаточных прогибов β_{res} от количества N циклов однознаковой нагрузки σ . Видно, что уже после 5–7 циклов нагружения зависимости $\beta_{res}(N) \rightarrow const$, т.е. при дальнейших циклах нагружения образец ведет себя как упругое тело. Эффект $\beta_{res}(N) \rightarrow const$ назван в [1] микроупрочнением. Этот эффект в стали 20 справедлив как при минимальных, использованных в эксперименте нагрузках ($\sigma = 12.7 \text{ МПа} = 0.04\sigma_y$), так и при максимальных ($\sigma = 89 \text{ МПа} = 0.28\sigma_y$); $\sigma_y = 320 \text{ МПа}$ — предел текучести нормализованной стали 20 [8]. Подчеркнем, что микроупрочнение существует после всех режимов термообработки, в т.ч. после полного отжига. Таким образом, микроупрочнение стали 20 несколькими циклами квазистатической нагрузки как после нормализации (первичные образцы), так и после отжига (рис. 1), включая полный отжиг, а также небольшие различия соответствующих величин β_{res} (кривые А и В на рис. 1) свидетельствует о слабой зависимости эксплуатационного качества стали 20 от термообработки. Для сравнения: при полном отжиге (670 К) известного конструкционного материала Д16 (алюминиевый сплав) значение β_{res} изменяется в ~ 4 раза по сравнению с величиной β_{res} после предшествующей такому отжигу закалки [1].

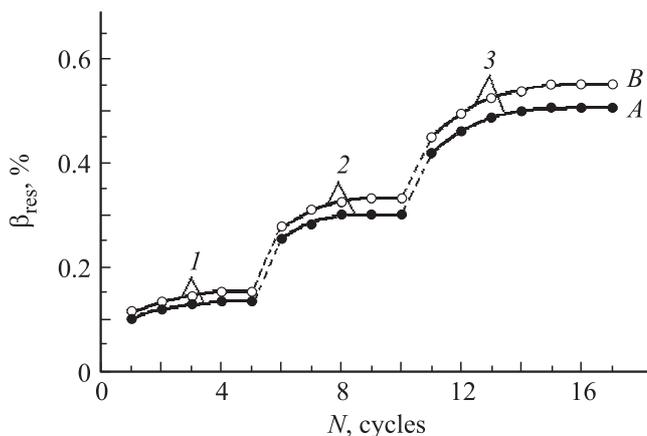


Рис. 1. Примеры зависимостей остаточных прогибов β_{res} от количества N циклов нагрузки: А — первичный образец, В — образец после отжига при 670 К, 4 h; участки 1, 2 и 3 получены при величинах циклической нагрузки σ , равных 25.4 (0.08 σ_y), 50.8 и 76.2 МПа соответственно.

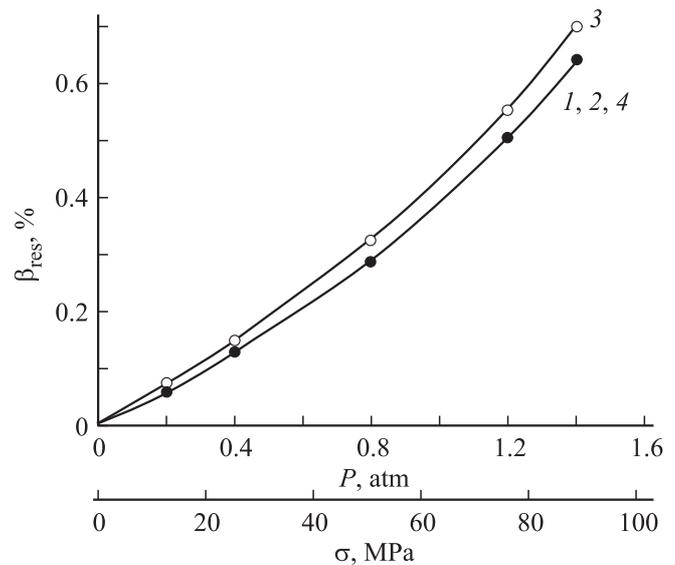


Рис. 2. Зависимости остаточных прогибов β_{res} (в области насыщения, см. рис. 1) от величины циклической нагрузки σ : 1 — первичный образец, 2 — после отжига при 470 К (4 h), 3 — при 670 К (4 h), 4 — при 1170 К (20 min).

На основе максимумов зависимостей $\beta_{res}(N)$, определенных в области их насыщения (см. примеры на рис. 1), построены зависимости остаточных прогибов от величины (амплитуды) циклической нагрузки σ (рис. 2). Ниже обобщим результаты анализа зависимостей, представленных на рис. 1 и 2, а именно:

1) зависимости $\beta_{res}(\sigma)$ для первичного образца и образца после отжига при температуре 470 К (4 h) в пределах погрешности 0.01% определения остаточных прогибов являются тождественными (рис. 2, кривые 1, 2), т.е. такой отжиг обуславливает полный возврат дефектов, являющихся источником остаточных деформаций, к равновесному положению, характерному для первичного образца. Отсюда следует вывод: если предыстория образца неизвестна, то для получения более объективных зависимостей $\beta_{res}(\sigma)$ необходимо отжечь образец при указанных условиях;

2) из сравнения кривых 1 и 3 на рис. 2 следует, что отжиг образца при $T = 670 \text{ К}$ (4 h) очень слабо (всего на $\sim 9\%$ при $\sigma = 89 \text{ МПа}$) увеличивает остаточные прогибы и соответственно концентрацию дефектов микроструктуры, которые являются источником таких деформаций. Этот результат подтверждает известный факт [4], что сталь 20 является хорошим материалом для эксплуатации при температурах $\sim 670 \text{ К}$;

3) полный отжиг не изменяет количество дефектов, о чем свидетельствует тождественность в пределах экспериментальной погрешности 0.01% кривых 1 и 4 на рис. 2 во всем диапазоне использованных нагрузок $\sigma \leq 90 \text{ МПа}$. Таким образом, сталь 20 пригодна для эксплуатации при действии квазистатических механических напряжений $\sigma \sim 90 \text{ МПа}$ даже после полного отжига;

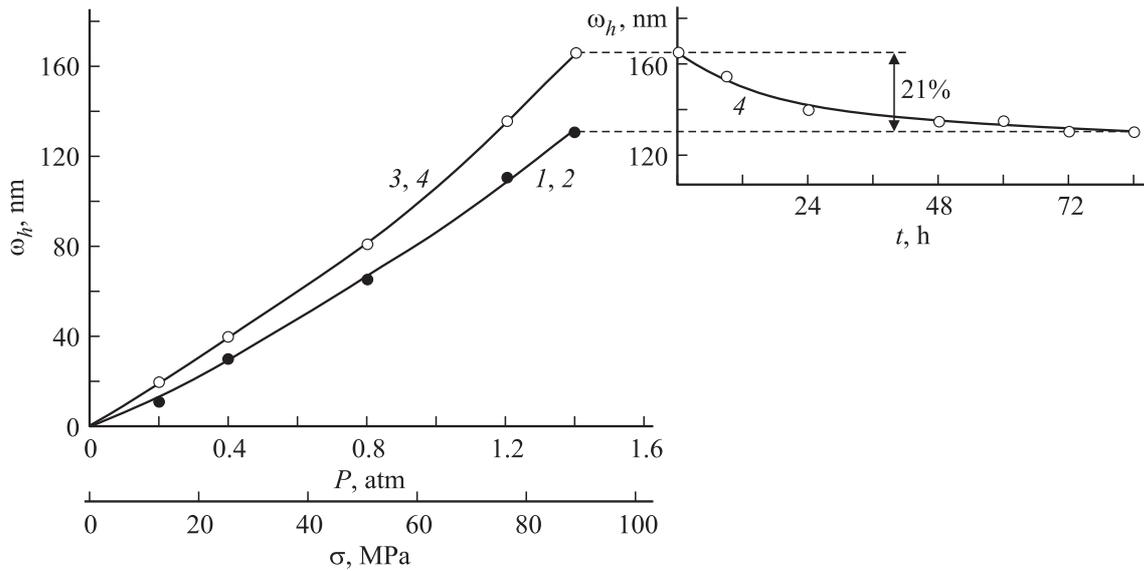


Рис. 3. Зависимости $\omega_h(\sigma)$ после термообработки образца: 1 — первичный образец, 2 — после отжига при 470 К (4 h), 3 — при 670 К (4 h), 4 — при 1170 К (20 min). На вставке — эволюция во времени (при T_{room}) величины ω_h , соответствующей кривой 4 при $\sigma = 89$ МПа ($0.28\sigma_y$).

4) обратим внимание на то, что все зависимости на рис. 2 имеют тенденцию $\beta_{res} \rightarrow \infty$ для $\sigma > 90$ МПа, т.е. $\sigma \sim 90$ МПа можно считать оптимальным механическим напряжением для эксплуатации в условиях действия квазистатических циклических нагрузок. Можно предположить, что эффект упрочнения $\beta_{res}(N) \rightarrow const$ будет наблюдаться и для циклических нагрузок $\sigma > 90$ МПа. Однако в работе специально не использованы такие нагрузки, чтобы избежать больших пластических деформаций, при которых дальнейшее исследование образцов было бы невозможным, поскольку выпуклость пластически деформированных образцов искажает модель (плоская защемленная по контуру пластинка), в рамках которой проведены исследования;

5) из рис. 2 следует, что для всех состояний образца (кривые 1–4) справедлива следующая закономерность: остаточные прогибы и, соответственно, остаточные деформации существуют даже при $\sigma \rightarrow 0$, поскольку зависимости $\beta_{res}(\sigma)$ экстраполируются в начало координат. Этим для стали 20 экспериментально подтверждено предвидение Ходкинсона и Вертгейма, сделанное полтора столетия назад, о том, что не существует предела упругости металлов, ниже которого отсутствовала бы остаточная деформация [12].

3.2. Упругий гистерезис. На рис. 3 представлены зависимости амплитуд ω_h упругого гистерезиса от величины механического напряжения σ . Измерения ω_h проведены после микроупрочнения, когда образец ведет себя как упругое тело, т.е. когда $\beta_{res}(N) = const$ (рис. 1). Для первичного образца (рис. 3, кривая 1) величина ω_h относительно небольшая и составляет 100 nm для $\sigma = 72$ МПа, т.е. введенный в [1] параметр $\sigma_{100\text{ nm}}^h = 72$ МПа. По этому параметру сталь 20 несколько

уступает легированной стали 40X [2] и существенно превосходит алюминиевый сплав Д16 [1] (см. таблицу). Из таблицы следует также, что параметр $\sigma_{100\text{ nm}}^h$ для указанных в ней материалов коррелирует с пределом их прочности σ_u . Более того, наблюдается корреляция параметров $\sigma_{100\text{ nm}}^h$ и σ_u для этих материалов также после их термообработки. Отсюда следует вывод, что на основе параметра $\sigma_{100\text{ nm}}^h$, который преимущественно на порядок меньше предела прочности σ_u (таблица), можно проводить оценку прочности материалов, действуя на образец малыми механическими напряжениями $\sim 0.1\sigma_u$.

Как видно из рис. 3 все зависимости $\omega_h(\sigma)$ экстраполируются в начало координат, т.е. амплитуда гистерезиса $\omega_h \neq 0$ даже при $\sigma \rightarrow 0$. Этим сталь 20 качественно отличается от легированной стали 40X и алюминиевого сплава Д16, для которых существуют пороговые значения $\sigma = \sigma_0$, при которых начинается гистерезис: для

Сравнение стали 40X, стали 20 и сплава Д16 по параметрам $\sigma_{100\text{ nm}}^h$ и σ_u

Материал	$\sigma_{100\text{ nm}}^h$	σ_u
	МПа	
Сталь 40X [2]	76	850
Сталь 20:		
1) нормализованная	72	510
2) после полного отжига	61	480
Сплав Д16 [1]:		
1) после 1-й закалки	60	440
2) после 2-й закалки	31	310

стали 40Х значение σ_0 равно 23 МПа (по данным [2]), а для сплава Д16 — 18 МПа [1].

Обратим внимание на основные закономерности, характеризующие влияния термообработки на упругий гистерезис стали 20.

Кривые 1 и 2 (рис. 3) являются тождественными в пределах точности определения амплитуд ω_h упругого гистерезиса (погрешность измерения ω_h — 10 нм, включая погрешность перемонтажа образцов, дискретность измерения ω_h — 5 нм). Из этого следует вывод, что отжиг образцов при 470 К (4 h) не изменяет концентрацию дефектов, являющихся источником упругого гистерезиса (выше обсуждалось такое же тождество кривых 1 и 2 на рис. 2, которые описывают остаточные прогибы). Более того, даже отжиг при 670 К (4 h) слабо изменяет дефектность микроструктуры, поскольку амплитуда гистерезиса после такого отжига увеличилась только на ~20% (рис. 3, кривая 3). Это свидетельствует о том, что циклическая долговечность стали 20, которая в целом обратно пропорциональна амплитуде гистерезиса материалов [3,13], после такого отжига изменяется незначительно.

Слабо влияет на упругий гистерезис также полный отжиг (кривые 3 и 4 на рис. 3 тождественны). Однако после такого отжига амплитуда ω_h гистерезиса заметно уменьшается на протяжении ~3-х суток старения (вставка на рис. 3) и достигает значения 130 нм (при $\sigma = 89$ МПа), характерного для нормализованной стали 20 (рис. 3, кривая 1). Это свидетельствует о том, что при старении образца после полного отжига его микроструктура изменяется в сторону уменьшения количества дефектов, являющихся источником упругого гистерезиса. Поскольку полный отжиг измельчает микроструктуру стали 20 [9–11], то можно предположить, что при последующем старении ее микроструктура становится более крупнозернистой. Соответственно уменьшается концентрация дефектов, обратимое движение которых (при увеличении и уменьшении нагрузки) является причиной упругого гистерезиса.

Подчеркнем, что для образцов, отожженных при 470 К (4 h) и 670 К (4 h) эволюция ω_h во времени не обнаружена. Т.е. отжиг стали 20 при указанных условиях не ухудшает ее микроструктуру и, соответственно, не ухудшает ее механические свойства, о чем свидетельствуют также небольшие изменения β_{res} и ω_h после отжига при 670 К и отсутствие изменений этих характеристик после отжига при 470 К (рис. 2 и 3).

Из рис. 3 можем сделать также практический вывод: поскольку гистерезис после отжига при температурах 470, 670 и 1170 К изменяется слабо, то и циклическая долговечность для таких состояний стали 20 практически неизменна. Однако предельной температурой, при которой возможна длительная эксплуатация стали 20, является $T = 670$ К, поскольку при более высоких T происходит графитизация стали 20 (выделение свободного углерода по границам зерен), вызывающая уменьшение ее прочности.

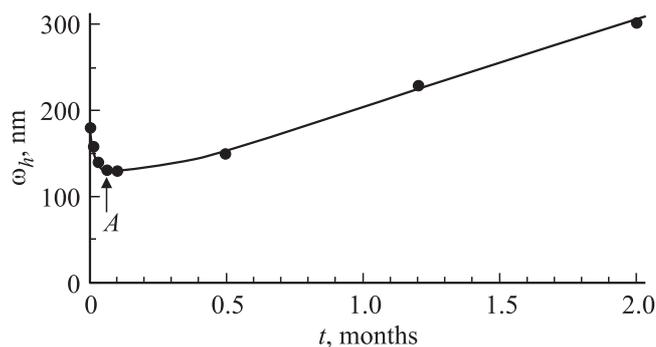


Рис. 4. Зависимость ω_h (для $\sigma = 89$ МПа) от времени t старения образца (при $T_{room} = 290$ К) после действия водорода: точка A соответствует завершению диффузии водорода из образца за время ~2.5 суток, а дальнейшее увеличение $\omega_h(t)$ свидетельствует о зарождении новых дефектов после диффузии водорода.

Таким образом, именно температуры до 670 К являются вероятными эксплуатационными температурами, при которых циклическая долговечность стали 20 ухудшается незначительно. В этой связи возникает важный вопрос о стабильности циклической долговечности стали 20 при таких температурах в водородсодержащих средах, когда водород интенсивно внедряется в металл, существенно ухудшая при этом его механические характеристики (влияние таких сред на металлы интенсивно изучается в последнее время, см., например, [14–17]). Перечислим первые полученные результаты о влиянии водорода на сталь 20.

Давление водорода величиной 120 atm при $T = 620$ К на протяжении 4 h заметно (на ~40%) увеличивает амплитуду ω_h упругого гистерезиса. В процессе диффузии водорода из образца (на протяжении трех суток при $T_{room} = 290$ К) значение ω_h уменьшается до первичного значения (130 нм для $\sigma = 89$ МПа, см. рис. 4, точка A). Качественно другой результат получен при длительном наблюдении образца после диффузии водорода (рис. 4, правее точки A): через 2 месяца старения при T_{room} значение ω_h увеличивается в ~2.5 раза. Из этого „гигантского“ роста величины ω_h следует, что при длительном старении образца интенсивно размножаются дефекты, являющиеся источником упругого гистерезиса, и соответственно уменьшается его циклическая долговечность N_d , поскольку $N_d \sim 1/\omega_h$ [3,13]. Механизм длительной эволюции ω_h и интенсивного размножения дефектов микроструктуры после диффузии водорода из образца пока неясен.

4. Заключение

На образцах, соответствующих модели тонкой жесткой защемленной по контуру круглой пластинки, исследовано влияние отжига при температурах 470, 670 и 1170 К на остаточные деформации (прогибы) и ам-

плитуды упругого гистерезиса стали 20 при действии малых механических напряжений $\sigma \sim 0.1\sigma_y$. Показано, что отжиг при указанных температурах слабо влияет на относительные остаточные прогибы и упругий гистерезис образцов, а их микроупрочнение, после которого материал ведет себя как упругое тело, достигается уже после действия 5–7 циклов квазистатической нагрузки величиной до 90 МПа. Обнаружено, что после полного отжига старение образцов на протяжении трех суток сопровождается уменьшением амплитуды ω_h гистерезиса на $\sim 20\%$, что свидетельствует об укрупнении зеренной структуры стали 20 и повышении ее циклической долговечности.

Показано, что параметр $\sigma_{100\text{nm}}^h$ (механическое напряжение, при котором $\omega_h = 100\text{nm}$) коррелирует с пределом прочности σ_u ($\sigma_{100\text{nm}}^h$ примерно на порядок меньше σ_u), т.е. на основе этого параметра можно неразрушающим способом проводить оценку предела прочности для различных состояний конструкционных материалов.

После диффузии водорода из образца в нем продолжают длиться, на протяжении месяцев, процессы старения, сопровождающиеся большим увеличением амплитуды упругого гистерезиса и соответствующим уменьшением циклической долговечности. Таким образом, сталь 20 является хорошим материалом для эксплуатации при температурах до 670 К (при больших T происходит графитизация материала), однако только в средах, не содержащих водород.

Список литературы

- [1] Б.Г. Мыцьк, Я.П. Кость, Н.М. Демьянишин. ФТГ **56**, 2156 (2014).
- [2] Б.Г. Мыцьк, Н.М. Демьянишин. ФХММ **45/3**, 83 (2009).
- [3] Г.С. Писаренко, А.П. Яковлев, В.В. Матвеев. Справочник по сопротивлению материалов / Под ред. Г.С. Писаренко. Наук. думка, Киев (1988). 736 с.
- [4] Ю.Ю. Жигуц. Металлургия **2 (30)**, 48 (2013).
- [5] М.Н. Рудицын, П.Я. Артемов, М.И. Любошиц. Справочное пособие по сопротивлению материалов / Под ред. М.Н. Рудицына. Выш. шк., Минск (1970). 630 с.
- [6] Г.С. Писаренко, В.А. Агарев, А.Л. Квитка, В.Г. Попков, Э.С. Уманский. Сопротивление материалов. Выща шк., Киев (1986). 775 с.
- [7] О.А. Агеев, В.М. Мамиконова, В.В. Петров, В.Н. Котов, О.Н. Негоденко. Микроэлектронные преобразователи неэлектрических величин. Изд-во ТРТУ, Таганрог (2000). 153 с.
- [8] Т.А. Оболенская, Л.А. Евсюкова, В.И. Лазаренко, Н.В. Середя. Машиностроение **6**, 143 (2010).
- [9] Р.К. Мозберг. Материаловедение. Высш. шк., М. (1991). 448 с.
- [10] Ю.М. Лахтин. Металловедение и термическая обработка металлов. Металлургия, М. (1983). 360 с.
- [11] Б.С. Натапов. Термическая обработка металлов. Выща шк., Киев (1980). 288 с.
- [12] В.Г. Зубчанинов. Основы упругости и пластичности. Высш. шк., М. (1990). 368 с.
- [13] В.Т. Троценко. Деформирование и разрушение металлов при многоцикловом нагружении. Наук. думка, Киев (1981). 344 с.
- [14] Z.T. Nazarchuk, V.R. Skal's'kyi, B.P. Klym, V.P. Rudavs'kyi, P.P. Velykyi, Ya.P. Tolopko. Mater. Sc. **45**, 665 (2009).
- [15] T. Michler, J. Naumann. Int. J. Hydrogen Energy **35**, 1485 (2010).
- [16] А.Н. Чуканов, А.А. Яковенко. Конденс. среды и межфаз. границы **14**, 100 (2012).
- [17] И.Н. Дмитрах, Р.Л. Лещак, А.М. Сиротюк, О.Л. Лутицкий. ФХММ **50/2**, 16 (2014).