

Вплив термообробки на відносну зміну модуля Юнга сплаву Д16 за дії малих циклічних навантажень

Б. Г. Мицик¹, Я. П. Кость, Н. М. Дем'янишин

Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, Львів, Україна

¹ mytsyk@ipm.lviv.ua

На зразках зі сплаву Д16 (міжнародний аналог – сплав 2024), що відповідають моделі тонкої жорстко защемленої на контурі круглої пластини, вивчено відносні зміни модуля Юнга, зумовлені циклічними навантаженнями, які на порядок менші за границю плинності. Показано, що параметр $\delta E/E$ дуже чутливий (змінюється в рази) до змін структури внаслідок термообробки сплаву (відпал, загартування, природне старіння). Отримані результати разом із вивченою раніше авторами еволюцією пружного гістерезису та залишкових деформацій (у залежності від термообробки) можуть бути покладені в основу неруйнівного методу первинної оцінки зміни стану конструкційних матеріалів після дії експлуатаційних факторів.

Ключові слова: сплав Д16, термообробка, зміни модуля Юнга, малі механічні напруження.

Вступ. У роботі [1] вивчено вплив термообробки алюмінієвого сплаву Д16 на величину пружного гістерезису і залишкові деформації за дії малих механічних напружень $\sigma \sim 0,1\sigma_T$ (σ_T – границя плинності). Нижче обговорюються результати щодо змін модуля Юнга E , зумовлених навантаженнями з малою амплітудою, у зразках, термооброблених за схемою знеміцнюючий відпал – загартування – природне старіння.

Вплив термообробки сплаву Д16 на його пружні властивості за дії великих механічних напружень ($\sigma \geq \sigma_T$) досліджувався в ряді робіт. Наприклад, в [2, 3] показано, що відпал зразків зменшує границю пружності в чотири рази, а мікрозміни модуля Юнга E внаслідок ударного навантаження змінюють знак у залежності від способу термообробки: для загартованого сплаву величина E збільшується на $\sim 0,5\%$, після його відпалу вона зменшується на $\sim 0,2\%$.

Покажемо, що термообробка, яка суттєво впливає на мікроструктуру сплаву Д16 (див., наприклад, [4–6]), зумовлює також значні зміни модуля Юнга за дії навантаження з амплітудою $\sim 0,1\sigma_T$. Отримані результати разом із відомим [1] збільшенням амплітуди пружного гістерезису та залишкових деформацій при термообробці сплаву Д16 можуть слугувати основою для розробки неруйнівного методу первинної оцінки зміни стану конструкційних матеріалів після дії експлуатаційних факторів.

Зразки та методика експерименту. Зразки, що виготовлені у формі циліндра (внутрішній діаметр 60 мм, зовнішній – 70 мм) з тонким ($h = 1$ мм) дном, відповідають моделі тонкої жорстко защемленої на контурі круглої пластини (рис. 1). За дії пневматичного тиску P переміщення ω центра зразка (прогин) і максимальні напруження σ у ньому описуються так [7, 8]:

$$\omega = 0,17 \frac{PR^4}{Eh^3}, \quad \sigma = 0,79 \frac{PR^2}{h^2}, \quad (1)$$

де R – радіус пластини.

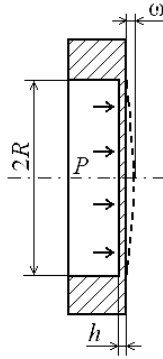
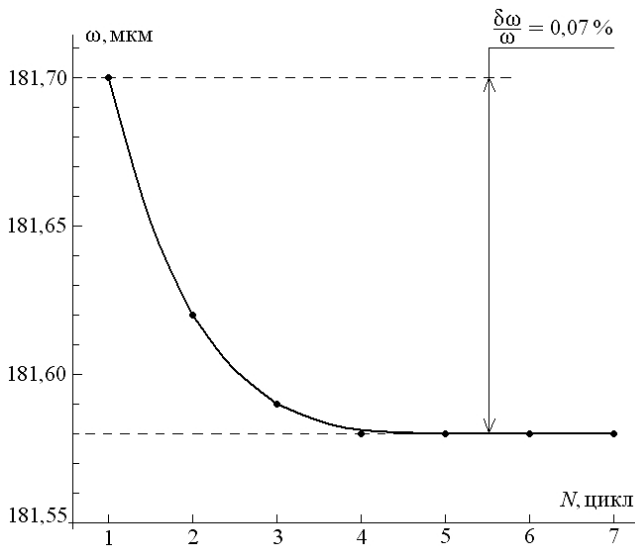


Рис. 1. Схема зразка.

Коефіцієнт 0,79 у виразі для σ отримано на основі векторного підсумовування тангенціальних σ_t і радіальних σ_r напружень у зразку [1, 9] за величини коефіцієнта Пуассона $\mu = 0,33$ (для сплаву Д16 [10]).

Зауважимо, що реальні зразки виготовлялися із заокругленням прямокутного концентратора напруження (у місці з'єднання пластини з циліндром) з радіусом заокруглення $r_0 = h$. Тоді максимальне напруження σ у концентраторі лише на 10% більше [11], ніж розраховане на основі виразу (1).

Експериментальні залежності $\omega - P$ або $\omega - \sigma$ побудовано з високою точністю завдяки використанню вимірювача тиску P і деформометра дистанційної дії (для знаходження прогинів ω), які забезпечують величину відносних похибок визначення P і ω не більшу за 0,01%. Наприклад, за дії тиску $P = 1,2$ атм (у такому випадку $\sigma = 71,4$ МПа) прогин $\omega = 182$ мкм (рис. 2) визначали з абсолютною похибкою 10 нм, що відповідає відносній похибці $\sim 0,005\%$. Тривалість одного циклу квазістатичного навантаження складає ~ 30 хв, що дозволяє виключити похибки вимірювання прогину ω , зумовлені п'єзокалоричним ефектом. На основі таких залежностей побудовано криві на рис. 3 і 4. Детальніше вищенаведене і методику точного дослідження залежностей $\omega - \sigma$ описано у роботах [1, 12–15].

Рис. 2. Залежність переміщення ω від числа N циклів навантаження величиною $\sigma = 71,4$ МПа ($0,2\sigma_r$) для первинного зразка.

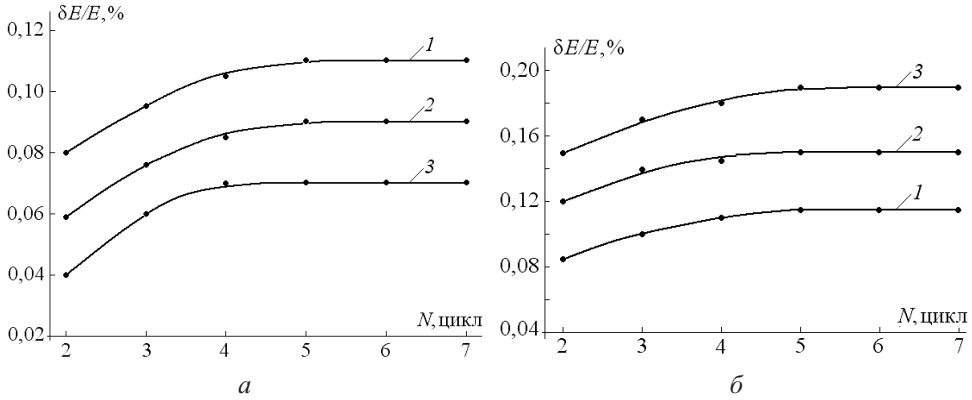


Рис. 3. Залежність $\delta E(N)$ для сплаву Д16 після першого загартування (а) та наступного першого відпалу (б) при різних значеннях циклічного навантаження σ . Тут і на рис. 4: 1 – $\sigma = 23,8$ МПа ($0,07\sigma_T$); 2 – $\sigma = 47,6$ МПа; 3 – $\sigma = 71,4$ МПа. (Криву 3 на рис. 3,а побудовано за даними рис. 2.)

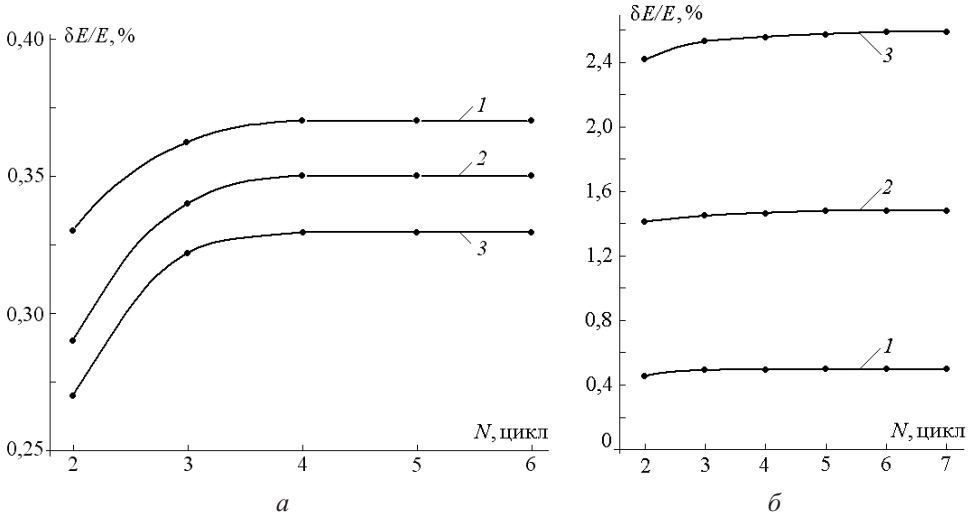


Рис. 4. Залежність $\delta E(N)$ для сплаву Д16 після другого загартування (а) та наступного другого відпалу (б) при різних значеннях циклічного навантаження σ .

Визначення відносних змін модуля Юнга ($\delta E/E$) за циклічного навантаження. Під час дії на зразки циклічного квазістатичного навантаження виявлено, що за кожним наступним циклом дії σ переміщення центра зразка (прогини) ω зменшуються (див. приклад на рис. 2) і після 5–7 цикл залежність $\omega(N) \rightarrow \text{const}$. Різницю між переміщеннями ω (за дії одного циклу навантаження) і ω_N (за дії N -го числа) позначимо величиною $\delta\omega$. Відповідно $\delta\omega/\omega$ назвемо відносною зміною переміщення центра зразка (відносною зміною прогину). На основі залежностей $\delta\omega(N)/\omega$ відносні зміни модуля Юнга $\delta E(N)/E$ знаходимо як

$$\delta E/E = \delta\omega/\omega. \tag{2}$$

Справедливість (2) легко довести, якщо продиференціювати вираз (1) для переміщення ω , вважаючи взаємозалежними змінними ω і E :

$$\delta\omega = \frac{PR^4}{E^2 h^3} \delta E. \quad (3)$$

Вираз (3) поділимо на (1) і отримаємо (2).

Підкреслимо, що прогин ω зменшується з кожним наступним циклом навантаження (рис. 2), тому у цьому випадку величина E згідно з виразом (1) зростає за циклічної дії σ . Окрім того, зауважимо, що закономірності $\omega(N) \rightarrow \text{const}$ і відповідно $\delta\omega(N) \rightarrow \text{const}$ є ознакою мікрозміцнення матеріалу за дії циклічного навантаження з малою амплітудою $\sigma \sim 0,1\sigma_T$.

Способи термообробки сплаву Д16 відповідають рекомендаціям [4, 16] і описані в таблиці.

Способи термообробки зразків зі сплаву Д16

Спосіб термообробки	Режим термообробки
Знеміцнюючий відпал	Нагрівання до $T = 400 \pm 2^\circ\text{C}$, витримка 80 хв, повільне охолодження зразка до 250°C зі швидкістю ≤ 30 град/год, подальше зниження температури з піччю до кімнатної T_k
Загартування і природне старіння	Нагрівання до $T = 500 \pm 2^\circ\text{C}$, витримка 15 хв, швидке охолодження у воді (20°C); час перенесення з печі у воду < 10 с. Подальше природне старіння при 20°C протягом 5 діб
Перегрів	Нагрівання до $T = 590 \pm 2^\circ\text{C}$, витримка 80 хв, повільне охолодження з піччю до T_k

Експериментальні результати та їх обговорення. На рис. 3 наведено залежності змін модуля Юнга від числа циклів навантаження для зразка після першого (заводське) загартування та подальшого першого відпалу. Якісною відмінністю між результатами є те, що для загартованого зразка абсолютні величини δE зменшуються з підвищенням циклічного навантаження σ , а для зразка після відпалу, навпаки, збільшуються. Аналогічні закономірності характерні для зразків, які повторно загартувалися і відпалювалися (рис. 4), однак сумарна (для трьох величин σ) зміна δE , визначена в області насичення залежностей $\delta E(N)$, для зразка у першому випадку є приблизно в три рази більшою (сягає 1%), а у другому – вона зростає аж на порядок ($\sim 4,5\%$) порівняно з першим відпалом – рис. 3,б. Отже, зміна мікроструктури зразків після стандартної термообробки супроводжується суттєвою зміною модуля Юнга за дії циклічного навантаження (5–7 цикл) з малою амплітудою ($\sim 0,1\sigma_T$).

На основі значень δE в області насичення залежностей $\delta E(N)$ для різних амплітуд навантаження σ побудовано залежності сумарної зміни модуля Юнга E від σ (рис. 5 і 6), які підтверджують і узагальнюють закономірності, сформульовані вище.

Після кожного наступного циклу термообробки за схемою відпал–загартування–старіння зміни модуля Юнга суттєво (у рази) зростають (рис. 5). Це зумовлено, очевидно, відомим подрібненням мікроструктури сплаву Д16 після його загартування і старіння [4–6]. Зрозуміло, що таке подрібнення структури збільшує (також у рази) кількість дефектів (після кожного циклу термообробки), які є джерелом мікропластичних деформацій (за дії малих σ) і відповідно причиною зміни модуля Юнга. Зазначимо, що стандартні механічні характеристики σ_B (границя міцності) і σ_T (границя плинності) за повторної термообробки сплаву Д16 (відпал–загартування–старіння) змінюються лише на 10...15% [17], у той час як величина $\delta E/E$ за такої обробки зростає приблизно в три рази (рис. 3,а, 4,а). Тобто зміни модуля Юнга да дії

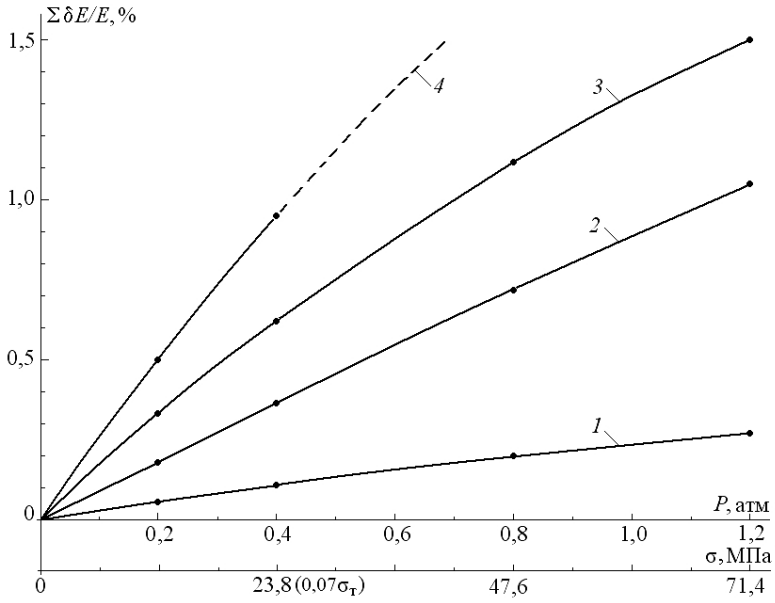


Рис. 5. Залежність сумарної зміни E від σ після перегартування зразка: 1 – первинний зразок після першого (заводське) загартування; 2 – після відпалу і другого загартування; 3 – після другого відпалу і третього загартування; 4 – після перегріву і четвертого загартування; після кожного циклу загартування зразки піддавали природному старінню.

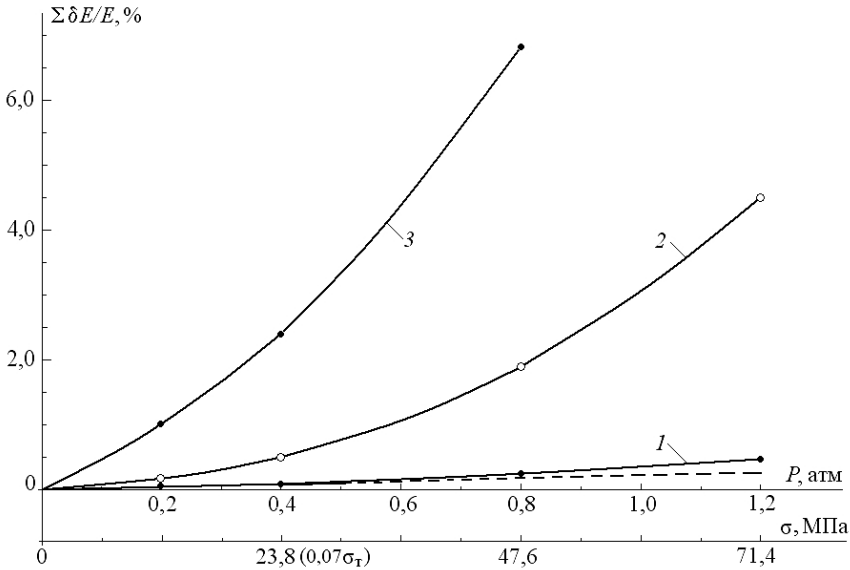


Рис. 6. Залежність сумарної зміни E від σ після відпалу і перегріву зразка: 1 – після першого відпалу; 2 – після другого відпалу; 3 – після перегріву. (Штрихова лінія – для первинного зразка).

циклічних квазістатичних навантажень σ з малою амплітудою є набагато чутливішими до зміни стану сплаву Д16, ніж указані стандартні механічні характеристики. Відзначимо, що термообробка несуттєво (на 8...15%) впливає також на електропровідність сплаву Д16 [18, 19].

Залежності $\delta E(\sigma)$ є особливо чутливими до відпалу зразків. Наприклад, після другого відпалу (на рис. 6 крива 2) максимальне значення $\delta E/E$ за дії $\sigma = 71,4$ МПа дорівнює 4,5%, тобто приблизно в чотири рази більше, ніж після другого загартовування (на рис. 5 крива 2), яке передувало цьому відпалу, в той час як відповідні зміни амплітуди пружного гістерезису ω_r збільшуються після такого відпалу лише на 20...25% (за нашими даними і [1]).

Після перегріву залежність $\delta E(\sigma) \rightarrow \infty$ (на рис. 6 крива 3). Причиною таких великих її змін не може бути збільшення концентрації дефектів, оскільки після перегріву структура сплаву стає крупнозернистою [5]. Тому імовірною причиною збільшення мікропластичності і відповідно $\delta E(N)$ може бути зростання “рухливості” дефектів унаслідок високої (590°C) температури.

Криву 4 на рис. 5 побудовано лише за двома точками, оскільки у загартованих після перегріву зразках виникають пори і мікротріщини [4, 20], які розгерметизовують систему подання тиску P , що унеможливує визначення δE з високою точністю за дії більших величин P і σ , ніж указані для даної кривої 4. Порівняння цієї кривої з кривою 3 на рис. 6 показує, що загартовування сплаву Д16 після його перегріву суттєво (в $\sim 2,5$ рази) зменшує величину δE , тобто зменшує “рухливість” дефектів, які є джерелом мікропластичності, хоча кількість дефектів, зрозуміло, зростає внаслідок вищезазначеного подрібнення мікроструктури сплаву Д16 після його загартовування і подальшого старіння.

Усі залежності $\delta E(\sigma)$ на рис. 5 і 6 екстраполюються в початок координат, тобто навіть близьке до нуля циклічне навантаження σ змінює модуль Юнга. Аналогічний результат отримано в [1] для залишкових деформацій: $\beta_{\text{зал}}$ існує при $\sigma \rightarrow 0$ (тут $\beta_{\text{зал}} = \omega_{\text{зал}}/\omega$ – відносні значення залишкових прогинів $\omega_{\text{зал}}$). Останній результат відповідає передбаченню Ходкінсона і Вертгейма, зробленому півтора століття тому, що не існує границі пружності, нижче якої була б відсутня залишкова деформація [21], і додамо, нижче якої модуль Юнга не змінювався б за дії циклічного квазістатичного навантаження.

Із рис. 3, 4 видно, що за збільшенням чи зменшенням величини $\delta E/E$ за зростання σ можна оцінити стан сплаву Д16 (загартований, відпалений, повторно загартований і т.п.). Можна і більш широко оцінити експлуатаційну якість сплаву: якщо зміни $\delta E/E$ малі (рис. 3,а, на рис. 5 крива 1), то циклічна довговічність матеріалу є великою і, навпаки, якщо зміни $\delta E/E$ великі, то циклічна довговічність є малою. У цілому величини $\delta E/E$ корелюють з амплітудами пружного гістерезису ω_r і залишковими прогинами $\beta_{\text{зал}}$ [1]. Однак у залежності від термообробки є часткові особливості поведінки вказаних параметрів. Наприклад, залежності $\beta_{\text{зал}}(\sigma)$ після третього і четвертого, якому передував перегрів, загартовування є практично тотожними [1], а залежності $\delta E(\sigma)$ для сплаву в такому стані суттєво розходяться (на рис. 5 криві 3 і 4).

Дивують великі зміни модуля Юнга за дії циклічних навантажень з малою амплітудою, які, наприклад, після другого відпалу і перегріву зразка сягають 4,5 і 7% відповідно (на рис. 6 криві 2 і 3). Однак ці результати корелюють із виявленими в [22] змінами E на $\sim 7\%$ за дії акустичних хвиль, амплітуди яких відповідають локальним механічним напруженням, що на порядок менші за квазістатичні напруження, використані в наших дослідженнях.

Висновки

1. На зразках, які відповідають моделі тонкої жорстко защемленої на контурі круглої пластини, вивчено відносні зміни модуля Юнга $\delta E/E$ за дії циклічних навантажень (5–7 цикл) із малою амплітудою $\sigma \sim 0,1\sigma_T$.

2. Показано, що, як і параметри ω_r (амплітуда пружного гістерезису) та $\beta_{\text{зал}}$ (відносні значення залишкових прогинів), зміни $\delta E/E$ є дуже чутливими до термо-

обробки сплаву Д16 (знеміцнюючий відпал, загартування, природне старіння), а саме: кожен наступний цикл термообробки за схемою відпал–загартування–старіння в кілька разів збільшує величину $\delta E/E$; особливо чутливими є зміни $\delta E/E$ до відпалу і перегріву, наприклад, після другого відпалу та після перегріву зразка зміни модуля Юнга сягають відповідно 4,5 і 7% за точності визначення $\delta E/E \sim 0,01\%$, а відповідні залежності $\delta E(\sigma)$ мають тенденцію зростання до безмежності; зміни $\delta E(\sigma)$ для всіх станів сплаву Д16, зумовлених термообробкою, існують навіть за дії $\sigma \rightarrow 0$, що корелює з відповідними результатами для залишкових деформацій (прогинів) [1].

3. Зазначимо, що висока чутливість параметра $\delta E/E$ до зміни стану сплаву Д16 вивчена завдяки розробленому методу точної реєстрації переміщення центра зразка (прогину) з використанням деформометра дистанційної дії високого класу точності (вищого за 0,01).

Резюме

На образцах из сплава Д16 (международный аналог – сплав 2024), которые отвечают модели тонкой жестко защемленной на контуре круглой пластины, изучены относительные изменения модуля Юнга, обусловленные циклическим нагружением, на порядок меньшим границы текучести. Показано, что параметр $\delta E/E$ очень чувствителен (изменяется в разы) к изменениям структуры вследствие термообработки сплава (отжиг, закаливание, природное старение). Полученные результаты совместно с изученной ранее авторами эволюцией упругого гистерезиса и остаточных деформаций (в зависимости от термообработки) могут быть положены в основу неразрушающего метода первичной оценки изменения состояния конструкционных материалов после воздействия эксплуатационных факторов.

1. Мыцык Б. Г., Кость Я. П., Дем'янишин Н. М. Влияние термообработки сплава Д16 на его механические свойства при малых напряжениях. *Физика твердого тела*. 2014. **56**, № 11. С. 2156–2161.
2. Гаркушин Г. В. Экспериментальное исследование влияния внутренней структуры металлов на сопротивление высокоскоростному деформированию и разрушению: автореф. дис. ... канд. физ.-мат. наук. Черноголовка, 2009. 90 с.
3. Sinha P., Singh I. P., and Ma C. H. Effects of shock loading on the Young's modulus of alloy 2024 Al. *J. Appl. Phys.* 1977. **48**, No. 1. P. 167–171.
4. Беляев А. И., Бочвар О. С., Буйнов Н. Н. и др. Металловедение алюминия и его сплавов. Справочник. Под ред. И. Н. Фридляндера. М.: Металлургия, 1983. 280 с.
5. Прокопенко Г. І., Волошко С. М., Котенко І. Є. та ін. Зміна мікротвердості алюмінієвого сплаву Д16 після ультразвукової ударної обробки. *Наук. вісник НТУУ "КПІ"*. 2009. № 3. С. 42–46.
6. Gür C. H. and Yildiz I. Utilization of non-destructive methods for determining the effect of age-hardening on impact toughness of 2024 Al–Cu–Mg alloy. *J. Nondestruct. Eval.* 2008. **27**, No. 4. P. 99–104.
7. Рудицын М. Н., Артемов П. Я., Любошиц М. И. Справочное пособие по сопротивлению материалов. Под ред. М. Н. Рудицына. Минск: Вышэйш. шк., 1970. 630 с.
8. Писаренко Г. С., Агарев П. Я., Квитка А. Л. и др. Сопротивление материалов. Под ред. Г. С. Писаренко. Киев: Вища шк., 1986. 775 с.
9. Агеев О. А., Мамиконова В. М., Петров В. В. и др. Микроэлектронные преобразователи неэлектрических величин. Таганрог: Изд-во ТРТУ, 2000. 153 с.

10. Барденштейн А. Л., Быков В. И., Вайсбурд Д. И. Генерирование изгибных волн в твердом теле плотным электронным пучком наносекундной длительности. *Письма в журн. exper. и теорет. физики*. 1995. **61**, № 2. С. 96–100.
11. Дробенко Б. Д., Калиняк Б. М., Кость Я. П., Мицик Б. Г. Розрахунок напружень у тонких пластинах, з'єднаних жорстко з циліндром. *Фіз.-хім. механіка матеріалів*. 2016. **52**, № 6. С. 49–55.
12. Мицик Б. Г., Муравський Л. І., Дем'янишин Н. М., Карплюк Ю. М. Засоби неперервного моніторингу деформацій крупногабаритних об'єктів тривалої експлуатації. *Техн. діагностика и неразрушающий контроль*. 2010. № 4. С. 10–15.
13. Mytsyk V. G. and Demyanyshyn N. M. Hysteresis of the stress-strain dependences in Hooke's region. *Mater. Sci.* 2009. **45**, No. 3. P. 417–423.
14. Мыщык Б. Г., Кость Я. П., Турко Б. И., Гаськевич Г. И. Механические свойства стали 20 при малых деформациях. *Физика твердого тела*. 2015. **57**, № 8. С. 1539–1543.
15. Mytsyk V. G., Ivanytskyi Ya. L., Balitskii A. I., et al. Study of hydrogen influence on 1020 steel by low deformation method. *Mater. Lett.* 2016. **184**. P. 328–331.
16. Лахтин Ю. М. *Металловедение и термическая обработка металлов*. М.: Металлургия, 1983. 360 с.
17. Tsukrov S. L. and Paskhin L. N. Effect of secondary heating during hardening on the strength of alloy D16 sheet. *Met. Sci. Heat Treat.* 1991. **33**, No. 12. P. 908–911.
18. Bich E. N., Naumov N. M., and Sizova R. M. Effect of aging on the properties of alloy D16. *Met. Sci. Heat Treat.* 1972. **14**, No. 3. P. 270–272.
19. Андрейко І., Головатюк Ю. Моніторинг експлуатаційної деградації авіаконструкцій. *Вісн. ТНТУ. Сер. Механіка і матеріали*. 2013. **71**, № 3. С. 237–244.
20. Олейникова О. С. Исследование структуры пережога алюминиевых деформируемых сплавов. *Современная техника и технологии*. 2010. **2**. С. 202–204.
21. Зубчанинов В. Г. *Основы упругости и пластичности*. М.: Высш. шк., 1990. 368 с.
22. Коробов А. И., Одина Н. И., Мехедов М. Н. Влияние медленной динамики на упругие свойства материалов с остаточными и сдвиговыми деформациями. *Акуст. журн*. 2013. **59**, № 4. С. 438–444.

Поступила 11. 03. 2016