

УДК 669.71:673

## ПРЕСУВАННЯ НАПІВФАБРИКАТІВ ЗІ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Al–Mg–Sc В ІЗОТЕРМІЧНИХ УМОВАХ

А. В. ТИТОВ<sup>1</sup>, К. Б. БАЛУШОК<sup>2</sup>, О. П. ОСТАШ<sup>3</sup>, В. А. ТИТОВ<sup>1</sup>,  
В. О. КОРЕВА<sup>1</sup>, С. Л. ПОЛИВОДА<sup>4</sup>, Р. В. ЧЕПІЛЬ<sup>3</sup>

<sup>1</sup> Національний технічний університет України  
"Київський політехнічний інститут ім. І. Сікорського";

<sup>2</sup> АТ "Мотор-Січ", Запоріжжя;

<sup>3</sup> Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, Львів;

<sup>4</sup> Фізико-технологічний інститут металів і сплавів НАН України, Київ

Подано результати моделювання та експериментального дослідження гарячого ізотермічного пресування смуг різної товщини з литих циліндричних заготовок зі сплавів системи Al–Mg–Sc типу 1570 і 1545. Встановлено температурно-силові параметри процесу та геометрію пресованої смуги для отримання її мінімальної пошкодженості. Виявлено, що за пресування при 360°C заготовки (Ø 30 mm) розрахункова пошкодженість  $\omega$  смуги з поперечним перерізом 30×12 mm становить 0,35...0,45 за відсутності візуально спостережуваного поверхневого тріщинотворення. У смугі з поперечним перерізом 30×6 mm при  $\omega = 0,50...0,55$  зафіксовано макротріщини.

**Ключові слова:** *алюмінієві сплави, гаряче пресування, моделювання процесу, структура, пошкодженість.*

The results of modeling and experimental research of the hot isothermal pressing process of various thicknesses strips from cast cylindrical blanks of 1570 and 1545 alloys of Al–Mg–Sc system are presented. The temperature-force parameters of the process and the pressed strip geometry to obtain its minimum damage are established. It is shown that during pressing of a Ø 30 mm workpiece at 360°C the calculated damage  $\omega = 0.35...0.45$  for a strip with a cross-section of 30×12 mm without visually observable surface cracking. In the strip with a cross-section of 30×6 mm at  $\omega = 0.50...0.55$ , macrocracks are recorded.

**Keywords:** *aluminum alloys, hot pressing, process modeling, structure, damage.*

**Вступ.** У машинобудуванні, зокрема в авіа-, ракето- і кораблебудуванні, застосовують алюмінієві сплави з високими показниками питомої міцності та жорсткості [1]. Особливе місце серед них займають сплави системи Al–Mg, які поєднують поліпшені технологічні (пластичність, оброблюваність, зварюваність) і експлуатаційні (в'язкість руйнування, витривалість, корозійну тривкість) властивості. Але їх відносять до групи низької міцності [1], що є основним недоліком порівняно з високоміцними сплавами систем Al–Cu–Mg і Al–Zn–Mg–Cu, які, проте, корозійно нетривкі і важкозварювані.

Підвищити міцність алюмінієвих сплавів системи Al–Mg можна [2–8] структурним зміцненням шляхом подрібнення елементів структури, у першу чергу зменшенням розміру зерна, а також твердорозчинним або інтерметалідним, зокрема, легуванням перехідними і рідкісноземельними металами, серед яких найефективніший скандій [2, 8].

---

Контактна особа: О. П. ОСТАШ, e-mail: fmidep17@gmail.com

Суттєвіше їх зміцнити можна деформаційним обробленням, зокрема, гарячим пресуванням, гарячим та холодним вальцюванням тощо [9–12]. Проте за вибору неоптимальних температурно-силових параметрів такого оброблення у напівфабрикатах з цих сплавів формується мікро- та макропошкодженість, особливо в приповерхневих шарах, через що фізико-механічні властивості деформованого металу погіршуються.

Мета цього дослідження – оптимізувати температурно-силові параметри гарячого пресування в ізотермічних умовах литої циліндричної заготовки зі сплавів системи Al–Mg–Sc, щоб сформувати смуги різної товщини з мінімальною пошкодженістю.

**Матеріал та методика.** Досліджували виливки зі сплавів Al–Mg–Sc типу 1570 і 1545 (табл. 1), які отримали після кристалізації в заздалегідь підігрітому до 300°C сталевому кокілі Ø 30 mm і довжиною 150 mm. При цьому розплав при 700±10°C піддавали магнетогідродинамічному перемішуванню [8]. Тому виливки не гомогенізували.

**Таблиця 1. Усереднений хімічний склад сплавів**

Сплав	Вміст елементів, mass%						
	Mg	Mn	Sc	Zr	Fe	Si	Al
1570	5,96	0,40	0,24	0,09	0,28	0,16	Решта
1545	4,61	0,43	0,28	0,12	0,31	0,17	– // –

Температуру пресування вибирали за результатами стандартних випробувань зразків Ø 10 mm і заввишки 23 mm на стиск. Виявили (табл. 2), що границя плинності за стиску литого сплаву 1545 дещо вища, ніж сплаву 1570, що, незважаючи на менший вміст магнію, очевидно, зумовлено зміцнювальною дією скандію, вміст якого у сплаві 1545 більший (табл. 1). При цьому температурні залежності границі плинності цих сплавів якісно подібні (табл. 2). Необхідно, з одного боку, врахувати температуру, за якої починається різкий спад опору пластичній деформації зразків, а з іншого – знизити температуру оброблення, тому для обох сплавів прийняли температуру пресування 360±5°C.

**Таблиця 2. Температурна зміна границі плинності (MPa) сплавів за випробування на стиск**

Сплав	Температура випробування, °C						
	150	250	350	375	400	425	450
1570	139	130	120	75	50	40	40
1545	149	139	130	90	60	47	40

**Примітка:** подано усереднені результати випробувань 3–5 зразків.

Виконували моделювання процесу деформування в програмному комплексі DEFORM-3D [13] та натурне пресування литих заготовок. Коректність обчислень оцінювали, порівнюючи їх з експериментально встановленими силовими параметрами. Вирізано з виливки циліндричну заготовку 1 (Ø 30 mm і довжиною 50 mm) пресували через матрицю 2 пуансоном 3 з виходом смуги 4 шириною 30 mm і заданої товщини (рис. 1a).

Вважали, що матриця та пуансон абсолютно жорсткі і виконується закон Зібеля контактного тертя, а також прийняли такі вихідні дані: коефіцієнт тертя за

Кулоном  $\mu = 0,1 \dots 0,5$ ; температура заготовки та інструментів  $t = 360^\circ\text{C}$ ; швидкість деформувального інструменту  $V_0 = 5 \text{ mm/s}$ ; модельний матеріал – алюмінієвий сплав 5056 (аналог досліджуваних за деформаційними властивостями).

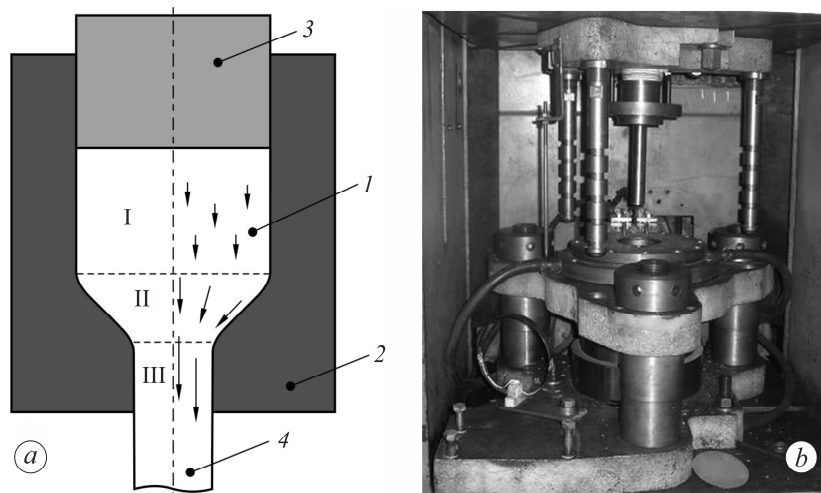


Рис. 1. Розрахункова схема (а) та загальний вигляд установки (b) гарячого пресування: I, II, III – зони деформації. Стрілки вказують на вектори швидкостей переміщень (довжина стрілки пропорційна швидкості переміщення).

Fig. 1. Calculation scheme (a) and general view of the hot pressing installation (b): I, II, III – deformation zones. The arrows show the movement speed vectors (the length of the arrow is proportional to the movement speed).

Натурне ізотермічне гаряче пресування смуги здійснювали на гідравлічному пресі PD-476 (рис. 1b), робочий вузол якого нагрівали до вибраної температури. Параметри процесу (зусилля, швидкість переміщення пуансона та температури) контролювали відповідними давачами зі записом на комп'ютері. Нагрівали заготовки до заданої температури в електричній печі SNOL 30/1300 з похибкою  $\pm 5^\circ\text{C}$ .

**Результати та їх обговорення.** Загальне поле швидкостей переміщення металу у момент встановлення сталого режиму пресування умовно можна розділити на три характерні зони (рис. 1a): I – тут заготовка зберігає циліндричність, швидкість уздовж осей Z і Y рівномірна і дорівнює швидкості переміщення пуансона; розмір цієї зони змінний і залежить від відстані площини торця пуансона до місця початку звуження каналу матриці; II – зона від початку звуження каналу матриці до калібрувального отвору; тут найбільші деформації і формується структура з відповідними властивостями матеріалу смуги, яку калібрують у зоні III.

У зоні II вектори швидкостей змінюють напрям переміщення часток металу залежно від профілю конуса матриці. Внаслідок симетрії перерізу заготовки тут зустрічаються два потоки металу, через що збільшуються швидкості переміщень. Тому їх розподіл по осі Y нерівномірний: максимальне значення швидкості – на осі симетрії, а мінімальне – на робочому контурі профілю матриці. Це підтверджують результати розрахунку швидкостей деформацій, розподіл інтенсивності яких подано на рис. 2 для сталого режиму пресування. Максимальна швидкість деформації характерна для центра зони II у перерізах ZY та XZ (рис. 2). При цьому вона зменшується по координаті X у перерізі XZ до робочого контуру матриці. Внаслідок такого розподілу швидкостей по товщині в середині смуги вздовж осі Z формується зона залишкових деформацій зі значеннями  $0,95 \dots 1$ , які зменшуються до краю смуги (по координаті X) до  $0,75 \dots 0,8$ . Вздовж осі Z значення та

розподіл деформацій практично не змінюються. Винятком є зони входження циліндричної заготовки в робочу калібрувальну частину матриці та виходу заготовки. Нерівномірність інтенсивності деформацій у перерізі смуги досягає 15...17%.

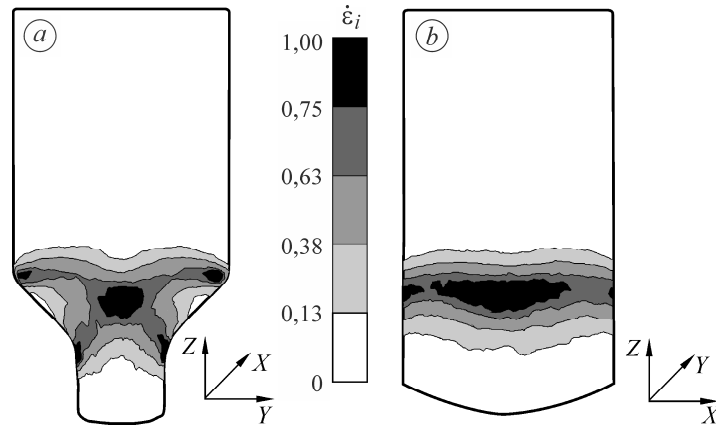


Рис. 2. Розподіл інтенсивності швидкостей деформацій  $\dot{\epsilon}_i$  у момент встановлення сталого режиму пресування:  $a$  – у площині  $ZY$ ;  $b$  – у площині  $XZ$ .

Fig. 2. Deformation rates intensity distribution  $\dot{\epsilon}_i$  at the moment of stable pressing mode establishment:  $a$  – in the  $ZY$  plane;  $b$  – in the  $XZ$  plane.

По товщині смуги в перерізі  $ZY$  розподіл деформацій складніший через виникнення суттєвих деформацій зсуву в зоні II на нахилених конічних поверхнях (рис. 3а). Внаслідок цього на калібрувальних поверхнях матриці їх інтенсивність різко збільшується (рис. 3б, с).

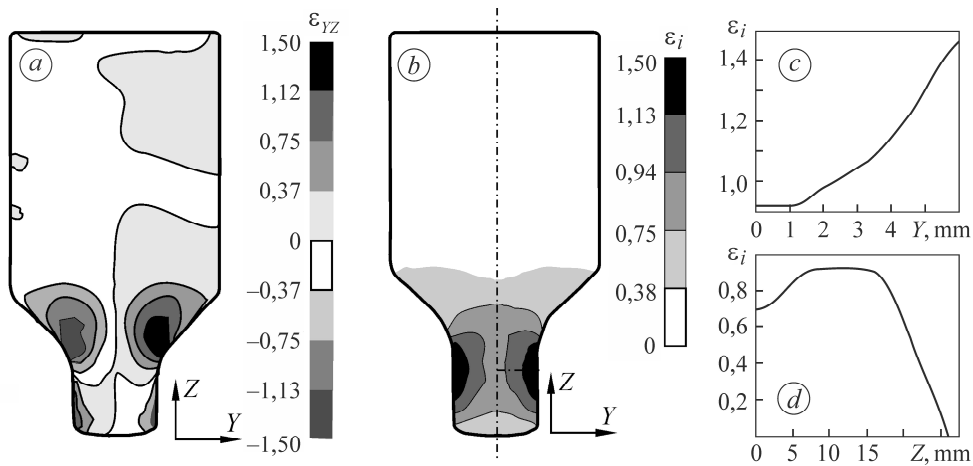


Рис. 3. Деформації зсуву  $\epsilon_{yz}$  (а) та розподіл їх інтенсивності за Мізесом у момент встановлення сталого зусилля деформування (б), зокрема, в перерізі  $ZY$  уздовж осей  $Y$  (с) і  $Z$  (д).

Fig. 3. Shear deformations  $\epsilon_{yz}$  (a) and of the strain intensity distribution according to Mises at the moment of a constant deformation force establishment (b), in particular, in section  $ZY$  along the  $Y$  axis (c) and the  $Z$  axis (d).

Розрахунок засвідчив, що після пресування розподіл інтенсивності залишкових деформацій по товщині смуги нерівномірний, що підтверджено експеримен-

тально. Розмір зерна матеріалу у поперечному перерізі смуги помітно різниться: у приповерхневій зоні він приблизно вдвічі менший, ніж у середині (рис. 4), що відповідає характеру впливу інтенсивності деформацій на умови рекристалізації деформованого зерна під час гарячого пресування.

Порівнюючи розрахункові та експериментальні значення зусилля під час гарячого пресування смуги, виявили (рис. 5), що за коефіцієнта тертя  $\mu = 0,5$  похибка розрахункових порівняно з дійсним не перевищує 20...22%. Зменшивши коефіцієнт тертя до 0,1...0,3, можна суттєво послабити зусилля пресування (криві 4 і 5 на рис. 5), чого досягають, змащуючи поверхні заготовки та матриці високотемпературним мастилом.

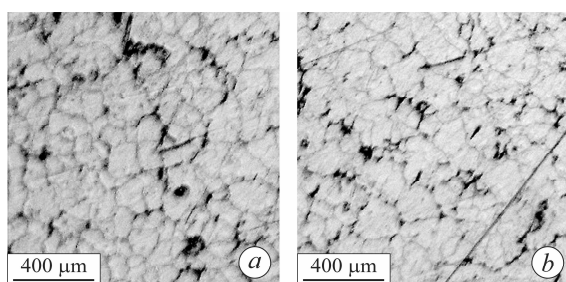


Рис. 4. Fig. 4.

Рис. 4. Зміна мікроструктури сплаву 1570 по товщині смуги:  
а – приповерхнева зона; б – середина.

Fig. 4. Change of microstructure of the strip made of 1570 alloy in the near-surface zone (a) and in the middle (b).

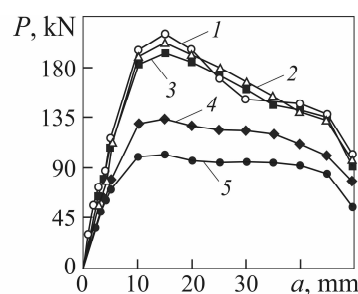


Рис. 5. Fig. 5.

Рис. 5. Порівняння залежностей зусилля  $P$  пресування від переміщення  $a$  пуансона, визначених експериментально для заготовки зі сплавів 1545 (крива 1) і 1570 (крива 2), та розрахунково: 3 –  $\mu = 0,5$ ; 4 – 0,3; 5 – 0,1.

Fig. 5. Comparison of the dependences of pressing force  $P$  vs punch displacement  $a$  determined experimentally for blanks made of 1545 (curve 1) and 1570 (curve 2) alloys and by calculation: 3 –  $\mu = 0.5$ ; 4 – 0.3; 5 – 0.1.

Встановили, що на поверхні калібрувального пояса середнє напруження стиску досягає 110...120 МПа, що перевищує границю плинності матеріалу за температури пресування (табл. 2), тобто тут може виникнути руйнування через деформаційну пошкоджуваність. У феноменологічній теорії руйнування [14] за розрахунковий параметр прийнято пошкоджуваність  $\omega$ . Враховуючи, що під час пресування деформації мають монотонний характер, для розрахунку пошкоджуваності використали лінійну модель у вигляді

$$\omega = \int_t \frac{\dot{\epsilon}_i dt}{\Lambda_p(\Pi_\sigma, T)}, \quad (1)$$

де  $\dot{\epsilon}_i$  – інтенсивність швидкостей деформацій;  $t$  – час деформування;  $\Lambda_p(\Pi_\sigma, T)$  – деформація руйнування металу;  $\Pi_\sigma$  – показник жорсткості навантаження;  $T$  – температура металу під час деформації. Тут

$$\Pi_\sigma = \frac{3\sigma_m}{\sigma_i}, \quad (2)$$

де  $\sigma_m = \frac{1}{3}(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)$  – середнє напруження;  $\sigma_i$  – інтенсивність напружень.

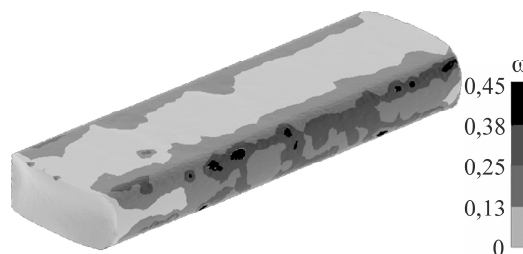
Деформацію руйнування металу при заданій температурі процесу визначали на зразках за одновісного розтягу. Такий підхід дає оціночні результати, похибка яких не перевищує 15...20%.

Вважали, що у вихідному стані металу (до деформації)  $\omega = 0$ ; у момент виникнення руйнування смуги  $\omega = 1$ . Проміжні значення залежать від накопичення в металі мікро- та макродефектів. Встановлено [15, 16] деякі порогові значення пошкоджуваності:  $0 \leq \omega \leq 0,2$ , коли деформаційні дефекти зникають після рекристалізаційного відпалу;  $0,2 \dots 0,4 \leq \omega \leq 0,6 \dots 0,8$ , коли у металі формуються мікродефекти, які не заліковуються під час термообробки, і він втрачає несучу здатність (зменшуються механічні характеристики); якщо  $\omega > 0,6 \dots 0,8$ , існує ймовірність руйнування металу.

Встановили (рис. 6), що на поверхнях смуги завтовшки 12 mm значення  $\omega = 0,35 \dots 0,45$ , а за її зменшення до 6 mm –  $\omega = 0,5 \dots 0,55$ . При цьому експериментально зафіксовано, що у першому випадку смуга без видимих дефектів, а у другому – з поверхневими макротріщинами.

Рис. 6. Розподіл пошкоджуваності  $\omega$  у смугі товщиною 12 mm.

Fig. 6. Damage  $\omega$  distribution in a strip of 12 mm thickness.



## ВИСНОВКИ

За результатами моделювання та натурального пресування в ізотермічних умовах литих циліндричних заготовок  $\varnothing 30$  mm з алюмінієвих сплавів типу 1570 і 1545 і отримання на виході смуги шириною 30 mm і товщиною  $\delta$  встановлено, що в приповерхневих шарах глибиною  $(0,12 \dots 0,17)\delta$  розмір зерна матеріалу вдвічі менший, а інтенсивність накопичених деформацій вдвічі більша, ніж у середині, що зумовлює формування тут мікро- і макротріщин. Для оптимізованого вибору геометричних параметрів смуги та оснастки для пресування запропоновано визначати на етапі проектування процесу розрахункову пошкоджуваність  $\omega$ . Виявлено, що при  $\delta = 12$  mm вона становить  $0,35 \dots 0,45$  за відсутності візуально спостережуваного тріщиноутворення, а при  $\delta = 6$  mm зростає ( $\omega = 0,5 \dots 0,55$ ) і на поверхні смуги з'являються макротріщини.

1. *Конструкционные материалы в самолетостроении* / А. Г. Моляр, А. А. Коцюба, А. С. Бычков, О. Ю. Нечипоренко. – К.: КВИЦ, 2015. – 400 с.
2. *Filatov Yu. A., Yelagin V. I., and Zakharov V. V. New Al–Mg–Sc alloys* // Mater. Sci. Engng. – 2000. – **A280**. – P. 97–101.
3. *The microstructure and properties of an Al–Mg–0,3Sc alloy deposited by wire arc additive manufacturing* / L. Ren, H. Gu, W. Wang, Sh. Wang, Ch. Li, Zh. Wang, Y. Zhai, and P. Ma // Metals. – 2020. – **10** (320). – P. 1–9. doi: 10.3390/met10030320.
4. *Effects of homogenization on microstructures and properties of a new type Al–Mg–Mn–Zr–Ti–Er alloy* / L. Z. He, X. H. Li, X. T. Liu, X. I. Wang, H. T. Zhang, and I. Z. Cui // Mater. Sci. Engng. – 2010. – **A527**. – P. 7510–7518.
5. *Effect of rare earth on microstructure and mechanical properties of Al–3,2Mg alloy* / X. Zhang, Z. Wang, Z. Zhou, J. Xu, Z. Zhond, H. Yuan, and G. Wang // Mater. Sci. Forum. – 2015. – **817**. – P. 192–197. doi: 10.4028/www.scientific.net/MSF.817192.

6. *Microstructure* and mechanical properties of novel Al–Mg–Mn–Zr–Sc–Er alloy / A. V. Pozdniakov, V. Yarasu, R. Yu. Barkov, O. A. Yakovtseva, S. V. Makhov, and V. I. Napalkov // *Mater. Letters*. – 2017. – **202**. – P. 116–119. doi: org/10.1016/j.matlet.2017.05.053.
7. *Precipitates* and precipitation behavior in Al–Zr–Yb–Cr alloys / H. C. Fang, P. J. Shang, L. P. Huang, K. H. Chen, G. Lia, and X. Xiong // *Mater. Letters*. – 2012. – **75**. – P. 192–195.
8. *Influence* of chemical composition on the structure, mechanical and corrosion properties of cast alloys of the Al–Mg–Sc system / O. P. Ostash, S. L. Polyvoda, A. V. Narivskiy, R. V. Chepil, V. Ya. Podhurska, and V. V. Kulyk // *Materials Science*. – 2021. – **56**, № 4. – P. 570–576.
9. *Estrin Y. and Vinogradov A.* Extreme grain refinement by severe plastic deformation: a wealth of challenging science // *Acta Mater*. – 2013. – **61**. – P. 782–817.
10. *Сплав 1570С* – материал для герметичных конструкций перспективных многоразовых изделий РКК “Энергия” / А. В. Бронз, В. И. Ефремов, А. В. Плотников, А. Г. Чернявский // *Космическая техника и технологии*. – 2014. – **7**, № 4. – С. 62–67.
11. *Strength* and cyclic crack-growth resistance of thermally deformed alloys of the Al–Mg–Sc system / O. P. Ostash, R. V. Chepil, V. A. Titov, S. L. Polyvoda, M. M. Voron, and V. Ya. Podhurska // *Materials Science*. – 2021. – **57**, № 3. – P. 413–421.
12. *Вплив рідкісноземельних металів на структуру і властивості литих та деформованих сплавів системи Al–Mg–Cr–Sc–Zr* / О. П. Осташ, С. Л. Поливода, Р. В. Чепіль, В. А. Тітов, К. О. Гогаєв, В. В. Кулик, М. М. Ворон, М. Я. Головчук // *Фіз.-хім. механіка матеріалів*. – 2021. – **57**, № 6. – С. 120–127.
13. *Design Environment for FORMing*. Available at: <https://www.deform.com/products/deform-3d/>.
14. *Колмогоров В. Л.* Напряжения, деформации, разрушение. – М.: Металлургия, 1970. – 230 с.
15. *Богатов А. А., Мижирецкий О. И., Смирнов С. В.* Ресурс пластичности металлов при обработке давлением. – М.: Металлургия, 1984. – 144 с.
16. *Михалевич В. М., Добранюк Ю. В., Краєвський В. О.* Порівняльне дослідження моделей граничних пластичних деформацій // *Вісник машинобудування та транспорту*. – 2018. – № 2 (8). – С. 56–64.

Одержано 21.04.2022