

НАУКОВІ НОТАТКИ

**Міжвузівський збірник
(за галузями знань «Машинобудування та
металообробка», «Інженерна механіка»,
«Металургія та матеріалознавство»)**

**Випуск 41 Частина 1
(квітень-червень, 2013)**

Луцьк 2013

РЕДАКЦІЙНА РАДА

Божидарнік В.В., ректор, Луцький НТУ, д.т.н., професор; Заболотний О.В., декан ТФ, Луцький НТУ, к.т.н., доцент; Пустюльга С.І., декан МБФ, Луцький НТУ, д.т.н., професор; Рудь В.Д., зав. кафедри, Луцький НТУ, д.т.н., професор; Шваб'юк В.І., керівник відділу, Луцький НТУ, д.т.н., професор.

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

Рудь В.Д., зав.кафедри, професор, д.т.н., Луцький НТУ (відповідальний редактор); Пустюльга С.І., професор, д.т.н., Луцький НТУ (заступник відповідального редактора); Заболотний О.В., доц., к.т.н., Луцький НТУ (відповідальний секретар); Бобир М.І., директор інституту, професор, д.т.н., НТУ України "КПІ"; Божидарнік В.В., ректор, проф., д.т.н., Луцький НТУ; Гавриш А.П., професор, д.т.н., НТУ України "КПІ"; Гевко Б.М., зав. кафедри, професор, д.т.н., Тернопільський НТУ; Лотиш В.В., доц., к.т.н., Луцький НТУ; Майстренко А.Л., зав. відділом, член-кореспондент НАН України, д.т.н., Інститут надтвердих матеріалів; Максимович В.М., зав. кафедри, професор, д.ф.-м.н., Луцький НТУ; Пальчевський Б.О., зав. кафедри, професор д.т.н., Луцький НТУ; Петраков Ю.В., зав. кафедри, професор, д.т.н., НТУ України "КПІ"; Петровський В.Я., зав. відділом, проф., д.т.н., Інститут проблем матеріалознавства НАН України; Повстяной О.Ю., доц. к.т.н., Луцький НТУ; Струтинський В.Б., зав. кафедри, професор, д.т.н., НТУ України "КПІ"; Шваб'юк В.І., зав. відділом, професор, д.т.н., Луцький НТУ; Штерн М.Б., зав. відділом, член-кореспондент НАН України, с.н.с., д.т.н., Інститут проблем матеріалознавства НАН України; Ярошевич М.П., зав. кафедри, професор, д.т.н., Луцький НТУ.

Рекомендовано до друку Вченою радою Луцького національного технічного університету, протокол № ____ від _____ 2013 р.

Свідоцтво Міністерства юстиції України про державну реєстрацію:

Серія КВ №15901-4373ПР від 13.11.2009р

Друкується без редакційної правки видавництва

ШАНОВНІ ДОПISУВАЧІ, КОЛЕГИ!

Постановою президії ВАК України від 10.02.2010р №1-05/1 затверджено Міжвузівський збірник наукових праць «НАУКОВІ НОТАТКИ», що видається Луцьким національним технічним університетом як наукове фахове видання України.

Тематична спрямованість збірника – висвітлення досягнень співробітників вищої школи та наукових установ України в розробках теоретичного та експериментального спрямування за галузями знань «Машинобудування та металообробка» і «Інженерне матеріалознавство».

Із зазначених галузей знань друкуються статті закордонних авторів англійською або російською мовою.

У даному збірнику наведені матеріали, що рекомендовані до друку Оргкомітетом IV Міжнародної науково-практичної конференції «Теоретичні та експериментальні дослідження в технологіях сучасного матеріалознавства і машинобудування».

Довідки за тел. (0332) 26-25-19 e-mail: notatki@meta.ua

Наша адреса:

43018, м. Луцьк, вул. Потебні, 56

Луцький національний технічний університет,
редакція міжвузівського збірника “Наукові нотатки”

З повагою,

*Голова редакційної ради,
ректор Луцький НТУ, професор*

В. В. Божидарнік

*Відповідальний редактор,
професор Луцький НТУ*

В.Д.Рудь

Ціна договірна

Колектив авторів

Наукові нотатки

Міжвузівський збірник

**(за галузями знань «Машинобудування та металообробка»,
«Інженерна механіка», «Металургія та матеріалознавство»)**

Комп'ютерний набір та верстка: Н.М. Гулієва

Редактор: О. Гордіюк

Наклад **300 прим. Зам. №** від ____ .2013 р.

Адреса редакції: 43018, м. Луцьк, вул. Потебні, 56.

Редакційно-видавничий відділ

Луцького національного технічного університету

43018, м. Луцьк, вул. Львівська, 75.

Свідоцтво Держкомтелерадіо України ДК № 4123
від 28.07.2011 р.

ЗМІСТ

Bozhydarnyk V., Shvabyuk V., Pasternak Ia. Circular crack growth in the orthotropic plate under bending	4
Diveyev B., Dorosh I., Vikovych I., Koval T., Vysochan I. Different type vibration absorbers design for elongated console structures	10
Luhyna N., Inam F., Winnington Ia. Rapid microwave processing of epoxy nanocomposites using carbon nanotubes	17
Zhiguts Yu., Shurokov V. The features of properties and structure of thermite highstrong cast-iron	23
Білий О.Л. Вплив форми тріщини на довговічність стрижнів.....	33
Винар В.А., Головчук М.Я., Василів Х.Б., Закієв В.І., Рацька Н.Б. Зміна мікромеханічних властивостей поверхневих шарів Fe, Cu і Ti після електролітичного наводнювання.....	38
Виноградова О.П. Геометричні параметри еталонного фрагменту продуктів руйнування твердих і надтвердих крихких матеріалів алмазним інструментом	45
Гречихин Л.И., Подлозний Э.Д. Плотнупакованное состояние и его роль в формировании бетона и железобетона	52
Даниленко Н.И., Подрезов Ю.Н., Иванова И.И., Демидик А.Н., Крылова Н.А. Структурная и химическая микронеоднородность вблизи границ раздела двухкомпонентных порошковых материалов	60
Дудников А.А., Беловод А.И., Келемеш А.А. Влияние параметров вибрационной обработки на износостойкость бронзовых опорных втулок распределительных валов	66
Епифанцева Т.А. Особенности структуры и физико-механические свойства прессовок гетерогенного материала Cu-20% мас.в в зависимости от соотношения размеров частиц компонентов смеси R(Cu)/R(W)	70
Заболотний О.В. Теорія і практика отримання пористих порошкових матеріалів методом радіального пресування	75
Звірко О.І. Електрохімічні властивості сталей сітчастих вежових конструкцій системи Шухова	87
Иваницкий С.Г., Штерн М.Б., Чувашов Ю.Н. Влияние скорости охлаждения базальтовых расплавов на прочность непрерывных волокон в процессе их формирования	92
Иванова О.М., Подрезов Ю.М., Щерецький О.А. Особливості деформації та руйнування псевдоеластичних сплавів на основі інтерметаліда Ti ₃ Sn	99
Ильницкая Г.Д., Олейник Н.А., Зайцева И.Н., Тимошенко В.В. Исследование кинетики седиментации суспензии алмазных нанопорошков	106
Іскович-Лотоцький Р.Д., Міськов В.П. Використання УЭГ.С-200 в якості віброзбуджувача гідроімпульсного привода	113
Казимиренко Ю.А., Лебедева Н.Ю., Карпеченко А.А., Жданов А.А. Формирование электродуговых покрытий с повышенной прочностью, демпфирующей способностью и коэффициентом поглощения ионизирующих излучений	117
Кашаев В.В. Оптимизация скоростных режимов в непрерывных группах клетей прокатных станов при отклонении температуры полосы от заданной	122
Кашицький В.П., Савчук П.П., Боярська І.В., Мельничук М.Д., Лабунець В.Ф. Технологічні особливості формування епоксикомпозитних матеріалів в полі струмів надвисоких частот	125
Ковалевський С.В., Матвієнко С.А., Сакно О.П., Лукічов О.В. Метод звукової вібраційної обробки та його експериментальні дослідження	129
Козарь О.П., Мокроусова О.Р., Віктор Т.М. Оцінка показників формостійкості шкір, модифікованих органічно-мінеральними композиціями	135
Красовський М.О., Лавренко В.О. Електрохімічна корозія алюмінієвих сплавів систем Al–Zn–Mg–Cu, мікролегованих Sc, Zr, Cr, Mn, в водних розчинах NaCl	138
Кривень В.А., Бойко А.Р., Гнатюк О.Б. Пластичне відшаровування жорсткого включення, обмеженого циліндричними поверхнями, під зсувним навантаженням	142

Крижанівський Є.І., Никифорчин Г.М. Коррозійно-воднева деградація газотранспортних систем.	148
Ларшин В.П., Лищенко Н.В. Температура прерывистого шлифования без принудительного охлаждения	154
Лотоцька О.І. Дослідження якості поверхонь циліндричних деталей поліграфічних машин при комплексній технології	160
Луців І.В., Волошин В.Н., Бица Р.О. Підвищення гнучкості токарних патронів шляхом адаптації кулачків до поверхні затиску	166
Маруха В.І. Методологія експериментальних досліджень механічної міцності бетону і залізобетону при діагностуванні стану та відновленні роботоздатності конструкцій ін'єкційними матеріалами	171
Нарівський О.Е. Вплив хімічного складу і структурної гетерогенності на корозійні втрати Cr, Ni та Fe зі сплаву 06ХН28МДТ у модельній оборотній воді	177
Остап О.П., Андрейко І.М., Кулик В.В. Нова концепція розроблення сталей для високошвидкісних залізничних коліс	184
Павлиго Т.М. Системи класифікації наноматеріалів	191
Петраков Ю.В., Білокур І.Д. Визначення відхилення від круглості оправки стану холодної прокатки труб	199
Повстяной О.Ю., Сичук В.А., Рудь В.Д., Заболотний О.В. Морфологічний опис, аналіз та обробка зображень мікроструктури сопел для піскоструменевої обробки, які виготовлені методами порошкової металургії	203
Просовский О.Ф., Гвоздев А.Б., Исамов А.Н., Просовская Г.Ю. Компьютерное моделирование и практическая реализация сложных интерференционных систем	211
Савула Р.С., Кичма А.О. Оцінка міцності ділянок трубопроводів в зонах локальних пластичних деформацій	217
Савуляк В.І., Шенфельд В.Й., Янченко О.Б. Вплив швидкості наплавлення на зносостійкість високовуглецевих шарів, нанесених методом електродугового наплавлення з використанням вуглецевих волокнистих матеріалів	224
Свірська М.О., Студент О.З., Василик А.В., Бабій Л.О. Особливості деградації сталі 12Х1МФ з різних зон гину парогону ТЕС	230
Скачков В.А., Критская Т.В., Бережная О.Р. Моделирование переноса примесных атомов в неоднородном поле микронапряжений поликристаллов	237
Скороход В.В., Штерн М.Б. Некоторые особенности спекания пористо-трещиноватых сред, совмещенного с растяжением	242
Уманский А.П., Акопян В.В., Стороженко М.С., Бондаренко А.А., Гальцов К.Н. Структура и свойства детонационных покрытий из композиционных порошков системы TiB ₂ -(Fe-Mo).....	247
Федориненко Д.Ю., Сапон С.П., Урліна А.А., Бойко С.В. Вплив експлуатаційних параметрів шпиндельного вузла з гідростатичними опорами на точність обробки	254
Шваб'юк В.І., Маткова А.В., Шваб'юк В.В. Постановка першої основної крайової задачі згину ортотропних пластин для півнескінчених областей	260
Зміст	267

V. Bozhydarnyk, V. Shvabyuk, Ia. Pasternak
 CIRCULAR CRACK GROWTH IN THE ORTHOTROPIC PLATE UNDER BENDING

The study of thin plates weakened by cracks is especially important in the case of composite materials, due to the possibility of interlayer delaminating. Crack growth parallel to the median surface of a plate under bending is less dangerous than the perpendicular crack propagation; however, the analysis of such defect's evolution is of great interest and has its possible applications in engineering analysis of fracture and fatigue of composite plates. In the present study, the bending of a circular plate containing a penny-shaped internal crack is considered based on the equations of the improved theory of the middle thickness plate bending. The influence of a transverse anisotropy and a length of the crack on a stress and displacement of the plate are analyzed.

Keywords: crack, composite laminate, bending, orthotropic, stress intensity factor.

Fig. 1. Ref. 7.

В. Божидарнік, В. Шваб'юк, Я. Пастернак
 РІСТ КРУГОВОЇ ТРІЩИНИ В ОРТОТРОПНІЙ ПЛИТІ ЗА ЇЇ ЗГИНУ

Вивчення тонких плит послаблених тріщинами є особливо важливим у випадку композитних матеріалів унаслідок можливого розшарування компонент. Ріст тріщин, паралельних до серединної поверхні плити за її згину, є менш небезпечним, ніж поширення перпендикулярних тріщин; однак аналіз зростання таких дефектів має значний інтерес та застосування в інженерних задачах дослідження руйнування та втоми композитних плит. У цьому дослідженні розглядається згин кругової плити із монетоподібною тріщиною із використанням співвідношень уточненої теорії згину плит середньої товщини. Вивчається вплив поперечної анізотропії та довжини тріщини на напружено-деформований стан та коефіцієнти інтенсивності напружень.

Ключові слова: тріщина, шаруватий композит, згин, ортотропний, коефіцієнт інтенсивності напружень.

Introduction. This paper considers bending of a circular transversely isotropic plate, containing an internal penny-shaped crack, which is parallel to the median surface. Similar problems of bending, stability and vibration of cracked Kirchhoff-Love plates were considered earlier by Yeghiazaryan [1], Marchuk and Khomyak [3], Serensen and Zaytsev [4], Cherepanov [5] and others [7]. However, abovementioned solutions do not consider anisotropy and transverse compression of the plate. The stress intensity factors are also neglected due to used one-dimensional models, and hence, these solutions cannot be applied to analysis of fracture initiation and propagation.

Therefore, this paper utilizes the improved theory of bending [6], which accounts for transverse shear and compression. This allows to account transverse anisotropy of the plate and to study stress intensity induced by the crack.

Formulation of the problem. Consider a circular plate of a radius R and a thickness $2h$ under a surface pressure q distributed uniformly at the face $z = -h$ (Fig. 1). At the distance $h_0 \in [0; h]$ from the bottom face of the plate, the latter contains a penny-shaped crack of a radius $l \in [0, R]$. The crack is parallel to a median surface of the plate.

To solve the stated problem one can utilize the technique [1], according to which the plate is formally decomposed into two domains with different bending rigidities:

– a domain containing the crack, which cylindrical rigidity equals the algebraic sum of rigidities of the upper and lower plate elements:

$$D_1 = D_1^- + D_1^+ = \delta D, \quad (\delta = 1 - 3\beta + 3\beta^2, \beta = h_0/2h). \quad (1)$$

(Here $D_1^+ = \tilde{E}(2h - h_0)^3/12 = (1 - \beta)^3 D$ is a rigidity of the upper plate part above the crack; and

$D_1^- = \beta^3 D$ is a rigidity of the lower plate part below the crack; h_0 is a distance from the bottom

face of the plate to the crack; $\tilde{E} = E/(1 - \nu^2)$; E is an elasticity modulus and ν is a Poisson ratio);

– and a domain without a crack, which cylindrical rigidity equals the rigidity of the unnotched plate $D_2 \equiv D = 2\tilde{E}h^3/3$.

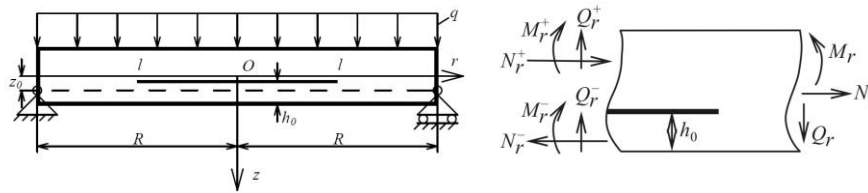


Fig. 1. The sketch of the considered problem

It should be noted that the technique [1] can be applied in cases, when the plate model does not take into account the transverse compression, i.e. when vertical displacements do not depend on the transverse coordinate z . Within this technique it is impossible to determine the real radial stress σ_r , which act in the upper and lower parts of the plate over and under the crack, respectively. Therefore, henceforward the model of plates of a middle thickness [6], which utilize the improved equations of bending, is used.

Solution strategy. The differential equations of bending of transversely isotropic plates under uniformly distributed load can be written in the cylindrical coordinate system as follows [6]:

$$D_i \Delta^2 w_i = q_{i2} - \varepsilon_1 h_i^2 \Delta^2 q_{i2} - \varepsilon_2 h_i^4 \Delta^2 q_{i2}, \quad (2)$$

$$K'_i \Delta w_\tau^{(i)} = -q_{i2}; \quad \Delta u_i - \frac{u_i}{r^2} = -\frac{A'}{\tilde{E}} \frac{dq_{i1}}{dr},$$

$$\text{where } D_i = \begin{cases} D_1 & r \in (0; l) \\ D_2 & r \in (l; R) \end{cases}, \quad i=1 \text{ for } r \in [0; l), \text{ and } i=2 \text{ for } r \in (l; R]; \quad \Delta \equiv \frac{d^2}{dr^2} + \frac{1}{r} \frac{d}{dr};$$

$$K'_i = \frac{4}{3} G' h_i; \quad \varepsilon_\tau = \frac{2}{5} \frac{\tilde{E}}{G'}; \quad D_i = D_2 = I \tilde{E}; \quad I = 2h^3/3; \quad K'_i = K' = 4G'h/3; \quad q_{i1} = -0,5q^-;$$

$$w_\tau^{(i)} = -\frac{5}{4} \varepsilon_\tau h_i^2 \Delta w_i - \frac{\varepsilon_1}{K'_i} h_i^2 q_{i2} - \frac{\varepsilon_2}{K'} h_i^4 \Delta q_{i2}; \quad q_{i2} = q^-; \quad u_i, w_i, w_{i\tau}, h_i = u, w, w_\tau, h \text{ for the domain } r > l;$$

$$h_i = h^+ = h(1 - \beta); \quad \beta = h_0/2h; \quad q_{i1} = q_{u1} = 0,5(\sigma_z(h - h_0) - q^-), \quad q_{i2} = q_{u2} = q^- + \sigma_z(h - h_0),$$

$$u_i, w_i, w_{i\tau} = u^+, w^+, w_\tau^+; \quad D_i = D_1^+ = I^+ \tilde{E}; \quad I^+ = 2h^3(1 - \beta)^3/3; \quad K'_i = K'_u = 4G'h(1 - \beta)/3 \text{ or}$$

$$D_i = D_1^- = I^- \tilde{E}; \quad I^- = h_0^3/12; \quad K'_i = K'_l = 2G'h_0/3; \quad q_{i1} = q_{l1} = 0,5\sigma_z(h - h_0); \quad q_{i2} = q_{l2} = -\sigma_z(h - h_0) \text{ and}$$

$$u_i, w_i, w_{i\tau}, h_i = u^-, w^-, w_\tau^-, h_0/2 \text{ for the top and bottom parts of the plate in the domain } r \leq l,$$

$$\text{respectively; } \varepsilon_1 = \frac{2}{5}(1 - 0,75\nu^*) \frac{\tilde{E}}{G'}; \quad \varepsilon_2 = \frac{1}{20}(1 - \nu^*) \frac{\tilde{E}}{E'}; \quad \tilde{E} = E/(1 - \nu^2); \quad A' = \frac{\nu''}{1 - \nu};$$

$\nu^* = 0,5\nu''G'/G$; E, E', G, G', ν, ν'' are the elastic and shear moduli and Poisson ratios of the plate in the longitudinal and transverse (with primes) directions; $q^- = q = \text{const}$ is the distributed load applied to the top surface of the plate ($z = -h$); u_i are horizontal displacements of the median surfaces of the upper and lower parts of the plate; w and w_τ are the entire and shear vertical displacements of the median surface of an uncracked part of the plate; the Roman numerals at superscripts of w, w_τ, u and q_1, q_2 denote the order of a derivative on the variable r ; subscripts « u » and « l » denote respectively upper and lower parts of the plate at the cracked domain; $2h$ is a thickness of the plate; h_0 is a thickness of the plate part which is under the crack. In the formulated problem one assumes that the bottom face ($z = h$) of the plate is traction free, hence, $q^+ \equiv 0$, and the stress $\sigma_z(h - h_0)$ equals to the contact pressure between crack faces.

One can obtain the value of normal contact pressure p (or the stress $\sigma_z(h - h_0)$) within the framework of the Kirchhoff – Love hypotheses for thin plates, or based on the Timoshenko plates theory. Both states that vertical displacement w (together with their derivatives) does not depend on the transverse coordinate z , i.e. $w_l = w_u = w$. Therefore, the first equation of the system (2) for the upper and lower parts of the plate can be written as:

$$D_1^+ \Delta^2 w = q_{u2} = q - p; \quad D_1^- \Delta^2 w = q_{l2} = p. \quad (3)$$

Thus, the approximate value of the contact pressure between crack faces, according to Eq. (3), is equal to

$$(D_1^+ + D_1^-) \Delta^2 w = q; \quad p = \frac{q D_1^-}{D_1^+ + D_1^-} = q \beta^3 / \delta, \quad (4)$$

where $\delta = 1 - 3\beta + 3\beta^2$.

Hence, the normal contact stress acting on crack faces equals

$$\sigma_z(h - h_0) = -p = -q \beta^3 / \delta. \quad (5)$$

Stresses σ_r and σ_z , and displacements $U(r, z)$ and $W(r, z)$ of a plate in the uncracked domain ($r \in (l; R]$), according to the model [6], are as follows

$$\sigma_r = \frac{N_r}{2h} + \frac{M_r}{I} z + \frac{z G^*}{3I} (z^2 - 0.6h^2) \left(q_2 - \Lambda q_2 h^2 \frac{G'}{E'} \right); \quad (6)$$

$$\sigma_z = q_1 + \frac{1}{4} \left(3 \frac{z}{h} - \frac{z^3}{h^3} \right) \cdot q_2; \quad q_1 = \frac{1}{2} (q^+ - q^-), \quad q_2 = (q^+ + q^-);$$

$$U(r, z) = u(r) - z \left(\frac{dw}{dr} - \frac{dw_r}{dr} \left(1 - (1 - \nu^*) \frac{z^2}{3h^2} \right) \right) - \frac{(1 - \nu^*)}{8E'h} \frac{dq_2}{dr} z^3;$$

$$W(r, z) = w(r) + 2\alpha_0 z \cdot \frac{q_1}{E'} + A' \cdot \frac{z^2}{2} \Delta w + \frac{\alpha_0 \cdot q_2}{8E'h} \cdot B(z), \quad (7)$$

$$\text{where} \quad A' = \frac{\nu''}{(1 - \nu)}; \quad B(z) = 6B_2 z^2 - B_3 \frac{z^4}{h^2}; \quad G^* = \frac{1}{4(1 - \nu)} \left(\frac{E}{G'} - \nu''(3 + \nu) \right);$$

$$\varepsilon_0 = \frac{1}{20(1 - \nu)} \left(4 \frac{E}{G'} - \nu''(7 - \nu) \right); \quad \tilde{w} = w + 1.5 \varepsilon_2 q_2 h / \tilde{E}, \quad B_2 = 1 + \frac{A'E'}{2\alpha_0 G'}; \quad B_3 = B_2 - \frac{\nu'' A'E'}{4\alpha_0 G'};$$

$$\alpha_0 = 0.5 - \nu' \cdot A'; \quad M_r = \int_{-h}^h z \sigma_r dz = -D \left(\frac{d^2 w}{dr^2} + \frac{\nu}{r} \frac{dw}{dr} \right) - \varepsilon_0 h^2 q_2,$$

$$N_r = \int_{-h}^h \sigma_r dz = 2\tilde{E}h \left(\frac{du}{dr} + \nu \frac{u}{r} \right) + 2A'hq_1, \quad Q_r = K' \frac{dw_r}{dr} \text{ are the bending moment, normal and shear}$$

forces, respectively; $\Lambda = \frac{1}{1 + \nu} \left(\frac{d^2}{dr^2} + \frac{\nu}{r} \frac{d}{dr} \right)$ is a differential operator; u is a tangential displacement of the median surface of the uncracked domain of the plate.

The general solution of Eqs. (2) and (4) has the following form

$$w_i = A_i r^2 + \tilde{B}_i r^2 \ln \frac{r}{R} + C_i \ln \frac{r}{R} + K_i + \frac{q_{i2} r^4}{64 D_i}, \quad (i = 1, 2), \quad (8)$$

$$w_r^{(i)} = A_r^{(i)} + B_r^{(i)} \ln \frac{r}{R} - q_{i2} r^2 / 4 K_i', \quad u_i = F_i r + L_i r^{-1} + u_i^*,$$

where integration constants $A_i, \tilde{B}_i, C_i, K_i, A_r^{(i)}, B_r^{(i)}, F_i, L_i$ are determined from the boundary conditions, and u_i^* are the particular solutions.

From the displacement and bending moment boundedness conditions it follows, that four integration constants are equal to zero: $\tilde{B}_1 = C_1 = B_r^{(1)} = L_1 = 0$. The notations used here should be extended to account values corresponding to the upper and lower parts of the plate. Thus, these faces will be denoted with signs «+» and «-», respectively. Then for the cracked domain $(0, l)$ of the plate displacements (8) for the plate part under the crack can be written as,

$$w_1^- = A_1^- r^2 + K_1^- + \frac{pr^4}{64D_1}, \quad w_r^- = A_r^- - pr^2/(4K_1'), \quad u_1^- = F_1^- r + \frac{\nu'' p}{2E} r. \quad (9)$$

For the uncracked domain $(l; R)$ displacements are equal to:

$$w_2 = A_2 r^2 + \tilde{B}_2 r^2 \ln \frac{r}{R} + K_2 + \frac{qr^4}{64D_2}; \quad (10)$$

$$w_r^{(2)} = A_r^{(2)} + B_r^{(2)} \ln \frac{r}{R} - qr^2/4K', \quad u_2 = F_2 r + \frac{\nu'' q}{2E} r.$$

Integration constants $A_1, \tilde{B}_2, K_1, B_r^{(2)}, A_r^{(i)}, F_i$ are determined within the boundary conditions at the edge $r = R$ of the plate. In the case of a hinge supported plate these boundary conditions write as,

$$w_2(R) = 0, \quad w_r(R) = 0, \quad M_{r2}(R) = 0, \quad N_{r2}(R) = 0. \quad (11)$$

Satisfying conditions (11) one can obtain that

$$A_2 = -\frac{qR^2(3+\nu)}{32D(1+\nu)} - \frac{\varepsilon_0 h^2 q}{2D(1+\nu)}; \quad A_r^{(2)} = q_2 R^2/4K'; \quad F_2 = 0; \quad (12)$$

$$K_2 = \frac{qR^4}{64D} \frac{5+\nu}{1+\nu} \left(1 + \frac{32\varepsilon_0}{5+\nu} \frac{h^2}{R^2} \right), \quad M_{r2} = \frac{qR^2}{16} (3+\nu) \left(1 - \frac{r^2}{R^2} \right);$$

$$Q_{r2}(R) = K' \frac{dw_r^{(2)}}{dr} \Big|_{r=R} \equiv -D \frac{d}{dr} (\Delta w_2) \Big|_{r=R} = -\frac{qR}{2}.$$

Here it is assumed that the constants $B_2, B_r^{(2)}$ can be determined from the equilibrium of the shear forces Q_r and under the given load they are zero ($\tilde{B}_2 = B_r^{(2)} = 0$).

Except the conditions (11) at the edge of the plate, it is necessary to satisfy the contact conditions between the cracked and uncracked domains at $r = l$:

$$w_1^-(l) = W(l, h(1-\beta)); \quad \sigma_r^-(l, \beta h) = \sigma_r(l, h); \quad N_r^-(l) = \int_{h-h_0}^h \sigma_r(l, z) dz, \quad (13)$$

where
$$\sigma_r^-(r, z_l) = \frac{N_r^-(r)}{h_0} + \frac{M_r^-(r)}{I^-} z_l + \frac{z_l G^*}{3I^-} (z_l^2 - 0.15h_0^2) \left(q_{l2} - 0.25\Lambda q_{l2} h_0^2 \frac{G'}{E'} \right);$$

$z_l = z - h + h_0/2$ is a local coordinate of the plate part under the crack, which is directed downwards.

Hence, the normal and shear forces and the bending moment acting at the bottom part of the plate under the crack are defined as [6],

$$N_{r1}^- = h_0 \tilde{E} [(u_1^-)' + \nu u_1^- / r] + h_0 A' q_{l1},$$

$$Q_{r1}^- = K_1' \frac{dw_r^-}{dr}, \quad M_{r1}^- = -D_1 \left(\frac{d^2 w^-}{dr^2} + \frac{\nu}{r} \frac{dw^-}{dr} \right) - 0.25 \varepsilon_0 q_{l2} h_0^2.$$

Here $M_{r1}^-(r) = M_{r1}^-(l) + \frac{3+\nu}{16} (l^2 - r^2) p$; $Q_{r1}^-(l) = Q_{r2}(l) + q_{l2} l/2$; $Q_{r2}(l) = -ql/2$.

Satisfying the boundary conditions (13) at the interface $r = l$ one can obtain equations for determination of the rest of unknown integration constants:

$$A_1^- l^2 - t A_2 l^2 + K_1^- - K_2 + \frac{ql^4}{64D\delta} (1 - \delta - \delta') + \frac{qh}{8E'} B(\beta) = 0, \quad (14)$$

$$N_{r1}^-(l) h / \beta + 3M_{r1}^-(l) / \beta^2 = 3M_{r2}(l) + 0.4(q - p) h^2 G^*;$$

$$N_{r1}^-(l) = 3\beta(1-\beta)M_{r2}(l)/h - 0.1qhG^* f/4,$$

where
$$F_1^- = \frac{3M_{r2}(l)}{2Eh^2} (1-\nu)(1-\beta) - \frac{0.1qG^* f}{8E\beta} (1-\nu); \quad G^* = \frac{1}{4(1-\nu)} \left(\frac{E}{G'} - \nu''(3+\nu) \right);$$

$$B(\beta) = \alpha_0(1-\beta)[8 - f_1(\beta)B_2 - \tilde{A}_2]; \quad \delta' = 8\delta A'(1-\beta)^2 h^2 / l^2 = 4\delta(t-1);$$

$$t = 1 + 2A'(1 - \beta)^2 h^2 / l^2; \quad \tilde{A}_2 = \frac{(\nu'')^2 (1 - \beta)^3 E'}{2(1 - \nu - 2\nu'\nu'')G}; \quad M_{r2}(l) = \frac{qR^2}{16}(3 + \nu)(1 - \theta^2); \quad \theta = \frac{l}{R};$$

$$f_1(\beta) = (1 - \beta)(5 + 2\beta - \beta^2); \quad f = 1 - (1 - 2\beta)^2(1 + 20\beta(1 - \beta)).$$

Solving the systems of equations (12) and (14) simultaneously, one can derive the integration constant A_1 , the biggest deflection $w_1^-(0)$ of the bottom part of the plate at its center, and the moment $M_{r1}^-(l)$:

$$A_1 = -\frac{qR^2}{32(1 + \nu)D} \left[(3 + \nu) \left(1 + \theta^2 \left(\frac{1}{\delta} - 1 \right) \right) + 16\varepsilon_0 \beta^2 \frac{h^2}{\delta R^2} \right] - \frac{0,2(q - p)h^2 G^*}{3(1 + \nu)\beta D} - \frac{0,1qh^2 G^* f}{24(1 + \nu)\beta^2 D};$$

$$w_1^-(0) = \frac{qR^4}{64D} \frac{5 + \nu}{1 + \nu} \left[1 + \left(\frac{1}{\delta} - 1 \right) \theta^4 - \frac{\delta' \theta^2 (3 + \nu)}{2\delta(5 + \nu)} \left(1 - 2\theta^2 \frac{1 + \nu}{3 + \nu} \right) + \frac{32\varepsilon_0}{5 + \nu} \frac{h^2}{R^2} \left(1 + \theta^2 \left(\frac{\beta^2}{\delta} - t \right) \right) \right] +$$

$$+ \frac{0,2\theta^2 (q - p)R^2 h^2 G^*}{3(1 + \nu)\beta D} + \frac{0,1\theta^2 qR^2 h^2 G^* f}{24(1 + \nu)\beta^2 D} - \frac{qh}{8E'} B(\beta); \quad (15)$$

$$M_{r1}^-(l) = \beta^3 M_{r2}(l) + 0,4\beta^2 (q - p)h^2 G^* / 3 + 0,1\beta qh^2 f G^* / 12 =$$

$$= \frac{q\beta^3 R^2}{16} (3 + \nu)(1 - \theta^2) + 0,4\beta^2 (q - p)h^2 G^* / 3 + 0,1\beta qh^2 f G^* / 12.$$

Maximal stress $\sigma_{r1}^-(0, \pm h_0/2)$ can be obtained from Eqs. (6), (13) as

$$\sigma_{r1}^-(0, \pm h_0/2) = \frac{N_{r1}^-(l)}{2\beta h} \pm \frac{3M_{r1}^-(0)}{2\beta^2 h^2} \pm 0,2G^* p, \quad (16)$$

where $N_{r1}^-(l) = 3\beta(1 - \beta)M_{r2}(l)/h - 0,1qhG^* f / 4$; $M_{r2}(l) = \frac{qR^2}{16}(3 + \nu)(1 - \theta^2)$;

$$M_{r1}^-(0) = \frac{3 + \nu}{16} pl^2 + \beta^3 M_{r2}(l) + 0,4\beta^2 (q - p)h^2 G^* / 3 + 0,1\beta qh^2 f G^* / 12;$$

$$f(\beta) = 1 - (1 - 2\beta)^2(1 + 20\beta(1 - \beta)); \quad G^* = \frac{1}{4(1 - \nu)} \left(\frac{E}{G'} - \nu''(3 + \nu) \right).$$

Substituting the values of $N_{r1}^-(l)$ and $M_{r1}^-(0)$ into Eq. (15) one can obtain the closed-form formulae for the maximal stress σ_{r1}^- at the external surface of the plate under the crack:

$$\sigma_{r1}^-(0, h_0/2) = \frac{3(3 + \nu)qR^2}{32h^2} \left[1 + \left(\frac{\beta}{\delta} - 1 \right) \theta^2 \right] + 0,2G^* q; \quad (17)$$

$$\sigma_{r1}^-(0, -h_0/2) = \frac{3(3 + \nu)qR^2}{32h^2} \left[(1 - \theta^2)(1 - 2\beta) - \frac{\beta}{\delta} \theta^2 \right] - 0,2G^* q - 0,025G^* qf(\beta)/\beta.$$

For determination of stresses in the plate part above the crack, one can utilize Eq. (6) in the local coordinates (z_u, r) :

$$\sigma_r^+(r, z_u) = \frac{N_r^+}{h_0} + \frac{M_r^+}{I^+} z_u + \frac{z_u G^*}{3I^+} (z_u^2 - 0,6h^2(1 - \beta)^2) \left(q_{u2} - 0,6\Lambda q_{u2} h^2(1 - \beta)^2 \frac{G'}{E'} \right), \quad (18)$$

where $z_u = z + \beta h$ is a transverse coordinate of the upper part of the plate above the crack, directed downwards to its median surface.

The values of N_r^+ , M_r^+ are obtained from the contact conditions on the interface of cracked and uncracked domains at $r = l$:

$$N_r^+(l) = \int_{-h}^{h(1-2\beta)} \sigma_r(l, z) dz; \quad \sigma_r^+(l, -(1 - \beta)h) = \sigma_r(l, -h). \quad (19)$$

Satisfying conditions (19), one obtains

$$N_{r1}^+(l) = -3\beta(1-\beta)M_{r2}(l)/h + 0.1qhG^*f/4; \quad (20)$$

$$3M_{r1}^+(l) = h(1-\beta)N_{r1}^+(l) + 3(1-\beta)^2 M_{r2}(l) + 0.4(1-\beta)^2 ph^2G^*.$$

And hence,

$$M_{r1}^+(l) = (1-\beta)^3 M_{r2}(l) + 0.4(1-\beta)^2 ph^2G^*/3 + 0.1(1-\beta)qh^2fG^*/12. \quad (21)$$

Consequently, maximal stress $\sigma_{r1}^+(0, \pm h_u/2)$ can be obtained from Eq. (18) with the account of Eqs. (20), (21),

$$\sigma_{r1}^+(0, \pm h_u/2) = \frac{N_{r1}^+(l)}{2(1-\beta)h} \pm \frac{3M_{r1}^+(0)}{2(1-\beta)^2h^2} \pm 0.2G^*(q-p), \quad (22)$$

$$\text{where } h_u = 2h^+ = 2h(1-\beta); M_{r1}^+(0) = M_{r1}^+(l) + \frac{3+\nu}{16}(q-p)l^2.$$

The problem is solved under the assumption that the applied load causes crack faces to be in a smooth contact, thus, the opening mode stress intensity factor (SIF) K_I is equal to zero. At the same time, in front of the penny-shaped crack a shear stress exists even for the smooth contact of crack's faces, which causes nonzero values of a sliding mode SIF K_{II} . It is a challenging problem to find the latter based on the proposed improved theory of plates of average thickness. However, one can obtain the qualitative estimation of SIF using the approximate formula

$$K_{II}(l, \beta) = \tau_{rz}^0(l, \beta) \sqrt{2\pi l}, \quad (23)$$

where $\tau_{rz}^0(l, \beta) = -3\beta(1-\sqrt{\beta}) \frac{Q_r(l)}{h} = \sqrt{4.5q\sqrt{\pi l}} \theta \beta(1-\sqrt{\beta}) R/h$ is a shear stress in front of the crack.

In particular, for a case when the crack is placed at the median surface of the plate ($\beta = 0.5$), SIF K_{II} equals

$$K_{II}(l, 0.5) = 0.3q\sqrt{\pi l} \cdot \theta R/h. \quad (24)$$

Together with the Paris-like crack growth law this allows to simulate the internal fatigue crack propagation in the composite laminates.

To verify the obtained results the dual boundary element method is utilized. The boundary integral equations are adopted for studying of internal closed cracks. Special numerical quadratures, polynomial transformations and shape functions are utilized for accurate determination of the stress intensity factor. Numerical results are in good agreement with the analytic calculations.

Conclusion. This paper obtains the analytic dependences convenient for engineering applications and calculation of stresses and displacements in isotropic and transversally-isotropic plates, damaged by penny-shaped cracks. These results allow predicting with enough practical accuracy the strength and rigidity of plates using the geometrical parameters of a crack in a plate, as well as physical characteristics of material and its transversal anisotropy.

1. Yeghiazaryan, T.H. Axisymmetric bending of circular plates weakened by penny-shaped cracks // Mechanics. Proc. of National Academy of Sciences of Armenia (2006) 59 (2), 57-61.
2. Lekhnitskii, S.G. To the theory of thick anisotropic plates. Proc. of Academy of Sciences of USSR (1959) 2, 57-61.
3. Marchuk, M.V., Homiyak, M.M. On a mixed finite element analysis calculation of composite laminated shells and plates, NAS of Ukraine, L'viv (2003). (in Ukrainian).
4. Serensen, S.V., Zaytsev, G.P. Bearing capacity of thin-slab structures built of reinforced plastics with defects, Naukova Dumka, Kyiv (1982). (in Russian).
5. Cherepanov, G.P. Fracture mechanics of composite materials, Nauka, Moscow (1983). (in Russian).
6. Shvabyuk, V.I. Account of the effect of normal compression in contact problems for transversely isotropic plates. Int. Appl. Mech. (1980) 16(4), 322-328.
7. Shvabyuk, V., Sulym, H., Pasternak, Ia. Bending of orthotropic plate containing a crack parallel to the median plane. Acta mechanica et automatica (2011) 5(4), 94-100.

Стаття надійшла до редакції 26.04.2013.

B. Diveyev, I. Dorosh, I. Vikovych, T. Koval, I. Vysochan

DIFFERENT TYPE VIBRATION ABSORBERS DESIGN FOR ELONGATED CONSOLE STRUCTURES

The main aim of this paper is different type dynamic vibration absorbers investigation and optimization. As the model of many actual systems in the literature, Timoshenko beams with various supporting conditions and DVA's of various type are used. Methods of decomposition and numerical synthesis are considered on the basis of the adaptive schemes. Design of elongated elements of machines and buildings in view of their interaction with system of dynamic vibration absorbers is under discussion. A technique is developed to give the optimal DVA's for the elimination of excessive vibration in sinusoidal and impact forced Timoshenko beams system.

Key words: noise and vibration, elongated elements, dynamic vibration absorbers, optimization, Timoshenko beam.

Eq. 17. Tabl. 1. Fig. 4. Ref. 24.

Introduction. Noise and vibration are of concern with many mechanical systems including industrial machines, home appliances, transportation vehicles, and building structures. Many such structures are comprised of beam like console elements. The vibration of beam systems can be reduced by the use of passive damping, once the system parameters have been identified.

Machines will typically introduce both acoustic and vibration energy into any fluids or structures surrounding the machinery. This is dangerous for both for its construction strength and human health. From two general classes of tools used to assess and optimize machines acoustic performance: test based methods and Computer Aided Engineering based methods, the second should be discussed in this paper. Large elongated elements, particularly such elements as big masts of fire machines or derricks elongated elements of agricultural machines, are dynamically unbalanced during operation due to their exposure to various factors. It is often impossible to balance this elements to reduce the vibration to an acceptable level.

A tuned mass damper (TMD), or dynamic vibration absorber (DVA), is found to be an efficient, reliable and low-cost suppression device for vibrations caused by harmonic or narrow-band excitations. In the classical theory of DVA, the primary structure is modeled as a spring-mass system; however, other models also have high interesting research and engineering application. In particular, the pendulum type system occurring as a model of a solid body with a fixed fulcrum point can play an important role in many fields such as machinery, transportation and civil engineering. The effect of a DVA on a pendulum structure with the impact masses can be very different from that on a spring-mass system.

The paper contemplates the provision of dynamic vibration absorbers (DVA) or any number of such absorbers [1, 2]. Such originally designed absorbers reduce vibration selectively in maximum vibration mode without introducing vibration in other modes. In order to determine the optimal parameters of an absorber the need for complete modeling of machine dynamics is obvious. Present research has developed a modern prediction and control methodology, based on a complex continuum theory and the application of special frequency characteristics of structures.

The two most popular computational methods used in structural dynamics are: the finite element method (FEM) and the boundary element method (BEM). While investigating higher frequency ranges for acoustic applications and using finite elements, structures are decomposed into smaller and smaller elements. The mesh size is chosen so that its largest dimension does not exceed the wavelength of the vibration. Going in this direction, when dealing with complex and large structures, the number of elements often becomes prohibitive. The calculation of eigenvalues in the range of medium frequency becomes cumbersome and time consuming.

Since the dynamic characteristics of some structural systems may be predicted by using a beam carrying single or multiple concentrated elements, the literature concerned is plenty. In [3] the vibration analysis of a uniform cantilever beam with point masses by an analytical-and-numerical-combined method is performed. The frequency equations of a Bernoulli–Euler beam to which several spring–mass systems are attached in span were investigated in [4]. The approach presented in [5] was based on the method which divided the beam into segments from the point attached to the spring–mass system. For the vibration analysis of beams with various attachments, various classical analytical methods are presented to solve the similar problems [6-10]. The hybrid methods and lumped-mass (model) transfer matrix

method are one of the known approaches in early years [11–14]. From reviews of the existing literature [3–14], one finds that the information regarding the vibration analysis of a non-uniform beam with various boundary conditions and carrying multiple sets of pendulum type concentrated elements is rare, thus, the purpose of this paper is to extend the theories of [15–24] to the presented structures.

Basic equations for discrete-continuum modelling. Problem of vibration fields modelling of complicated designs deformation and strain is considered for the purposes of dynamic absorption. The problem is solved on the basis of modified method of modal synthesis. The basis of these methods is in deriving solving set of equations in a normal form at minimum application of matrix operations. The essence of the first method consists in reviewing knots of junctions as compact discrete elements A_i^n for which inertial properties are taken into account without reviewing their strain, and massive connected parts - as deformable elements A_i^c , their inertia being taken into account on the basis of modal expansion.

For every point $X=(x, y, z)$ of A_i^c we have

$$U_i(t, X) = \begin{bmatrix} q_{1i}(t)\varphi_{1i}(X) \\ \dots \\ q_{ni}(t)\varphi_{ni}(X) \end{bmatrix}. \quad (1)$$

Here $\varphi_{1i}(X), \dots, \varphi_{ni}(X)$ are coordinate functions, $q_{1i}(t), \dots, q_{ni}(t)$ – corresponding independent time functions. By variation of strain U_i^c and kinetic K_i^c energies for A_i^c we have

$$\delta U_i^c = (K_i^{uc} \cdot q_i)^T \cdot \delta q_i, \quad \delta K_i^c = (M_i^{uc} \cdot \dot{q}_i)^T \cdot \delta \dot{q}_i, \quad q_i = [q_{1i}, q_{2i}, \dots, q_{ni}]^T \quad (2)$$

By variation of strain U_i^n and kinetic K_i^n energies for connecting and attached discrete element A_i^n we have

$$\delta U_i^n = k_{ij}(q_{ij}^n(t) - q_j(t)\varphi_j(X_{ij})) \times (\delta q_{ij}^n(t) - \delta q_j(t)\varphi_j(X_{ij})). \quad (3)$$

Here X_{ij} are point of contact of discrete element A_i^n and continual element A_j^c and k_{ij} – corresponding rigidity of connection. For the mass-less joints of continual elements we must add to the strain energy such terms

$$\delta U_i^n = k_{ij}(q_i(t)\varphi_i(X_{ij}) - q_j(t)\varphi_j(X_{ij})) \cdot (\delta q_i(t)\varphi_i(X_{ij}) - \delta q_j(t)\varphi_j(X_{ij})). \quad (4)$$

Kinetic energy variation of discrete one-mass element A_i^n is

$$\delta K_i^n = m_i \dot{q}_i^n \cdot \delta \dot{q}_i^n. \quad (5)$$

By Hamilton-Ostrogradsky variation equation

$$\int_{t_0}^{t_1} (\delta U - \delta K) dt = 0,$$

equating terms by independent variation parameters in (2-5) we obtain [15–24]

$$(M \ddot{q} + \bar{K} \cdot q) \cdot \delta q = 0, \quad (6)$$

a set of ordinary differential equations.

Beam modeling. For the beam modeling let us consider no uniform Timoshenko beam. The kinematical hypothesis are (for pure bending) are

$$U(X, Y, Z, t) = \gamma(x, t) \cdot Z, \quad W(X, Y, Z, t) = w(x, t). \quad (7)$$

By substitution of (7) into the variation Hamilton-Ostrogradsky equation

$$\int_0^L \left(EI \frac{\partial \gamma}{\partial x} \delta \frac{\partial \gamma}{\partial x} + GF \left(\gamma + \frac{\partial W}{\partial x} \right) \delta \gamma + \rho I \frac{\partial^2 \gamma}{\partial t^2} \delta \gamma + GF \left(\gamma + \frac{\partial W}{\partial x} \right) \delta \frac{\partial W}{\partial x} + \rho F \frac{\partial^2 W}{\partial t^2} \delta W \right) dx = F \quad (8)$$

and taking the power series expansion for the functions

$$\gamma(x, t) = \sum_1^N q_i(t) \gamma_i(x), \quad w(x, t) = \sum_1^N p_i(t) \gamma_i(x), \quad (9)$$

we obtain a set of ordinary differential equations for unknown time dependent functions (written in matrix form)

$$[M] \frac{d^2 \vec{r}}{dt^2} + [C] \vec{r} = \vec{f} \quad . \quad (10)$$

Here $[M]$ and $[C]$ are well known mass and rigidity matrix, $\vec{r} = \begin{pmatrix} \vec{q}, \vec{p} \end{pmatrix}$ – vector of unknown functions, $\vec{f}$ vector of outer forces. Vectors F or f consists of two parts 1: F_e or f_e – beam dynamic loading; 2: F_z or f_z – beam DVA connections terms ($F = F_e + F_z$ or $f = f_e + f_z$).

Pendulum – system modeling. Let us consider DVA-beam system. The first –ordinary mass elastically attached to the end of the beam and second – ordinary massive pendulum attached to the end of the beam (Fig. 1)

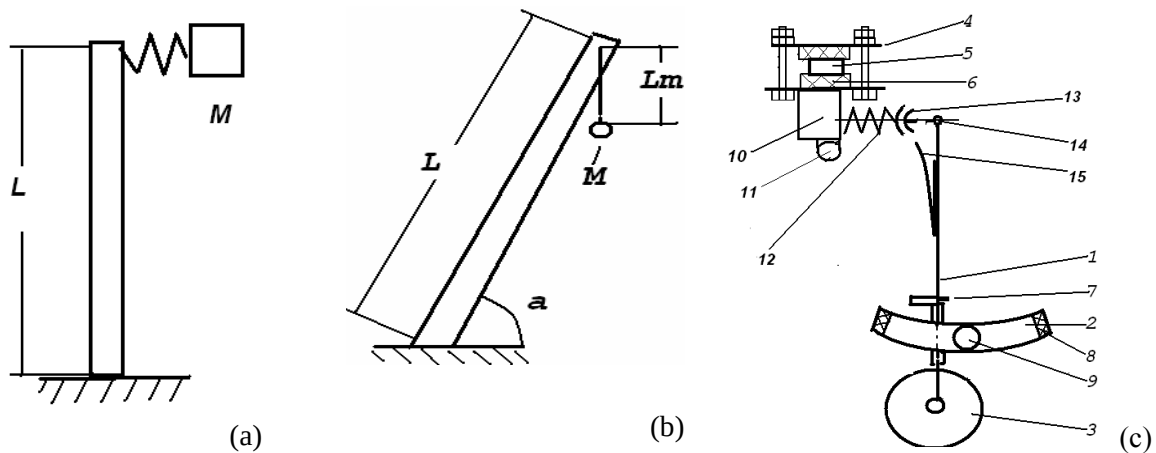


Fig. 1. a) ordinary mass DVA ; b) –mast-single pendulum system; c) –pendulum with the additional elements

The additional variations of the kinetic and potential energies caused by elastically suspended pendulum are

$$\delta K_m = M \left(\frac{\partial X_m}{\partial x} \delta \left(\frac{\partial X_m}{\partial x} \right) + \frac{\partial Y_m}{\partial x} \delta \left(\frac{\partial Y_m}{\partial x} \right) \right), \quad (11)$$

$$\delta U_m = KL \delta L + Mg, \quad L = \sqrt{(X_m + W \cos(\alpha))^2 + (L_0 - Y_m + W \sin(\alpha))^2}$$

$$\delta U_m = K \frac{dL}{L} [(W + L_0 + \cos(\alpha)X_m - \sin(\alpha)Y_m) \delta W + (W \cos(\alpha) + X_m) \delta X_m + (-L_0 - W \sin(\alpha) + Y_m) \delta Y_m]. \quad (12)$$

Here M is a concentrated DVA mass, W – tip beam deflection (in normal to the beam direction) X_m , Y_m – DVA's rejections in horizontal and vertical directions, L, α – geometrical parameters (Fig.1b). Combined now the set of equation for beam (10) and (11, 12) we obtain the complete system of dynamic equations

$$[M_R] \frac{d^2 \vec{R}}{dt^2} + [C_R] \vec{R} = \vec{f}. \quad (13)$$

Here $[M_R]$ and $[C_R]$ are complete mass and rigidity matrix, $\vec{r} = \begin{pmatrix} \vec{q}, \vec{p}, X_m, Y_m \end{pmatrix}$ – complete vector of

unknown functions, $\vec{f}$ the same vector of outer forces.

In Fig. 1c the pendulum type DVA with the additional elements is presented: 9 – an additional impact mass in container 2 with elastic elements 8; 12 – additional linear spring and 13 – additional friction damper. Anti-shock system consist of elements 4-6, 11, 15.

The additional variations of the kinetic and potential energies caused by impact mass

$$K_{amx} = M_x \left(\frac{dx_x^2}{dt} + 2 \frac{dx_a}{dt} \left(-x_x \sin \varphi \frac{d\varphi}{dt} + \cos \varphi \frac{dx_x}{dt} \right) + 2L \frac{dx_x}{dt} \frac{d\varphi}{dt} \right) \quad (14)$$

$$\delta U_x = -M_x g \sin \varphi \delta x_x - M_x (L \sin \varphi + x_x \cos \varphi) \delta \varphi$$

The additional elastic energy of elastic elements is

$$\delta U_v = -Mm K_v (x_x - A) \quad |x_x| > A; \quad \delta U_v = 0 \quad |x_x| < A \quad (15)$$

Numerical results, optimization. Let us at first consider the case of elastically connected DVA. The rigidity of elastic element is k and mass is m . In Fig. 2. results are presented for impact loading of beam with the elastically connected DVA. The mass of the tapered beam was 150 kg and length 15 m. Pendulum DVA is appropriately optimized (Fig. 1b). In Fig. 2. the results of optimization of first DVA (Fig. 1a) are presented by elastic and damping parameters. In Fig.3 the results of optimization of pendulum DVA by the length and the mass of the pendulum are presented. The evaluation function was the maximum tip beam deflection under 5s.

$$F_e = \max_{T>5s} (W(T)) \quad (16)$$

DVA are appropriately optimized by genetic algorithms near the beam first eigen-frequency.

$$CiL = \text{Max}(A(f)), 0.7\text{Hz} < f < 1.45\text{Hz} \quad (17)$$

The process of optimization for the DVA (Fig. 1c) is presented in Tabl. 1.

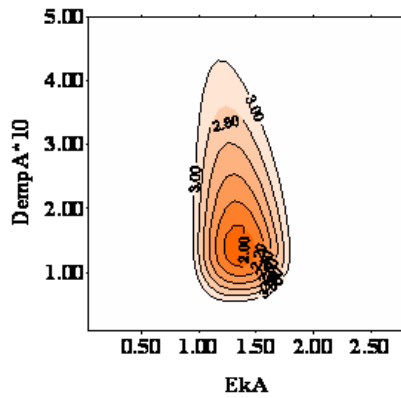


Fig. 2. The evaluation functions for elastically clamped DVA: $M=10$ kg

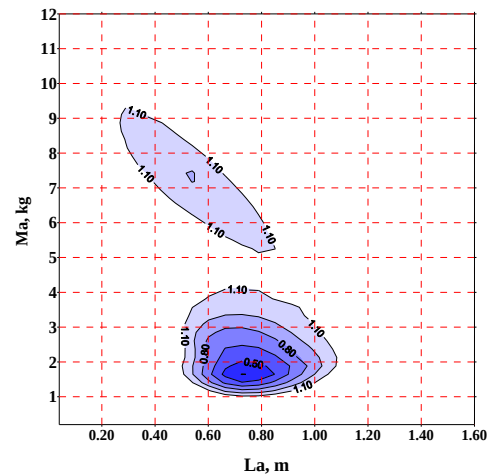


Fig. 3. Evaluation functions map for DVA with the pendulum length L_a , mass M_a

Table 1.

N = 2					
Mx	.179E+01	A	.228E+02	Dx	.143E+00
DGx	.153E+00	CiL	.182E+00	L	.290E+02
DM	.331E+00	Da	.563E-01	Ka	.825E+03
N = 366					
Mx	.127E+01	A	.222E+02	Dx	.108E+00
DGx	.321E-01	CiL	.116E+00	L	.215E+02
DM	.377E+00	Da	.126E-01	Ka	.280E+03
N = 2452					
Mx	.138E+01	A	.226E+02	Dx	.283E+00
DGx	.193E+00	CiL	.112E+00	L	.208E+02
DM	.423E+00	Da	.155E-01	Ka	.263E+03

Here: M_x – additional impact mass, A – clearans, D_x – inner viscose-elastic damping in container, DG_x – damping in elastic elements, L – pendulum length, DM – equivalent damping in frictional element, Da – damping in linear spring, Ka – rigidly of linear spring, CiL - the evaluation function.

In Fig. 4. the results of DVA optimization is presented in graphical forms.

Concluding remarks. As the model of many actual systems, Timoshenko tapered beams with console supporting conditions and DVA of various type are used. However, in these applications the DVA's are frequently assumed to be elastically clamped. In the present study, a pendulum type DVA attached to the tip of a cantilevered beam thus composing the system is under study. The dynamic equation of this combined system is derived. Comparison of the numerical results with the elastically clamped DVA and pendulum type DVA case reveals the fact that this second is more preferable for some parameter combinations. The more compact pendulum-type DVA with additional elastic, damping and impact elements present better vibroabsorbing properties in the wide frequency range.

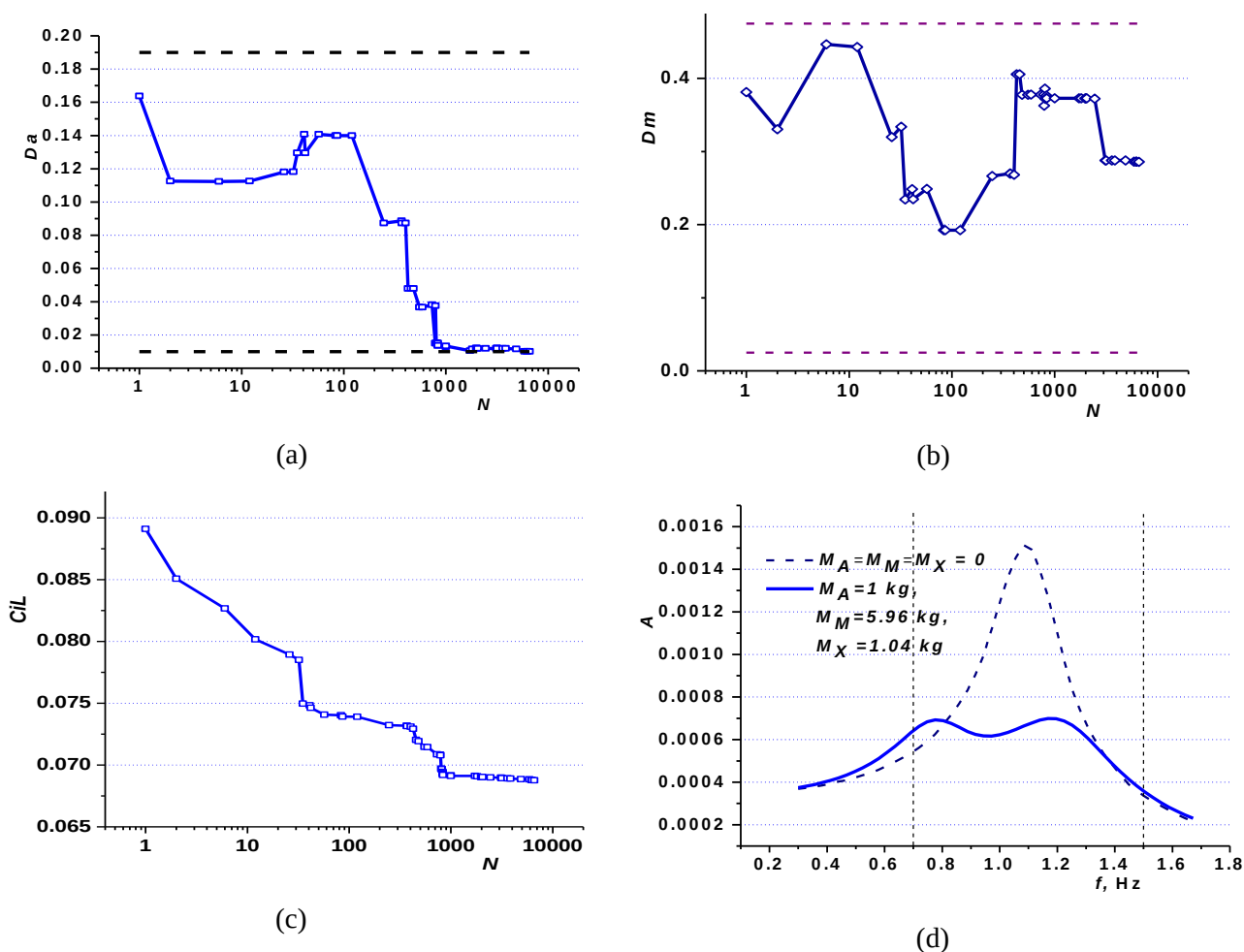


Fig. 4. The results of DVA optimization presented in graphical forms: a) damping in linear spring 12 (see Fig. 1c); b) D_m – equivalent damping in the additional friction damper 13; c) The evaluation function, d) result of optimization in the frequency range

1. Timoshenko S.P. *Oscillations in engineering*. – M.: The Science, 1967 – 444 pp.
2. Korenev B.G. and Reznikov, L.M. 1993. *Dynamic Vibration Absorbers: Theory and Technical Applications*. Wiley, UK. J.S.
3. Wu, Lin T.L. Free vibration analysis of a uniform cantilever beam with point masses by an analytical-and-numerical-combined method, *Journal of Sound and Vibration* 136 (1990) 201–213.
4. Gurgoze M. On the alternative formulations of the frequency equations of a Bernoulli–Euler beam to which several spring–mass systems are attached in span, *Journal of Sound and Vibration* 217 (1998) 585–595.
5. Bambill D.V., Rossit C.A. Forced vibrations of a beam elastically restrained against rotation and carrying a spring–mass system, *Ocean Engineering* 29 (2002) 605–626.
6. Maurizi M.J., Rossi R.E., Reyes J.A. Vibration frequencies for a uniform beam with one end spring-hinged and subjected to a translational restraint at the other end, *Journal of Sound and Vibration* 48 (4) (1976) 565–568.
7. Rutenberg A. Vibration frequencies for a uniform cantilever with a rotational constraint at a point, *ASME Journal of Applied Mechanics* 45 (1978) 422–423.
8. Stephen N.G. Vibration of a cantilevered beam carrying a tip heavy body by Dunkerley's method, *Journal of Sound and Vibration* 70 (3) (1980) 463–465.
9. Lau J.H. Vibration frequencies and mode shapes for a constrained cantilever, *American Society of Mechanical Engineers Journal of Applied Mechanics* 51 (1984) 182–187.
10. Liu W.H., Huang C.C. Vibrations of a constrained beam carrying a heavy tip body, *Journal of Sound and Vibration* 123 (1) (1988) 15–29.
11. Firoozian R., Zhu H. A hybrid method for the vibration analysis of rotor-bearing systems, *Proceedings of the Institute of Mechanical Engineers* 205 (Part C) (1991) 131–137.
12. Lee A.C., Kang Y., Liu S.L. A modified transfer matrix for linear rotor-bearing systems, *Journal of Applied Mechanics, Transactions of the ASME* (1991) 776–783.
13. Sener O.S., Ozguven H.N. Dynamic analysis of geared shaft systems by using a continuous system model, *Journal of Sound and Vibration* 166 (3) (1993) 539–556.
14. Aleyaasin M., Ebrahimi M., Whalley R. Multivariable hybrid models for rotor-bearing systems, *Journal of Sound and Vibration*

233 (2000) 835–856.

15. *Diveyev B.M.* Rational modelling of dynamic processes in complete constructions. Lviv National Polytechnic University. Production processes automatization in machin- and device design. – “Lvivska Politechnika”. № 41. 2007. – P. 103–108. (In Ukrainian).
16. *Diveyev B.* Rotating machine dynamics with application of variation-analytical methods for rotors calculation. Proceedings of the XI Polish – Ukrainian Conference on “CAD in Machinery Design – Implementation and Education Problems”. – Warsaw, June 2003. – P. 7–17.
17. *Diveyev B.* Vibroprocesses optimization by means of semiautomatic vibration absorber. Production processes automatization in machin- and device design. “Lvivska Politechnika”, 2005. – P. 71–76. (In Ukrainian).
18. *Stocko Z.A., Diveyev B.M., Sokil B.I., Topilnyckyj V.H.* Mathematical model of vibroactivity regulation of technological machines. Machine knowledge. – Lviv, 2005. – № 2. – P. 37–42. (In Ukrainian).
19. *Diveyev B.* Rotating machine dynamics with application of variation-analytical methods for rotors calculation. Proceedings of the XI Polish – Ukrainian Conference on “CAD in Machinery Design – Implementation and Education Problems”. – Warsaw, June 2003. – P. 7–17.
20. *Kernytskyy I., Diveyev B., Pankevych B., Kernytskyy N.* 2006. Application of variation-analytical methods for rotating machine dynamics with absorber Electronic Journal of Polish Agricultural Universities, Civil Engineering, Volume 9, Issue 4. Available Online <http://www.ejpau.media.pl/>
21. *Stocko Z., Diveyev B., Topilnyckyj V.* Diskrete-cotinum methods application for rotating machine-absorber interaction analysis. Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. VOL. 20, ISS. 1-2, January-February 2007, pp. 387-390.
22. *Diveyev B., Stotsko Z., Topilnyckyj V.* Dynamic properties identification for laminated plates // Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. – 2007. – Vol. 20, ISSUES 1-2. – P. 237–230.
23. *Diveyev B.M., Dubnevych O.M., Oleksjuk Ja.M.* Dynamic vibration absorbers design for transportation processes. Production processes automatization in machin- and device design. “Lvivska Politechnika”, 41.2007. – P. 109–116. (In Ukrainian).
24. *Diveyev B.M., Vitrukh I.P., Smolskyj A.H.* Dynamic vibration absorbers system design for vehicles. Vibrations in technique and technologies. №3(48), 2007. – P. 37–41. (In Ukrainian).

Стаття надійшла до редакції 26.04.2013.

Glyndŵr University, Wales

N. Luhyna, F. Inam, Ia. Winnington

SHORTENING CURING DURATIONS FOR CARBON NANOTUBE REINFORCED EPOXY

In this paper epoxy composites with different content of carbon nanotubes (CNTs) were cured under microwave radiation. It was proved that CNT addition can further speed-up the microwave curing of epoxy composites and reduce curing durations. Differential scanning calorimetry (DSC) was used to determine the degree of cure epoxy resin and CNT filled composite samples. As compared to monolithic cured epoxy, 20.5 % of temperature reduction and 12.5 % of energy reduction were observed for 0.2 wt.% CNTs epoxy nanocomposite.

Key Words: Carbon nanotubes, Epoxy, Epoxy nanocomposites, Microwave curing, Rapid processing.

Fig. 4. Tab. 1. Ref. 33.

Н. Лугина, Ф. Инам, Я. Уиннінгтон

СКОРОЧЕННЯ ТРИВАЛОСТІ ЗАТВЕРДІННЯ ЕПОКСИДНОЇ СМОЛИ, АРМОВАНОЇ ВУГЛЕЦЕВИМИ НАНОТРУБКАМИ

У даній роботі епоксидні композити з різним вмістом вуглецевих нанотрубок (ВНТ) були отверділі під час мікрохвильового випромінювання. Було доведено, що додавання ВНТ може прискорити мікрохвильове затвердіння епоксидних композитів і зменшити тривалість затвердіння. Диференціальна скануюча калориметрія (ДСК) була використана для визначення ступеню затвердіння епоксидних і нанокompозитних зразків. У порівнянні з монолітною епоксидною смолою, 20,5% пониження температури та 12,5% пониження споживаної енергії було досягнуто для епоксидного нанокompозиту з додаванням 0,2 мас.% ВНТ.

Ключові слова: Вуглецеві нанотрубки, епоксидна смола, епоксидні нанокompозити, мікрохвильове затвердіння, швидка обробка.

Н. Лугина, Ф. Инам, Я. Уиннінгтон

СОКРАЩЕНИЯ ПРОДОЛЖИТЕЛЬНОСТИ ЗАТВЕРДЕВАНИЯ ЭПОКСИДНОЙ СМОЛЫ, АРМИРОВАННОЙ УГЛЕРОДНЫМИ НАНОТРУБКАМИ

В данной работе эпоксидные композиты с различным содержанием углеродных нанотрубок (ВНТ) были отвердевшие при микроволнового излучения. Было доказано, что добавление ВНТ может ускорить микроволновое отверждения эпоксидных композитов и уменьшить продолжительность затвердевания. Дифференциальная сканирующая калориметрия (ДСК) была использована для определения степени отверждения эпоксидных и нанокompозитных образцов. По сравнению с монолитной эпоксидной смолой, 20,5% понижение температуры и 12,5% понижение потребляемой энергии было достигнуто для эпоксидного нанокompозита с добавлением 0,2 масс.% УНТ.

Ключевые слова: углеродные нанотрубки, эпоксидная смола, эпоксидные нанокompозиты, микроволновое затвердевания, быстрая обработка.

1. Introduction.

For manufacturing of advanced composites, researchers and industrialists are always seeking ways to reduce product cost and environmental damage. In this regard, energy and time spent for the manufacturing of a product are the most significant parameters. Therefore, it is important to research innovative technologies available for rapid curing of composites. Some of the attractive options as compared to conventional curing are UV methods, gamma radiation, microwaves and electron beam. The most productive of all are microwave and electron beam processing, both based on electromagnetic oscillations. Electromagnetic oscillations can be divided into two main groups: high frequency currents and ultra-high frequency or microwave radiation. Electron beam has many advantages [25, 27] but for curing composites it is responsible for imparting large shrinkage and low glass transition temperature to the thermoset composites [10]. Microwave radiation is electromagnetic radiation with a wavelength in the range of 1 mm (300 GHz) to 30 cm (1 MHz) [23].

Microwave energy is a very attractive option because it uses less energy and less time to produce composites [8, 14, 16, 28]. The application of high-frequency electric fields for curing the thermosetting composites is a rapid processing technique and it is well known that microwave treatment has numerous advantages compared to thermal heating [5, 24, 26]. The technique offers deep and uniform penetration of microwaves into the sample, capability of preferential heating sites and rapid production rate [13, 32]. It is worth mentioning here that microwave heating occurs thoroughly through the entire thickness of the sample. Uniform curing through the thickness of the composite is quite complicated or impossible to achieve during conventional thermal heating [13, 23]. Due to its simplicity and effectiveness, microwaves can also be used to restore any damage in a composite structure [29]. Microwaves enable to achieve the finished composites in a few minutes maintaining the mechanical properties, and sometimes even exceed it as compared to several hours long conventional thermal curing [5, 20]. Zhou and Hawley [32] reported

stronger crosslinked bonds in thermoset polymers cured by microwaves. The glass transition temperature is much higher for microwave cured samples as compared to those cured with the conventional heat [26].

Looking into the kinetics of microwave curing, the physical cause of the existence of the electromagnetic field is due to the time-varying electric field which creates magnetic field and the changing magnetic field generates the vortex electric field [7, 18]. Thus, they produce each other and have perpendicular spatial arrangement. By creating an electric field, the electrons move from the cathode to the anode producing waves. Electrical conductivity of pure epoxy system is very low which may lead to uncompleted and uneven curing as reported by Judith [13]. With addition of Carbon nanotubes (CNTs), electrical conductivity of thermosetting resins increases significantly [1, 11]. Furthermore, due to the very high electrical conductivity of CNTs [2], heat applies directly inside the sample which led to faster processing and obtaining absolutely cured material [32]. It was found that absorption of microwave energy is associated with dipolar matrix relaxation and enhanced by the very high electrical conductivity of carbon additives [21, 24].

To understand the role of CNTs in microwave curing of composite, it is essential to understand microwave curing of polymers. It is possible to heat polymeric molecule because of their polar groups and segments of the dielectric material [31]. When a polymer molecule is placed in an alternating electric field, there is a change in its polarity. The energy, consumed to overcome thermal motion, is dissipated in the material and this is responsible for heating up the material. During the movement of charged electron, it displaces the charges and will polarise the material which is placed in the electromagnetic field. Displacement of charge is due to the reorientation of polar molecules (dipolar polarisation) and electro-nuclei dependences [19]. In other words, under the microwave influence, dipoles of molecules are polarised and aligned in the direction of the field [4, 16]. Carbon based additives (including CNTs) are good absorbers of energy from microwave frequency electromagnetic fields [3, 9, 15, 30]. With the addition of very little amount of CNTs (0.04 wt.%), the absorbing property of composites have been increased up to 500 times as reported by Paton and Windle [21]. Zhou and Hawley [32] reported that addition of carbon in composite materials prevents localised overheating in the microwave processing and also aids in speeding up the curing reaction. Fig. 1 describes the absorption behaviour of carbon black in epoxy resin matrix. It shows that carbon is responsible for heating up the polar groups as well as the long polymeric chain, whereas in the absence of carbon, only polar group is responsible for heating up the polymeric chain. Precisely, localised superheating of functional groups in polymer molecule is the main reason of curing in the absence of carbon.

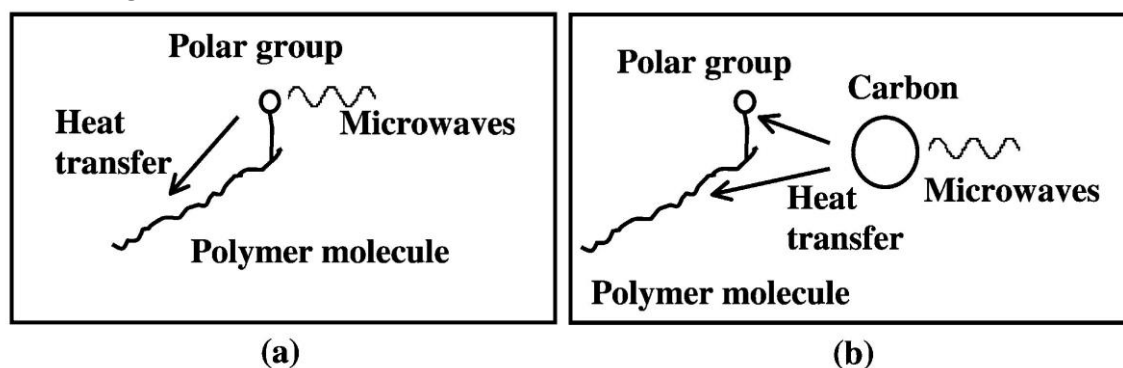


Fig. 1. Microwave interactions with: a) neat epoxy; b) and epoxy doped with carbon [32]

Most of the research studies in this area focussed on the kinetics of microwave curing and comparisons were mainly made between the energy and time savings for conventional and microwave heating technologies. There is no research published on the effect of additions of CNT on energy and time for complete microwave curing of epoxy nanocomposites. This work systematically reports the reduction in energy and time spent for microwave curing by the incorporation of various amounts of CNTs.

2. Experimental work

2.1 Material

The epoxy resin system used in this study was Araldite LY 5052/ Aradur 5052. Araldite LY 5052 is a low viscosity multifunctional epoxy system supplied by Huntsman, USA. Epoxy resin produced from bisphenol A resin and epichlorohydrin [6]. The hardener for this system was Aradur 5052 which is mixture of polyamines [12]. Commercially available high purified MWNTs supplied by Electrovac, Austria (95% as per TGA, having traces of metal and metal oxide) were used as a reinforcement material.

CNTs had density of 0.98 g/cm^3 (as per He pycnometry), specific surface area of $26 \text{ m}^2/\text{g}$, average length up to 2500 nm and average diameter of 50 nm. The synthesis method is Chemical Vapour Deposition (CVD). The mix ratio of the components was 100:33 parts by weight which correspond to 24.8 % of hardener and 75.2 % of resin, according to amine/ epoxy (A/ E) ratio due to high chemical activity of amine groups [23]. The total mass of epoxy system was 15.9 g (3.94 g of hardener and 11.96 g of resin).

2.2 Specimen preparation

The components of resin and hardener were weighted accurately according to the processing data and hand mixed. Pre-calculated amounts of CNTs and epoxy resin were carefully weighed and manually mixed together. MWNTs in the amount of 0.01 wt.%, 0.1 wt.% and 0.2 wt.% were infused in the matrix and dispersed via bath sonication (Ultra 7000, ultrasonic frequency: 42 kHz, power consumption: 50W) for 1 hour. Afterwards each epoxy system was divided into 6 parts and poured into the glass tubes. The tubes were put into the vacuum oven OV-11 (Medline) for 1 hour to remove the presence of air before microwave curing.

2.3 Curing Procedure

The microwave setup used in this study was MARS 6 supplied by CEM Corporation, USA (magnetron frequency 2.45 GHz, power output 1800W). It was used with vessels having self-regulating control of the temperature and pressure. MARS 6 automatically recognises the type and number of vessels that have been loaded, and adjusts the output power and other parameters. The number of glass tube used in this study was 6 (maximum number of vessels is 24). Neat epoxy resin (Epoxy 1) and epoxy system infused with 0.01 wt.% CNTs (Epoxy 2), with 0.1 wt.% CNTs (Epoxy 3), and 0.2 wt.% CNTs (Epoxy 4) were cured under the same conditions. The initial parameters used are: ramp time: 10 min, hold time: 1 min, temperature: 40°C and maximum power: 500 W.

2.4 Differential Scanning Calorimetry

Differential Scanning Calorimetry (DSC) of various specimens was carried out with using Perkin Elmer Pyris 1 apparatus. The samples were cut into small pieces weighing from 5 mg to 10 mg using a engineering blade machine Labotom-3 supplied by Struers, Australia. Specimens were placed in aluminium plates containing a crimped lid with a small hole. The hole is necessary to maintain the constant pressure in the system and prevent deformation or rupture of aluminium pans. The DSC measurements were carried out from 30°C to 250°C at a high heating rate $10^\circ\text{C}/\text{min}$ for three cycles under nitrogen atmosphere. DSC was performed for the neat epoxy and all nanocomposite systems under the same conditions.

3. Results and Discussion

Fig. 2 shows the power profile as a function of time obtained from the microwave curing process. The power profile has the same characteristics for the epoxy and nanocomposite samples during the curing process. Three stages in Fig. 2 can be visualised. Stage 1 (up to 12 sec) of the graph is a sharp decrease in the power. As shown in Fig. 2 during this stage the power decreased rapidly as the default initial power (500 W) was very high for the systems. The fall of the curve extends until about a certain value of consumed power, approximately 110-120 W. Afterwards, the epoxy and nanocomposite systems start to react and absorb the heat from outside. As can be seen from Fig. 2, the chemical reaction occurred over a small period of time, from 12 sec to 154 sec, which would be referred as stage 2. The epoxy-amine reaction is the most dominated reaction during microwave curing process [17, 26], whereas the epoxy-hydroxyl groups are more dominated while thermal heating. The reaction can only take place from a certain minimal energy of the incoming particle called the energy threshold of the reaction [17]. In this study, it can be considered that energy threshold occurs at 12 sec. Furthermore, an active chemical reaction started from 12 sec of the curing process. During stage 2, the microwave energy is absorbed by epoxy system and maximum power consumption was found to be around 220 W. At the third stage of curing (after 154 sec), in all cases, there is no energy consumption observed (Fig. 2). The epoxy resin system consumed all necessary microwave power and no external energy was required for curing. Once the required amount of heat has been absorbed, samples were cured completely (as found later by DSC analysis) and the absorption of heat was no longer detected (Fig. 2).

The area under the power-time curve (Fig. 2) was calculated by integration. Theoretically, it defines the amount of potential energy absorbed during the microwave processing. The obtained values are presented in Tab. 1. This would indicate the amount of energy consumed for curing epoxy samples with and without CNTs. It was found that with the smaller addition of CNTs, more energy is required for microwave curing. The area under the curve was evaluated and compared. Conducted experiments allowed to obtain 12.5 % of energy reduction by employment 0.2 wt.% of CNTs into epoxy matrix (Tab.

1). Therefore, it can be concluded that CNTs are responsible for lowering the microwave energy consumption for curing epoxy nanocomposites.

A series of DSC test were conducted in order to observe the degree of cure for epoxy and nanocomposite samples. DSC analysis confirmed that all microwaved epoxy and nanocomposites were completely cured since there was no evidence of chemical reaction during testing. If the system is fully cured, the absorption of heat would not occur and epoxy system can be re-heated and re-cooled [22] reversibly below its glass transition temperature (T_g). Cyclic execution of this test is an accurate way for analysing degree of cure compared to a single heating cycle. In this work, three heating/ cooling cycles were conducted prior to the reporting of results (Tab. 1). All microwaved samples were fully cured significantly before the curing time described by the supplier [12] of the epoxy system. The technical data sheet recommends curing (at room temperature) and post curing (at 100 °C) time of at least 1680 min.

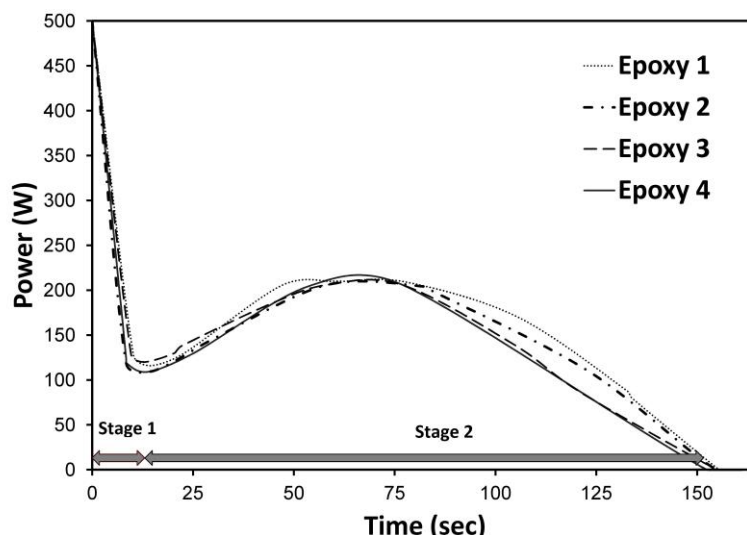


Fig. 2. Power profile for the samples obtained using microwave curing

The temperature of the microwave process could not be controlled or changed manually during the curing process because the microwave oven is programmed to be self-controllable. The temperature-time profile of the microwave heating of epoxy and nanocomposite systems is presented in Fig.3. In contrast to the power-time curves (Fig.2), the temperature profile was divided into two stages of the process. Stage A (up to 325 sec) describes gradual increase of temperature of the microwave curing process. By analysing this stage, it is possible to observe gradual heat release from the chemical reaction. This was attributed to the dipole movements and its polarisation in the electromagnetic field [4, 28, 33]. Stage B shows gradual reduction of curing temperature due to the process of crosslinking and progressive curing of composites. By the end of this stage, material was fully cured and was hardened. As can be implied from the power-time graphs (Fig. 2), consumption of power took place at stage 2 of the curing (until 154 sec), whereas Fig. 3 shows temperature rising at the same time. Based on these results (Fig. 2 and 3), it can be concluded that after 154 sec of heating process, heat was generated from inside the system during exothermic reaction and no external heating was needed for curing.

At higher temperatures, above 50 °C, it was found that the monolithic Epoxy 1 (Fig. 3) required more amount of heat as compared to any other system. Monolithic Epoxy 1 had the highest curing temperature of 73 °C as compared to 58 °C for Epoxy 4 (0.2 wt.% CNTs) system. Here, a reduction of 20.5 % in temperature can be seen because of the addition of 0.2 wt.% CNTs. Moreover, the higher content of CNTs lowered the temperature required for full curing epoxy nanocomposites (Fig. 3). This could be attributed to the high electrical and thermal properties and selective heating of CNTs which allow producing materials at lower temperatures. CNTs create conducting paths and absorb microwaves efficiently which may lead to rapid curing. This effect has been currently investigated and would be the subject of next publication. The microwave energy was applied directly to the material and as a result, no further side reactions and heat losses were observed. These facts are also very important from manufacturing perspective because they indicate significant energy and time saving for manufacturing epoxy nanocomposites.

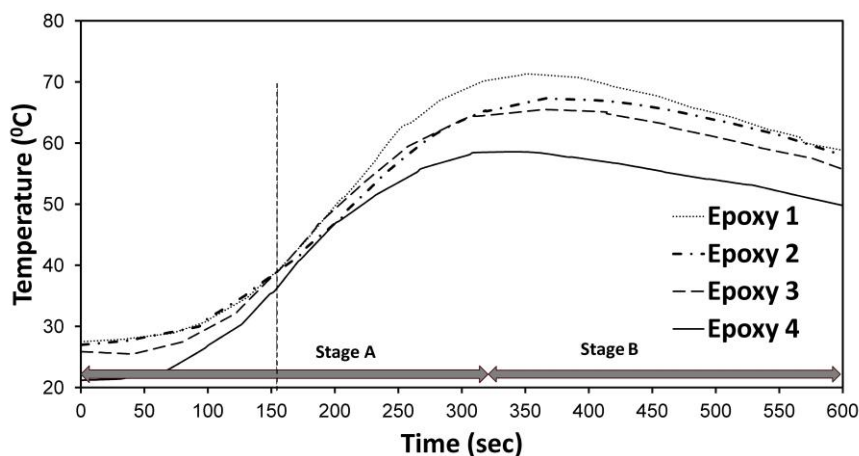


Fig. 3. Temperature profile for epoxy and nanocomposite samples. The dotted line shows the point where the energy consumption was 0W

Table 1. Summary table for microwave cured samples

Epoxy	wt.% of CNTs	Energy, J	Maximum temperature reached during curing, °C
Epoxy 1	-	416	71.3
Epoxy 2	0.01	390	67.4
Epoxy 3	0.1	380	65.5
Epoxy 4	0.2	365	58.5

Fig. 4 presents the digital camera captured images of bottoms of the glass tubes with specimens after their full curing in microwave. All samples (Fig. 4) were cured using the same experimental conditions. It was observed that by the addition of CNTs, significant voids were found at the bottom of the tubes. This indicates significant heat was generated by the incorporation of CNTs during microwave curing process. Due to exothermic reaction of curing, heat was generated and as a result, gases were generated which were found trapped in the viscous epoxy melt (Fig. 4b-d). Therefore, for higher concentration of CNTs, exothermic reactions become very active which would produce larger voids in the fully cured samples as found in Fig. 4d. That also mean that lower concentrations of CNTs would be enough for the complete cure CNT based epoxy nanocomposites.

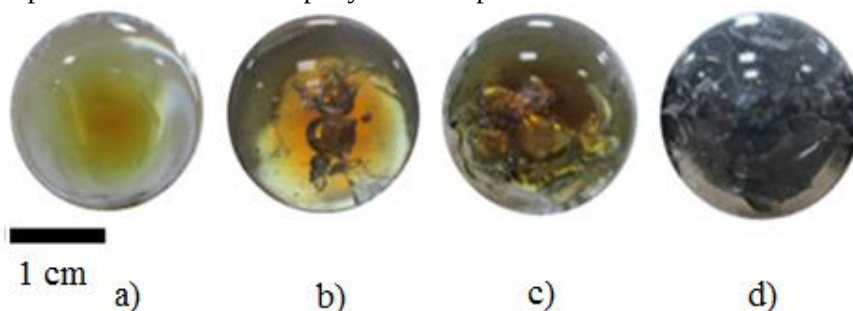


Fig. 4. Digital camera captured images of bottoms of the microwaved glass tubes showing: a) neat Epoxy 1; b) Epoxy 2; c) Epoxy 3; and d) Epoxy 4

5. Conclusion

In this work the effect of CNT addition on the microwave curing of epoxy resin composites was investigated. The results proved that CNTs infusion can further speed up the microwave curing of CNT filled epoxy nanocomposites. CNT filled epoxy nanocomposites can be microwave cured in few minutes with significantly reduced energy consumption compared to monolithic epoxy resin without CNTs. The conducted experiments allowed obtaining 12.5 % of energy and 20.5 % temperature reductions by adding 0.2 wt. % of CNTs in epoxy matrix. DSC analysis confirmed that microwaved CNT filled epoxy nanocomposites were completely cured. This could be attributed to the good electrical and thermal conductivity and microwave absorbing properties of CNTs.

1. Allaoui, A., Baia, S., Cheng, H. and Baia, J. (2002). Mechanical and electrical properties of a MWNT/epoxy composite. *Composites Science and Technology*, Vol. 62, pp. 1993-1998.
2. Bandaru, P.R. (2007). Electrical properties and applications of carbon nanotube structures. *Journal of Nanoscience and Nanotechnology*, Vol.7, No 4-5, pp. 1-29.
3. Bao, T.J., Zhao, Y., Chen, L. and Duan, Y.X. (2011). Preparation and electromagnetic properties of multiwalled carbon nanotubes buckypaper/ epoxy resin nanocomposites. *Proceedings of the 18th International Conference on Composite Materials*, Jeju, South Korea.
4. Boey, F. and Lee, W. (1990). Microwave radiation curing of a thermosetting composite. *Journal of Materials Science Letters*, Vol. 9, No 10, pp. 1172-1173.
5. Chang, J., Liang, G., Gu, A., Cai, S. and Yuan, L. (2012). The production of carbon nanotube/ epoxy composites with a very high dielectric constant and low dielectric loss by microwave curing. *Carbon*, Vol. 50, No 2, pp. 689-698.
6. Chernin, I.Z., Smehov, F.M. and Zherdev, J.V. (1982). *Epoxy resins and compositions*. Moscow: Khimiya.
7. Cook, D. (2003). *The theory of the electromagnetic field*. Mineola: Dover Publications.
8. Das, S., Mukhopadhyay, A.K., Datta, S. and Basu, D. (2009). Prospects of microwave processing: An overview. *Bulletin of Materials Science*, Vol. 32, No 1, pp. 1-13.
9. Fan, Z., Luo, G., Zhang, Z., Zhou, L. and Wei, F. (2006). Electromagnetic and microwave absorbing properties of multi-walled carbon nanotubes/ polymer composites. *Materials Science and Engineering B*, Vol. 132, pp. 85-89.
10. Ghosh, N. N. and Palmese, G.R. (2005). Electron-beam curing of epoxy resins: effect of alcohols on cationic polymerization. *Bulletin of Materials Science*, Vol. 28, No 6, pp. 603-608.
11. Gojnya, F., Wichmanna, M., Fiedlera, B., Kinlochb, I., Bauhoferc, W., Windleb, A. and Schultea, K. (2006). Evaluation and identification of electrical and thermal conduction mechanisms in carbon nanotube/epoxy composites. *Polymer*, Vol. 47, No 6, pp. 2036-2045.
12. Huntsman (2010). Araldite LY 5052/ Aradur 5052. Cold curing epoxy systems [online] Available through: website < <http://www.chemcenters.com/images/suppliers/169257/Araldite%20LY5052,%20Aradur%205052.pdf> >, Accessed 3 January 2013.
13. Judith, L. H. (1999). Comparison of thermal and microwave processing of polyester resins. M.Sc. Thesis, University of Manchester, Manchester.
14. Ku, H. S.-L. and Yusaf, T. (2008). Processing of composites using variable and fixed frequency microwave facilities. *Progress In Electromagnetics Research B*, Vol. 5, pp. 185-205.
15. Menéndez, J., Arenillas, A., Fidalgo, B., Fernández, Y., Zubizarreta, L., Calvo, E. and Bermúdez, J. (2010). Microwave heating processes involving carbon materials. *Fuel Processing Technology*, Vol. 91, pp. 1-8.
16. Meyer, M. and Herbeck, L. (2005). Microwave effects on CFRP processing. 26th SAMPE Europe Conference & Exhibition, JEC, Paris, France.
17. Mezzenga, R., Page, S. and Manson, J.A. (2002). Enthalpic, entropic, and square gradient contributions to the surface energetics of amine-cured epoxy systems. *Journal of Colloid and Interface Science*, Vol. 250, No 1, pp. 121-127.
18. Mukherji, U. (2006). *Electromagnetic field theory and wave propagation*. Oxford: Alpha Science International.
19. Nightingale, C. and Day, R. (2002). Flexural and interlaminar shear strength of carbon fiber/ epoxy composites cured thermally and with microwave radiation. *Composites*, Vol. 33, Part A, pp. 1021-1030.
20. Papargyris, D., Day, R., Nesbitt, A. and Bakavos, D. (2008). Comparison of the mechanical and physical properties of a carbon fibre epoxy composite manufactured by resin transfer moulding using conventional and microwave heating. *Composites Science and Technology*, Vol. 68, No 7-8, pp. 1854-1861.
21. Paton, K.R. and Windle A.H. (2008). Efficient microwave energy absorption by carbon nanotubes. *Carbon*, Vol. 46, No 14, pp. 1935-1941.
22. PerkinElmer. (2011). Thermal Analysis in F1 Composites and Adhesives. [Presentation]. Advance composite training and development centre, Hawarden.
23. Pinprayoon, O. (2007). Microwave thermal analysis of epoxy resins. M.Sc. Thesis, University of Manchester, Manchester.
24. Rangari, V., Bhuyan, M. and Jeelani, S. (2010). Microwave processing and characterization of EPON 862/CNT nanocomposites. *Materials Science and Engineering: B*, Vol. 168, No 1-3, pp. 117-121.
25. Sui, G., Zhong, W. and Zhang, Z. (2000). Electron beam curing of advanced composites. *Journal of Materials Science and Technology*, Vol. 16, No 6, pp. 627-630.
26. Wallace, M., Attwood, D., Day, R. J. and Heatley, F. (2006). Investigation of the microwave curing of the PR500 epoxy resin system. *Journal of Materials Science*, Vol. 41, No 18, pp. 5862-5869.
27. Wolff-Fabris, F. (2010). *Electron beam curing of composites*. Munich: Hanser Publications.
28. Yusoff, R., Aroua, M. K., Nesbitt, A. and Day, R. J. (2007). Curing of polymeric composites using microwave resin transfer moulding (RTM). *Journal of Engineering Science and Technology*, Vol. 2, No 2, pp. 151 – 163.
29. Zhang, J. H. and Dai, Y. C. (2006). Microwave curing and its application to aircraft structure repair. *Key Engineering Materials*, Vol.326-328, Part 2, pp. 1725-1728.
30. Zhao, N., Zou, T., Shi, C., Li, J. and Guo, W. (2006). Microwave absorbing properties of activated carbon-fiber felt screens (vertical-arranged carbon fibers)/ epoxy resin composites. *Materials Science and Engineering B*, Vol. 127, pp. 207-211.
31. Zong, L., Kempel, L. and Hawley, M. (2005). Dielectric studies of three epoxy resin systems during microwave cure. *Polymer*, Vol. 46, No 8, pp. 2638-2645.
32. Zhou, S. and Hawley, M. (2003). A study of microwave reaction rate enhancement effect in adhesive bonding of polymers and composites. *Composite Structures*, Vol. 61, No 4, pp. 303-309.
33. Zhou, J., Shi, C., Mei, B., Yuan, R. and Fu, Z. (2003). Research on the technology and mechanical properties of the microwave processing of polymer. *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 137, pp. 156-158.

Стаття надійшла до редакції 28.04.2013.

UDC 669.112.22

Yu. Zhiguts, V. Shurokov

THE FEATURES OF PROPERTIES AND STRUCTURE OF THERMITE HIGHSTRONG CAST-IRON

Nowadays the improvement of properties of materials is arrived mainly by the development of traditional technologies of production. Their high power-intensive, the necessity of combination of several technical stages lead to search other ways of giving new properties of materials. One of such perspective ways is the usage, offered in this papers, of the method which is theoretically developed and experimentally well-grounded, the method of production of steels with the usage of high-exothermic reactions. The method of conducting of thermite synthesis consists in the following. From the initial of powder like materials – ingredients of chemical reaction arrange a metallothermic mixture. The components of mixtures after interfusion and weighing take a place in metallothermic reactor and anneal, that results in the synthesis of necessary alloy.

As a result of leadthrough of the experimental thermite melting with mass of mixture 150-600 g were got the shaped founding's. For them seated chemical composition, mechanical and technological properties. A size of free shrinkage volumetrically for highstrong thermit cast-iron was within the limits of 1,8-2,3%. Separate research found out the change of mechanical properties of highstrong thermite cast-iron at a temperature.

The conducted work allowed determining the composition of mixture for the synthesis of highstrong thermite cast-iron, to develop the method of preparation of metallothermic mixture and synthesis of alloy.

Keywords: thermit, metallothermic, highstrong thermit cast-iron, reaction, mechanical, technological and special properties, structure.

Fig. 5. Tab. 10. Ref. 14.

Ю. Жигуц, В. Широков

ОСОБЛИВОСТІ ВЛАСТИВОСТЕЙ І СТРУКТУРИ ТЕРМІТНОГО ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ

На сьогодні покращення властивостей матеріалів досягають переважно розвитком традиційних технологій їх отримання. Але висока енергоємність, потреба у використанні декількох технологічних етапів обробки привели до необхідності застосування інших шляхів, що надають нових властивостей матеріалам. Один з таких перспективних шляхів є використання, запропоноване в цій роботі методу, який теоретично розроблено і експериментально обґрунтовано, а саме виробництво високоміцних чавунів за допомогою високоекзотермічних реакцій. Метод проведення термітного синтезу полягає у наступному. Вихідні порошкові матеріали – інгредієнти хімічної реакції вступають у металотермічну взаємодію. Компоненти шихти після перемішування і ущільнення розміщують у металотермічному реакторі і відпалюють, що призводить до синтезу необхідного сплаву.

В результаті експериментальних термітних плавлень масою шихти 150-600 г було отримано фасонні виливки. Для них встановлювали хімічний склад, механічні і технологічні властивості. Величина вільної лінійної усадки термітного високоміцного чавуна знаходилася у межах 0,7-1,2%. Окреме дослідження з'ясувало зміну механічних властивостей термітного високоміцного чавуна від температури. Проведене дослідження дозволило визначити склад шихти для синтезу термітного чавуна, розвинуло технологію отримання металотермічної шихти і синтезу сплаву.

Ключові слова: терміт, металотермія, високоміцний термітний чавун, реакція, механічні, технологічні і спеціальні властивості, структура.

Ю. Жигуц, В. Широков

ОСОБЕННОСТИ СВОЙСТВ И СТРУКТУРЫ ТЕРМИТНОГО ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА

В наше время улучшение свойств материалов достигают преимущественно развитием традиционных технологий их производства. Но высокая энергоёмкость, потребность в использовании нескольких технологических этапов обработки привели к необходимости применение других путей, которые придают новые свойства материалам. Один из таких перспективных путей является использование, предложенного в данной работе, теоретически разработанного и экспериментально обоснованного метода, а именно производства высокопрочных чугунов с помощью высокоэкзотермических реакций. Метод проведения термитного синтеза заключается в следующем. Исходные порошковые материалы – ингредиенты химической реакции вступают в металлотермическое взаимодействие. Компоненты шихты после перемешивания и уплотнения размещают в металлотермический реактор и поджигают, что приводит к синтезу необходимого сплава.

В результате экспериментальных термитных плавок массой шихты 150-600 граммов было получено фасонные отливки. Для них устанавливали химический состав, механические и технологические свойства. Величина свободной линейной усадки термитного высокопрочного чугуна находилась в пределах 0,7-1,2%. Отдельное исследование выяснило изменение механических свойств термитного высокопрочного чугуна от температуры. Проведенное исследование позволило определить состав шихты для синтеза термитного чугуна, усовершенствовало технологию получения металлотермической шихты и синтеза сплава.

Ключевые слова: термит, металлотермия, высокопрочный термитный чугун, реакция, механические, технологические и специальные свойства, структура.

Introduction. Thermite reactions are known already more than age and they are utilized for making of ferrous-alloys and warming-up of exothermic castings incomes in a casting production [1-5].

Use of thermite reactions for the synthesis of materials, opens wide possibilities of receipt of the cast alloys practically of any chemical composition and structure.

Purpose and raising of research task. Improvement of properties of materials is arrived mainly by the use of traditional technologies of receipt of alloys and subsequent thermal, chemical-thermal and by another ways of treatment. But their high power-hungryness, necessity of combination of a few technological stages of treatment, the observances of ecological requirements result in the necessity of search of other ways of receipt of necessary properties of materials, enabling to avoid the adopted failings. One of such perspective ways may be the use of the method of receipt of thermite highstrong cast-irons developed and experimentally grounded in theory as a result of high exothermic reactions.

Taking into account the advantages and specific areas of the use of thermite methods of receipt of high-carbon alloys there is a problem of complex research of thermite cast-irons, determinations of their physical and mechanical, technological and official properties, and on the basis of findings establishment of the most optimum areas of the use of these alloys.

Analysis of research method. Advantages of thermite processes talk in behalf on thermite alloys, namely, their noninteraction, absence of requirement in the sources of electric power, simplicity and cheapness of technological equipment, high performance of process (time of leadthrough of synthesis lasts depending on mass and volume of metallothermic mixture from a few ten of seconds to a few minutes) [3,6-10]. Except for transferred, pays attention on itself the possibility of the use for arrangement of mixture of offcuts of metal-working and thermal productions (ferrous dross, grade of the aluminium shaving and candle-ends of graphite electrodes, sifting out of dust of alloy steel from filters in castings workshops and other). The wideuse of highstrong cast-irons is conditioned except for their high mechanical and technological properties with quite good welding.

Thus, for making and shaped component overhaul possibility to utilize thermite methods which find all of greater distribution lately appears from highstrong cast-irons.

Materials and method of preparation of exothermic mixture. For arrangement of metallothermic mixture such materials were used: chrome metallic; ferrochrome; silicocalcium; aluminium for aluminotermic; silicomanganese; ferrosilicon; powder of aluminium; ferromanganese; soot is acetylene (technical carbon); powder of titanitic chemical; powder of chrome; ferrous dross (blacksmith's and rental productions) of middle chemical composition (in % on mass): 0,05 C; 0,10...0,35 Si; 0,10...0,35 Mn; 0,01...0,03 S; 0,01...0,03 P; 40...50 Fe₂O₃; 50...60 FeO.

For determination of mass of metallic bar and output of metal from a mixture, micromelting were conducted in a metallothermic reactor [3] with different percent correlation of components in mixture. Initiation of process of burning was conducted by the special primer, made from titanitic powder. In subsequent the construction of metallothermic two-cameral reactor was improved and utilized both for the receipt of thermite highstrong cast-iron as foundings and for welding of cast-iron purveyances [3,6].

Thermite synthesis and welding of cast-irons in a two-cameral reactor carried out as follows: in the chamber of reactor, where burning of thermite mixture and small burned down components passed, and also dissociating due to the difference of specific mass of liquid-metal phase from a slag, synthesized the overheated liquid cast-iron. In the chamber of alloying and retrofitting there was co-operating of well-educated fusion of cast-iron with ligature iron-silicon-rare-earth metals during flowing of it in the cavity of the thermite welding. At such co-operation liquid cast-iron was satiated silicon and elements-modifiers, necessary for a globular graphite. Thermite highstrong cast-iron, entering cavity of the thermite welding, firmly welded cast-iron details, preliminary warmed-up gas flame or electric contacts method to 300...350 °C.

It should be noted that powder-like mixture preliminary dried out at the temperature of 150...180°C mixed up and made more compact, and after it placed in the overhead chamber of metallothermic reactor. For the improvement of separate slag in a mixture added feldspar (CaF₂).

A mixture was counted on stoichiometrical correlations of components of reaction [3,8], and in subsequent mastering of separate components of reaction was taken into account by the proper coefficients. At the same time was conducted a thermodynamics calculation, which allowed to set the adiabatic temperature of reaction which must be higher than temperature of melting of an aluminum containing slag's (approximately 2400°C).

For adjusting of temperature of burning in the complement of mixture were entered inert additions. At maintenance in mixture less calculation amount of inert additions the adiabatic temperature of burning rose higher necessary, that gave burning down of alloying elements and, accordingly, to the decline of their maintenance in an alloy less low bound regulated by a standard. At maintenance in mixture of inert

additions over the rationed amount the adiabatic temperature of burning went down below possible, that gave away by the synthesized alloy unstable burnt and impossibility of separation of slag.

Theoretical researches. After establishment of stoichiometrical composition of mixture and correction of it by the coefficients of mastering of separate components the calculation of adiabatic temperature of burning of metallothermic reaction (T_a) and thermal effect of reaction (Q_r) [3,11,12] was conducted.

On condition that all of heat is outlaid to heating of mixture, that is enthalpy of initial and eventual products is identical, we find:

$$\sum_{i=1}^m (H(T_a) - H(T_o)) = Q, \quad (1)$$

where T_o – is a set temperature of mixture; Q – is a thermal effect of reaction; H – are enthalpy of ingredients of reaction; m is an amount of products of reaction.

For more complicated variants of design at education of more than three products of reaction T_a a formula was used:

$$T_a = \frac{Q - \sum H_i(T_{melti}) - \sum L_i + \sum C_{ip} \cdot T_{melti}}{\sum C_{liq}}, \quad (2)$$

where C_i and L_i – heat capacity and warmth of melting of products of reaction accordingly; γ – it is part of liquid phase in the product of burning.

It is clear that, in connection with null data about dependences C from T at high temperatures [3,8], extrapolation of values was conducted by a formula:

$$C_{sol(T_{melt})} = 7n \cdot k \text{ (J / mole} \cdot \text{degree)}, \quad (3)$$

where k – is a transitional coefficient from calorie to Joule; $C_{sol(T_{melt})}$ – is a heat capacity of product at the temperature of melting; n is a number of atoms in the molecule of well-educated product.

At the simplified chart of calculation that determined without the account of the exact meanings of thermal capacity, and a thermal effect was set at a middle temperature (for example, 2500 °C). By the change of thermal effect, when products of reaction are in the liquid state, it is possible to scorn.

This method was fixed in basis of the programs for a calculation T_a and Q_r for the special highstrong cast-irons and other alloys [8,12-14].

In the examined thermodynamics model of defervescence the macrokinetic theory of burning was used, at which

$$T_a = T_{melt} + \frac{Q - L - \Delta H(T_{melt})}{C_{liq}}, \quad (4)$$

where Q and L are accordingly warmth of education and warmth of product; $\Delta H(T_{melt})$ – is a difference of enthalpy of initial and eventual products; C_{liq} – is a heat capacity of liquid product regardless of temperature.

An error, related to the offered extrapolation, is estimated as 100...150 °C.

Experimental researches. As a result of leadthrough of the experimental thermite melting the shaped founding's which probed complex were got. Chemical composition, mechanical, technological and some official properties of the synthesized alloy where set.

The distinctive feature of thermite highstrong cast-iron was not only it method of receipt but also very compact, near to spherical form of including of graphite. As well as in industrial cast-iron, regulating properties of thermite highstrong cast-iron is possible by changing the structure of metallic basis.

Varying chemical composition of mixture at the metallothermic method of synthesis, the terms of cooling of founding was formed thermite cast-iron with a ferritic, pearlitic, sorbitum, martensitic, austenitic structure and accordingly with the set durability and operating properties.

It is set that thermite highstrong cast-iron possessed high durability on tension, compression and bend, by high enough plasticity and shock viscosity, by satisfactory castings properties (namely good fluidity of fusion, small linear and by volume shrinkage, small propensity to the firecracking). It was well processed mechanically except for welded, added the autogenous cutting, possessed high wearproofness, heat-tolerance and anti-friction properties.

Research of physical properties of thermite highstrong cast-iron rotined that it differed from properties of industrial. So, a closeness of it at a room temperature was $7000...7600 \text{ kg/m}^3$. The results of comparison of coefficients of thermal expansion of thermite cast-irons are rotined in table 1.

Table 1 Coefficient of thermal expansion of thermite highstrong cast-iron

Thermite cast-iron	Contents of elements, %						$\alpha \cdot 10^{-6}$ at the temperature of 0...200°C
	C	Si	Mn	P	S	Mg	
With a plate graphite	3,6	3,02	0,8	0,05	0,06	-	10,4
With a globular graphite	3,2	3,10	0,57	0,04	0,02	0,05	11,7

Heat conductivity of highstrong thermite cast-iron is less heat then conductivity of grey thermite cast-iron and changed depending on the structure of metallic basis. With the increase of amount of ferrite heat conductivity was increased, being within the limits of $8,7...9,0 \text{ kal/m} \cdot \text{s} \cdot \text{grad}$. The set dependence of influence of chemical composition and temperature of thermite cast-iron on heat conductivity is rotined in table 2.

Table 2 Influence of chemical composition and temperature of thermite highstrong cast-iron on heat conductivity

Contents of elements, %							λ , $\text{kal/m} \cdot \text{s} \cdot ^\circ\text{C}$, at a temperature $^\circ\text{C}$				Type of matrix
C	Si	Mn	S	P	Ni	Mg	100	200	300	400	
3,51	2,5	0,43	0,006	0,056	1,4	0,09	91,0	90,5	90,2	69,5	Ferrite
3,75	2,7	0,51	0,012	0,047	2,1	0,07	81,0	80,5	80,1	79,5	
3,10	3,5	0,34	0,013	0,061	1,3	0,08	93,0	92,1	91,6	91,1	
3,20	2,4	0,38	0,011	0,060	1,3	0,05	84,0	78,2	78,2	73,1	Ferrite

Electrical resistivity of thermite highstrong cast-iron depended on chemical composition of cast-iron, form of the graphite including, their distributing and structure of matrix (table 3).

Table 3 Dependence of electrical resistivity from chemical composition of thermite highstrong cast-iron

№	Chemical composition, %									ρ , mkOhm/m
	C	Si	Mn	S	P	Ni	Cu	Mg	Ce	
1	3,6	2,3	0,81	0,010	0,04	-	2,1	-	0,047	5800
2	3,7	2,9	0,63	0,012	0,02	0,61	1,6	0,041	-	6400
3	3,1	2,4	0,27	0,014	0,03	0,67	-	0,061	-	5100

There was conformity that the resistance of thermit highstrong cast-iron is higher, than in grey and malleable thermite cast-irons. It was succeeded to set, that the pearlitic structure of thermite cast-iron had

more high resistance, than ferritic, and with the increase of temperature specific resistance of thermite cast-iron increased.

As well as industrial cast-iron, thermite is possible to classify on classes: ferritic, pearlitic and austenitic. Accordingly to magnetic properties thermite cast-iron is subdivided into magnetic and paramagnetic.

Magnetic properties were mainly influenced by structure of basis, there was a carbon and temperature of thermite cast-iron in the free state, nevertheless, it is exposed, that the globular form of graphite promoted it magnetic properties. It is evidently demonstrated by comparative information of table 4. In highstrong cast-iron with a pearlitic structure was looked an increase to 8...9% of magnetic induction compared with thermite highstrong cast-iron with a plate graphite.

Table 4 Magnetic properties of thermite highstrong cast-iron¹

Thermite highstrong cast-iron	σ_b , MPa	Field strength at M_{max} , T	Remaining magnetic induction of Br, T	Coercive force, H_c , T
With a pearlitic matrix	785	0,10178	0,6210	0,10053
	734	0,09424	0,6075	0,09425
With a ferritic matrix	510	0,03779	0,5670	0,03142
	485	0,03393	0,5400	0,01885

¹In the numerator of property of thermite cast-iron, in a denominator - industrial

The increase of amount of graphite making structure lowered magnetic induction, which is caused by diminishing of volume of ferromagnetic basis and division of basis by unmagnetic including of graphite.

With the increase of maintenance of graphite remaining and maximal permeance diminished. Some increase of maintenance of phosphorus (to 0,6%) diminished permeance and simultaneously increased coercitivity (table 4).

Mechanical properties of cast-iron determined on standards Ø10 mm and long 50 mm, intagliated from special tests, and are rotined in table 5. An analysis and comparison of findings testified that basic mechanical properties of thermite brands of highstrong cast-irons is not worse than industrial.

Table 5 Mechanical properties of thermite highstrong cast-irons

№	Thermite cast-iron, analogue of industrial	Σ_b	$\sigma_{0,2}$	δ , %	a_H , MPa	HB
		MPa				
1	“ВЧ 45-0”	470	380	-	-	210...250
2	“ВЧ 45-5”	460	360	5	20	190...210
3	“ВЧ 50-1,5”	510	370	1,5	15	220...240
4	“ВЧ 60-2”	600	430	2	15	210...240

At the spherical form of graphite and pearlitic structure of basis thermite cast-irons were rotined by the most high values of tensile strength, and maximal plasticity is got – at a ferritic structure.

As-cast tensile of thermite cast-iron strength with a pearlitic structure was arrived at 600...700 MPa. Tensile strength made at the compression of thermite highstrong cast-iron ~2000 MPa, on a bend – 700...1200 MPa, and a sagitta changed within the limits of 4...30 mm. Tensile strength at twisting was 440 MPa at a ferritic structure and 700...800 MPa at a pearlitic structure. The limit of fluidity of thermite cast-iron is higher, than at carbon steel and 320...430 made MPa, and for some standards 800 was arrived at MPa. The attitude of limit of fluidity toward tensile strength at tension at thermite cast-iron was 0,75...0,8 (for comparison at industrial steel 0,55...0,61). The relative lengthening of thermite highstrong cast-iron was 1,5...3,0%.

At maintenance of phosphorus more than 0,15% a fragile phosphorus eutecticum which diminished the relative lengthening appeared in thermite cast-iron.

The module of resiliency substantially depended on the structure of metallic basis of thermite cast-iron, that is rotined in table 6. It is the considerably anymore module of resiliency of thermite cast-iron with a plate graphite and less module of resiliency of carbon steel of Y8. At the increase of temperature the module of resiliency diminished (fig. 1).

Table 6 Module of resiliency for the different structures of basis of thermite highstrong cast-iron

№	Type of thermite cast-iron	$E \cdot 10^6$, МПа
1	Cast-iron with a pearlitic structure	176,00...184,00
2	Cast-iron with a ferritic structure	161,00...178,00

Hardness of thermite cast-irons changed depending on the structure of matrix (for ferritic – 160...210 HB, for pearlitic – 190...260 HB, for the bleached thermite cast-iron – 280...340 HB), temperature and maintenance of carbon. Dependence of relative plasticity, tensile and limit of fluidity strength from hardness at tension are rotined on a fig. 2 and 3.

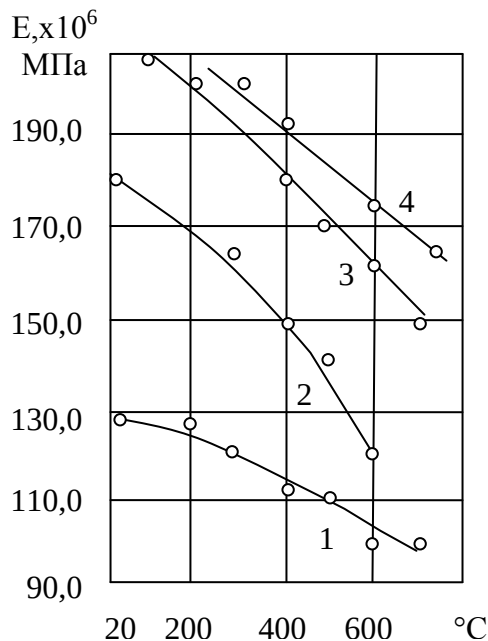


Fig. 1. The influence of temperature on the module of resiliency:
 1 – is an analogue “ВЧ 50-1,5”; 2 – “ВЧ 60-2”; 3 – is steel 45; 4 – “СЧ 21”

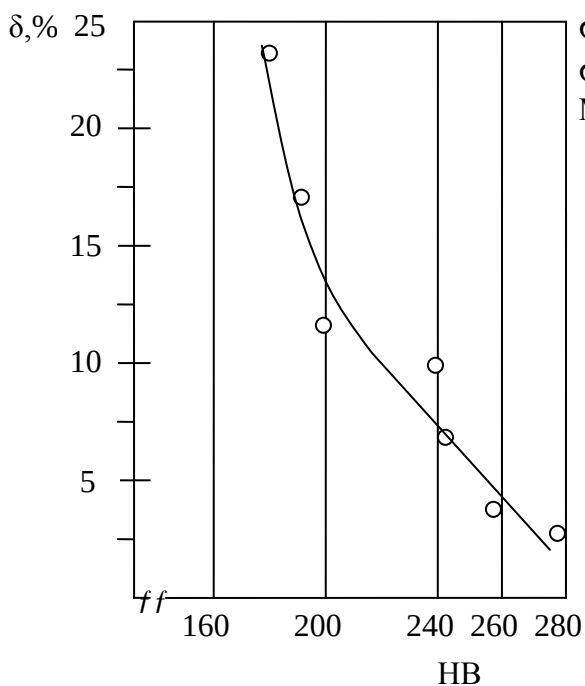


Fig. 2. Dependence of relative plasticity at tension from hardness

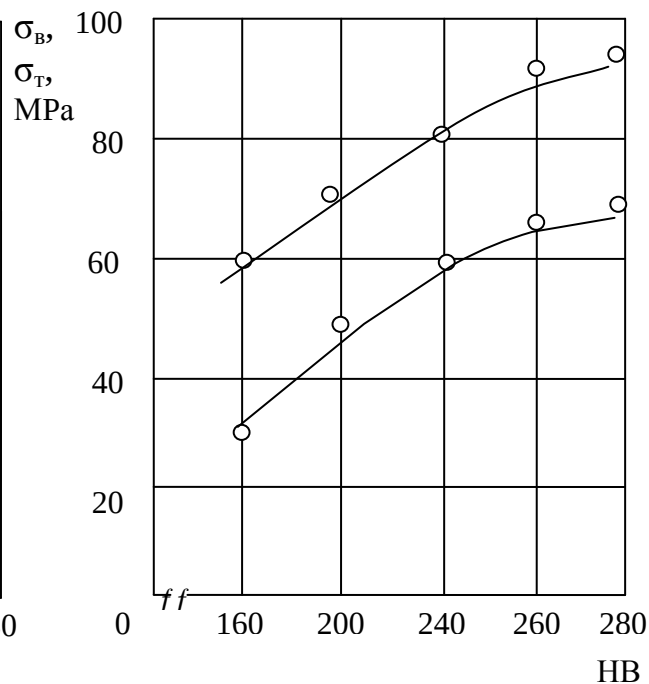


Fig. 3. Dependence of tensile and limit of fluidity strength on hardness at tension

Subsequent research rotined that thermite cast-iron had most shock viscosity with a ferritic structure (fig. 4), here enhanceable maintenance of silicon, manganese, phosphorus and sulphur lowered shock viscosity.

One of major properties of thermite cast-iron is its ability to extinguish vibrations. This property straight depends on the size of cyclic viscosity which in the same queue depends on the form of the graphite including. In thermite highstrong cast-iron cyclic viscosity less, than at thermite cast-iron with plate graphite on 4...8%, and more than at industrial steel almost in two times. Thus cyclic viscosity fluently increased with the increase of tensions in cast-iron.

The limit of endurance of thermite cast-iron with the increase of static durability gradually rose to the values of 1,5...2 time more than the limit of endurance of grey thermite cast-iron.

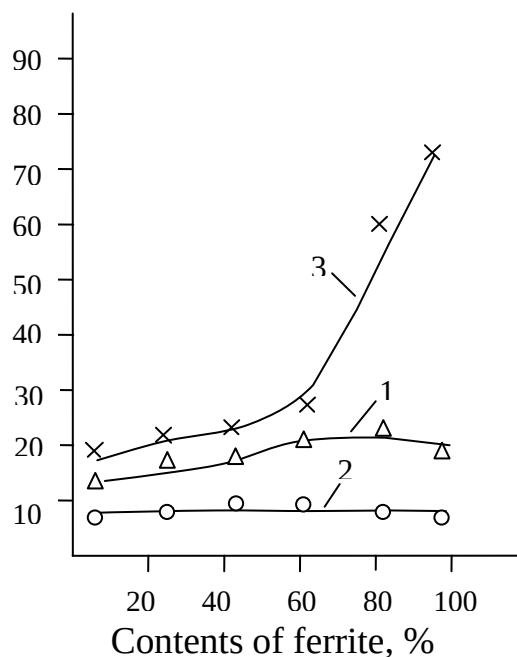


Fig. 4. Dependence of shock viscosity on the amount of ferrite in thermite cast-iron:
1 – are standards without an incision; 2 – are standards notched; 3 – are standards without
an incision after heat treatment

It was marked as a result of researches, that a ferrous dross, in-use in a metallothermic synthesis, can worsen castings properties of cast-iron. The increase of maintenance of carbon in highstrong cast-iron resulted even in some increase of mechanical properties, unlike influence of carbon on basic of mechanical properties of grey thermite cast-iron. Taking into account the optimization of properties of cast-iron, maintenance of carbon must be within the limits of 3,1...3,6%. Diminishing maintenance of carbon from 3,9% to 2,8% led to the increase σ_b and σ_r – on 30 MPa, and to hardness on ~10 HB.

Table 7 Tireless durability ferritic and pearlitic thermite highstrong cast-irons

Limit of endurance	Tireless durability of thermite cast-iron, MPa	
	With a ferritic structure	With a pearlitic structure
σ_6	410...470	580...660
σ_{-1}	145...180	190...320
τ_{-1}	-	19...220
$\frac{\sigma_{-1}}{\sigma_{\hat{a}}}$	-	0,4...0,42
$\frac{\tau_{-1}}{\sigma_{-1}}$	-	0,71...0,83

Silicon, being strong graphitizer, resulted in diminishing of amount of pearlite in the structure of thermite cast-iron and, partly dissolving in a ferrite, promoted his durability. The increase of maintenance of silicon in thermite cast-iron from 2,1 to 3,9% resulted in growth of tensile strength at tension, and maximal shock viscosity was set to 2,1...3,6%. Diminishing of maintenance of silicon less than 2,1% resulted in appearance of whiten and increase of hardness due to formation of far of cementite.

The microhardness of ferrite rose with the increase of concentration of silicon in an interval 3,9...5,5%, and the microhardness of pearlite went down from 5100...5400 MPa at 2,0...2,7% with to 3400...3700 MPa. Microhardness of eutecticum phosphorus's, exposed in the structure of thermite cast-iron, 11000 made...14100 MPa.

With diminishing of maintenance of silicon the amount of pearlite was increased in the structure of thermite cast-iron, and the increase of Si results in appearance of far of ferrite and diminishing of durability. Regulating the amount of ferrite in the structure of cast-iron is possible changing maintenance of ferrosilicon in a metallothermic mixture.

The increase of maintenance of manganese was diminished by maintenance of ferrite in a matrix and increased the pearlitic constituent of structure, that resulted in growth of durability. Therefore maintenance of manganese in thermite cast-iron must be within the limits of 0,4...1,3%. Thus maintenance of phosphorus must not exceed 0,12...0,15%, and grey – 0,03%.

Combining of aluminotermic and magneziumtermic allowed to increase maintenance of magnesium in highstrong cast-iron to 0,03...0,08%, that stabilized a globular graphite. Exceeding of the indicated maintenance of remaining magnesium was instrumental in appearance in the structure of cementite and as a result of substantial worsened mechanical properties.

An aluminium presented in composition of the alloys synthesized aluminiumtermic type of tracks (to 0,003%), as a result of aluminiumtermic method of their receipt. It is known that the increase of maintenance of Al more than to 0,4% hinders formation of spherical graphite and diminishes mechanical properties of highstrong cast-iron, therefore maintenance of Al in an alloy was limited by 0,2...0,3%.

Continuation of researches was directed on establishment of technological properties of thermite highstrong cast-iron. Above all was exposed his castings properties. Thermite highstrong cast-iron possessed high fluidity, that allowed, not looking on the high temperatures of synthesis, get founding's without shrink shells, to shrink porosity and without gas shells. Dependence of fluidity of highstrong thermite cast-iron on a temperature is rotined on a fig. 5.

It is set, that the more maintenance of carbon is the higher fluidity of cast-iron. It arrived the maximum for thermite cast-iron of hypereutectic composition. Thermite cast-iron of eutecticum composition has more volume of shrink shells, and there was shrink porosity in cast-iron of hypoeutectic composition.

The characteristic feature of thermite highstrong cast-iron was a large shrink expansion, that considerably diminished its propensity to the firecracking. On the average linear shrink of highstrong cast-iron was 0,7...1,2%.

At the receipt of founding's of difficult form from thermite cast-iron it is necessary to take into account remaining tensions which arise up due to flowages after passing of cast-iron to the area of resilient deformations. Removing them is possible either by simplification of casting form or subsequent heat treatment of founding.

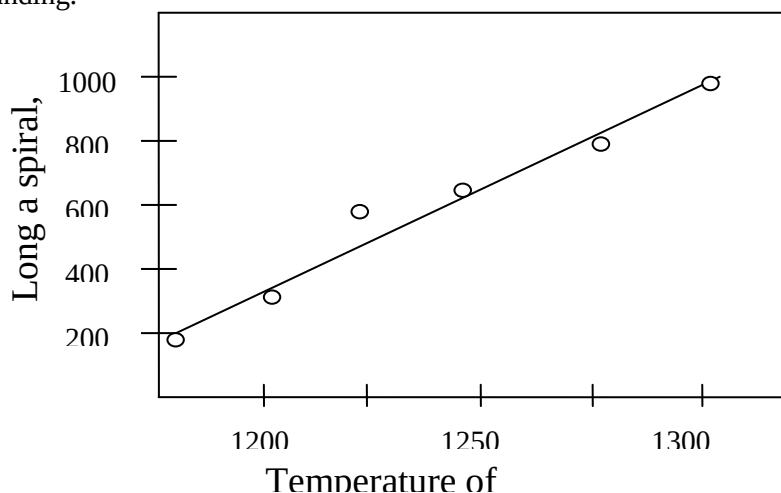


Fig. 5. Dependence of fluidity of thermite highstrong cast-iron on a temperature

Simultaneously with research of technological properties possibility of organization of the thermite welding of highstrong cast-iron was examined. It is set that weldability of highstrong thermite cast-iron was at the level of weldability of carbon steel. It positive property was utilized for welding of not only purveyances a thermite method from highstrong but also grey cast-iron. Thus, it succeeded to get the welded guy-sutures with the properties best, than at the weldable material.

In the conducted experimental melting utilized thermite cast-iron with a spherical graphite, got in a two-cameral reactor as a result of burning of thermite mixture of the following composition (% on mass): powder of graphite is 3,5...6,3; ligature iron-silicon-rare-earth metals (for example, cerium) – 3,0...6,0; a fluor-spar is a 2,0...3,0; iron-aluminium thermite – the other. The results of these tests are rotined in table 8.

Table 8 Properties of the thermite welded guy-sutures

№	Alloy	Properties of welding area			
		An amount of spherical graphite is in a structure	Hardness, <i>HB</i>	σ_6 , MPa	σ_{10}^1 , %
1	Grey cast-iron	0	170	210	0
2	Transitional zone ²	30–70	–	–	–
3	Highstrong thermite cast-iron	85–95	190	550	4,5

¹Mechanical properties are certain on standard standards diameter of 10 mm

²White zone is not

The synthesized highstrong cast-iron allowed to weld cast-iron purveyances with the receipt of the welded guy-sutures durability on tension ~550 MPa.

Thermite welding of cast-iron in this way is at 2,5...4 time dearer than traditional technology of welding of cast-iron details [3,5]. An economic effect is arrived only in that case, when cast-iron details must be welded in the conditions of absence of standard welding equipment, outsourcings of electric power and in the compressed terms.

In the process of welding high quality of guy-sutures turned out due to absence in him of area of white zone of acquisition of structure and properties of highstrong cast-iron guy-sutures.

Workability of cast-iron depended on its durability and hardness. Thermite cast-iron with a ferritic structure had low durability, hardness and the best workability. Firmness of chisels from high-speed steels at sharpening of ferritic thermite highstrong cast-iron is almost in 2 times higher, than at sharpening pearlitic, and cutting effort can be increased to 50...60%. For ferritic cast-iron optimum speed of cutting arrived at 200...350 m/mines, that is to 20...25% more than pearlitic.

Cutting speed for thermite highstrong cast-iron is rotined in table 9.

The feature of thermite highstrong cast-iron was that it can be applied for making of both shallow and large details. The use of metallothermic mixture for the synthesis of thermite highstrong cast-iron in technology of making of founding's with the thermite incomes of high temperature gradient allowed to save a to 70% alloy arrived. Feed arrived by the overheated highstrong cast-iron of that chemical composition, what inundated in a form, resulted in the removal of liquation of subprofitable area. In addition, by comparison to steel this material

Table 9 Speed of cutting at treatment of thermite highstrong cast-iron

Structure of cast-iron	Cutting speed, m/mines	
	Instrument from high-speed steel of P6M5	Instrument from the hard alloy of BK8
Ferritic	45...70	90...180
Ferritic-pearlitic	35...45	60...100
Pearlitic	35...45	60...90

is more high operating characteristics – wearproofness, heat-tolerance, enhanceable anticorrosive and anti-friction properties.

Information about firmness and expense of industrial rental highstrong rollers of the thermite incomes made with the use of technology is indicated in table 10.

Table 10 Firmness and expense of rental billows, made on experimental technology

Type of rental	Uptime rollers from thermite cast-iron	Expense of rollers on 1 t of rental, kg
Dynamo steel	410	23,5
Transformer steel	560	12,7
Tin	320	33,2
Roofing steel	1490	6,7

Hardness of worker of layer of rollers from the bleached highstrong cast-iron was 380...410 HV.

Conclusions: 1. In theory and possibility of the use of thermite highstrong cast-iron is experimentally well-proven not only for the receipt of foundings, welding but also for the use of the overheated fusion in technology of thermite incomes of high temperature gradient. 2. Physical and mechanical properties of thermite highstrong cast-iron are set is a closeness, coefficient of thermal expansion, heat conductivity, dependence of heat conductivity and electrical resistivity from a temperature and chemical composition, magnetic properties; mechanical properties are durability, hardness, relative lengthening, shock viscosity, limit of fluidity depending on the structure of cast-iron and temperature of its use. 3. Technological properties of thermite cast-iron are set, namely fluidity and influence on it of temperature, linear expansion and linear shrinkage, workability of cast-iron and other 4. The change of some official properties of thermite cast-iron is set depending on a structure and chemical composition (tireless durability and other). 5. Application of highstrong thermite cast-iron in technology of making of rental rollers allowed to save material, which was expended on an income, removed the liquation of subprofitable area, replenish the supply and heated a roller and positively influenced on an uptime rollers at diminishing of their expense.

1. M.Z.Zolkover, A.S.Gridunov, S.O. Byl'nickiy-Birulya, The Shaped Casting from Thermite Steels, Dorizdat, Moscow (1950) [in Russian].
2. A.S.Dubrovin, Metallotermija spetsialnyh splavov. Theljabinsk, YuRGU (2002) [in Russian].
3. Yu.Yu.Zhiguc, Alloys synthesized metalotermieyu and by SHS-processes. Grazhda, Uzhgorod (2008).
4. A.G.Merzhanov, Tverdoplamenoe gorenje. ISMAN, Thernogolovka (2000) [in Russian].
5. Yu.Yu. Zhiguts, Lit. Proizvodstvo, 5, (2007) [in Russian].
6. Yu.Yu.Zhiguts, Visti Akad. Inzh. Nauk Ukrainy, 32 (2007) [in Ukraine].
7. Yu.Zhiguts, I.Kurytnik, Arch. Found. Engin. Polish Acad. Sciences, 2, 8 (2008).
8. Yu.Zhiguts, V.Shirokov, Machinostroyeniye, 4 (2005).
9. I. Amato, D. Martorana, M. Rossi, Powder metallurgy, 18, 3. (1975) 339 p.
10. Y.Miyamoto, S.Kanehira, O.Yamaguchi. Development of Recycling Process for Industrial Wastes by SHS. Journal SHS (2000).
11. V.I.Itin, Yu.S.Najborodenko, A.D.Brathikov, Issledovanie gorenija kompozitsionnyh system. Fiz. Goreniya i Vzryva 8. 37, 4 (2001) [in Russian].
12. V.A.Pogergin, Metallotermicheskie sistemy. Moscow (19592) [in Russian].
13. P.L.Longland, A.I. Moulson, J. Mater. Science, 13, 10. (1978). p. 2279-2284.
14. L.J.Kashporov, Yu.E.Sheludsk, V.V.Uhov, Osobennosti gorenija smesej na osnove aljuminija. Fiz. Goreniya i Vzryva, 30, 6 (1994) [in Russian].

Стаття надійшла до редакції 28.04.2013.

УДК 620.191.33

О.Л. Білий

ВПЛИВ ФОРМИ ТРІЩИНИ НА ДОВГОВІЧНІСТЬ СТРИЖНІВ

У роботі запропоновано критерій оцінювання міцності та надійності конструкцій з тріщиноподібними дефектами на основі показника „опірності елемента конструкції росту тріщини”, який є характеристикою швидкості зміни коефіцієнта інтенсивності напружень біля вершини тріщини під час її росту у конкретному конструктивному елементі. За зміною цього параметра залежно від геометрії конструктивного елемента та способу його навантаження, форми і розташування тріщиноподібного дефекту можна порівняльно оцінювати ризик руйнування конструкцій чи їх компонентів, зокрема стрижнів а також формулювати вимоги до процедури їх технічної діагностики під час експлуатації. Наведено приклади оцінювання залишкової довговічності та ризику руйнування пошкоджених стрижнів із урахуванням експлуатаційних чинників (характер навантаження, дія робочих середовищ, стан матеріалу тощо).

Ключові слова: елементи конструкцій; тріщиноподібні дефекти; швидкість росту тріщини; коефіцієнти інтенсивності напружень; показник опірності матеріалу росту тріщини.

Форм. 5. Рис. 2. Табл. 1. Літ. 10.

О.Л. Билый

ВЛИЯНИЕ ФОРМЫ ТРЕЩИНЫ НА ДОЛГОВЕЧНОСТЬ СТЕРЖНЕЙ

В работе предложен критерий оценки прочности и надежности конструкций, которые содержат трещиноподобные дефекты на основе показателя "сопротивляемости элемента конструкции роста трещины", что является характеристикой скорости изменения коэффициента интенсивности напряжений около вершины трещины на протяжении ее роста в конкретном конструктивном элементе. По изменению этого параметра в зависимости от геометрии конструктивного элемента и способа его нагрузки, формы и расположения трещиноподобного дефекта можно сравнительно оценивать риск разрушения конструкций или их компонентов, в частности стержней, а также формулировать требования к процедуре их технической диагностики во время эксплуатации. Приведены примеры оценки остаточной долговечности и риска разрушения поврежденных стержней с учетом эксплуатационных факторов (характер нагрузки, действие рабочих сред, состояние материала и т.д.).

Ключевые слова: элементы конструкций; трещиноподобные дефекты, скорость роста трещины; коэффициенты интенсивности напряжений, показатель сопротивляемости материала роста трещины.

O. Bilyy

INFLUENCE OF CRACKS SHAPE ON DURABILITY OF BARS

In the work the criterion for assessment of the strength and reliability of structures with crack-like defects is proposed on the base of a concept „resistance of structural element to crack growth”, which is a characteristic of the variation rate of the stress intensity factor change at the crack tip during its development in a considered structural element. Basing on the dependence of this parameter on the geometry of structural element and a mode of its loading and also on the shape and location of crack-like defects it is possible to assess the fracture risk of the structures or their components, including bars, and also to formulate the requirements to the procedure of the technical diagnostics of structures during their operation. The examples of the assessment of residual lifetime and fracture risk assessment of defected bars with account of the operation factors (loading mode, influence of environments, material state, etc.) are presented.

Key words: structural elements, crack defects, crack growth rate, stress intensity factor; index material crack growth resistance.

Проблема надійної та безпечної роботи різноманітного обладнання, є актуальною як для України, так і для інших країн [3]. Плановий ресурс експлуатації обладнання вичерпується, і в останні роки виявляється все більша кількість пошкоджень різноманітного характеру [1]. Як відомо, проектування елементів конструкцій для їх роботи в заданих умовах експлуатаційних навантажень проводиться на основі підходів механіки суцільного середовища. Однак, кожен конструктивний елемент завжди містить певні дефекти, що утворюються як на стадії його виготовлення, так і на стадії подальшої експлуатації [3]. У зв'язку з цим, для забезпечення надійної та безаварійної роботи обладнання необхідні кількісні підходи до оцінювання ступеня небезпеки виявлених тріщиноподібних дефектів. Також виникає потреба в методах експрес-аналізу, які, ґрунтуючись на даних неруйнівного контролю чи відомостях про стан досліджуваної поверхні матеріалу зможуть дати оцінку тому чи іншому дефекту та залишковому ресурсу конструктивного елемента чи конструкції в цілому.

Як правило зі збільшення потужності виробництва, на елементи конструкцій зростає вплив різноманітних факторів, що призводять до небажаних наслідків (поломки, аварії тощо). Технічна діагностика [1, 3] технологічного обладнання засвідчують, що в елементах конструкцій зростає кількість, так званих нетрадиційних пошкоджень, які не прогнозують нормативні інструкції та документи і виникають внаслідок тривалої роботи устаткування, або різноманітних відхилень від експлуатаційних режимів. Такі пошкодження, здебільшого, мають корозійно-механічну природу і

утворюються, в першу чергу, в місцях підвищеної концентрації напружень, що спричинена конструктивними особливостями або технологією виготовлення деталі. [2].

Методичні аспекти роботи. У роботах [5, 7] проведено аналіз по визначенню КІН для типових елементів конструкцій – стрижнів, що широко використовуються як в будівельній, так і в енергетичній галузях промисловості. Однак дані дослідження не дають чіткої відповіді по подальшому оцінюванню довговічності таких елементів конструкції. Для такої оцінки в даній роботі наведені аналітичні співвідношення для КІН K_I та швидкості їх зміни dK_I/da біля вершини тріщини розміром a у конструктивних елементах (тут a – характерний розмір тріщиноподібного дефекту). Розглянуто типові випадки – стрижні з дефектами різних форми та розташування за умов дії квазістатичних навантажень. Така аналітична база слугує для оцінювання міцності та надійності стрижнів із тріщиноподібними дефектами за запропонованим показником „опірності елемента конструкції росту тріщини” [3, 8, 9, 10], який є характеристикою швидкості зміни КІН K_I біля вершини тріщини довжиною a під час її росту у конкретному конструктивному елементі.

Аналітичні співвідношення. У даній роботі були розглянуті випадки стрижнів під дією розтягу, кожен з яких містить в собі тріщини різної форми, а саме: пряма фронтальна тріщина в стрижні за розтягу; кутова фронтальна тріщина у стрижні за розтягу; замкнута кільцева тріщина у стрижні за розтягу.

I випадок. Пряма фронтальна тріщина в стрижні за розтягу. Для цієї схеми (рис. 1а) за умови $0,0625 \leq \frac{a}{2r} \leq 0,625$ КІН розраховують так [5]:

$$K_I = (Y\sigma) \sqrt{\pi a}, \quad (1)$$

$$Y\sigma = (Y\sigma)_p + (Y\sigma)_s; \quad (Y\sigma)_p = [k_{tm}M_mP_m + k_{tb}M_b\{P_b + (k_m - 1)P_m\}];$$

$$(Y\sigma)_s = M_mQ_m + M_bQ_b;$$

де

$$M_m = 0,926 - 1,771\left(\frac{a}{2r}\right) - 26,421\left(\frac{a}{2r}\right)^2 - 78,481\left(\frac{a}{2r}\right)^3 + 87,911\left(\frac{a}{2r}\right)^4;$$

$$M_b = 1,04 - 3,64\left(\frac{a}{2r}\right) + 16,86\left(\frac{a}{2r}\right)^2 - 32,59\left(\frac{a}{2r}\right)^3 + 28,41\left(\frac{a}{2r}\right)^4.$$

Швидкість зміни КІН (рис. 1а) обчислюємо так:

$$\frac{dK_I}{da} = \frac{d(Y\sigma)}{da} \sqrt{\pi a} + \frac{1}{2}(Y\sigma) \sqrt{\frac{\pi}{a}}. \quad (2)$$

Тут Θ – параметричний кут по фронту тріщини; P_m, Q_m – первинне та вторинне мембранні навантаження; P_b, Q_b – первинне та вторинне згинальні навантаження; k_{tm}, k_{tb} – мембранні та згинальні коефіцієнти концентрації напружень; M_{km}, M_{kb} – мембранні та згинальні КІН, що з’являються в місцях локальної концентрації напружень; M_m – корекційний коефіцієнт залежно від геометрії тріщини та близькості до поверхні; k_m – коефіцієнт збільшення напруження залежно від розрегульованості.

II випадок. Кутова фронтальна тріщина у стрижні за розтягу. Для цієї схеми (рис. 1б) КІН (якщо $\frac{a}{2r} < 0,6$) розраховують за співвідношенням (1) [5], де

$$Y\sigma = (Y\sigma)_p + (Y\sigma)_s; (Y\sigma)_p = [k_{tm}M_mP_m + k_{tb}M_b\{P_b + (k_m - 1)P_m\}];$$

$$(Y\sigma)_s = M_mQ_m + M_bQ_b;$$

$$M_m = g \left[0,752 + 2,02 \left(\frac{a}{2r} \right) + 0,37 \left[1 - \sin \left(\frac{\pi a}{4r} \right) \right]^3 \right];$$

$$M_b = g \left[0,923 + 0,199 \left[1 - \sin \left(\frac{\pi a}{4r} \right) \right]^4 \right]; g = \frac{1,84}{\pi} \sqrt{\frac{\operatorname{tg} \left(\frac{\pi a}{4r} \right)}{\cos \left(\frac{\pi a}{4r} \right)}}.$$

Швидкість зміни КІН (рис. 1б) обчислюємо за співвідношенням (2).

III випадок. Замкнута кільцева тріщина у стрижні за розтягу. Для схеми на рис. 1в використовують залежності (1) для визначення КІН [7], де

$$Y\sigma = (Y\sigma)_p + (Y\sigma)_s; (Y\sigma)_p = [k_{tm}M_mP_m + k_{tb}M_b\{P_b + (k_m - 1)P_m\}];$$

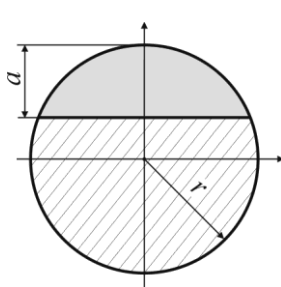
$$(Y\sigma)_s = M_mQ_m + M_bQ_b;$$

$$M_m = \frac{r^{1,5}}{2(r-a)^{1,5}} \left\{ 1 + 0,5 \left(\frac{r-a}{r} \right) + 0,375 \left(\frac{r-a}{r} \right)^2 - 0,363 \left(\frac{r-a}{r} \right)^3 + 0,731 \left(\frac{r-a}{r} \right)^4 \right\};$$

$$M_b = \frac{0,375r^{2,5}}{(r-a)^{2,5}} \left\{ 1 + 0,5 \left(\frac{r-a}{r} \right) + 0,375 \left(\frac{r-a}{r} \right)^2 - 0,313 \left(\frac{r-a}{r} \right)^3 + \right.$$

$$\left. + 0,273 \left(\frac{r-a}{r} \right)^4 + 0,537 \left(\frac{r-a}{r} \right)^5 \right\}.$$

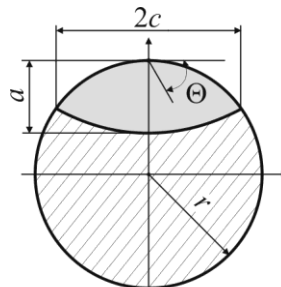
Швидкість зміни КІН (рис. 1в) відповідно обчислюємо за співвідношенням (2)



а)

Випадок I

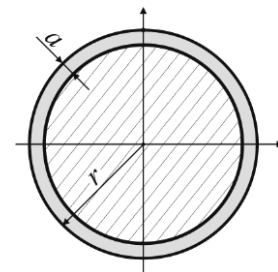
Рис. 1а. Круглий стрижень за розтягу з прямою фронтальною тріщиною: a – глибина тріщини; r – радіус стрижня.



б)

Випадок II

Рис. 1б. Круглий стрижень з кутовою фронтальною тріщиною: a – глибина тріщини; $2c$ – її ширина; r – радіус стрижня; Θ – параметричний кут по фронту тріщини.



в)

Випадок III

Рис. 1в. Круглий стрижень із замкнутою кільцевою тріщиною: a – глибина тріщини; r – радіус стрижня.

Аналіз результатів та їх обговорення. У роботі для розглянутих випадків з тріщиноподібним дефектом заданої форми і розташування побудовано відповідні безрозмірні залежності типу $(\sqrt{t}/\sigma) \cdot (dK_I/da) = F(a/2r)$; σ – прикладене зовнішнє навантаження. Такі залежності мають таку особливість. У них завжди існує деякий розмір дефекту $(a/2r)_*$, починаючи з якого різко зростає швидкість зміни КІН K_I . Цей розмір розглядали як характеристичний для оцінювання міцності та надійності стрижнів з тріщиноподібними дефектами. Дефект для якого значення $(a/2r)_*$ є найменшим, вважали найнебезпечнішим щодо

ризик руїнування конструктивного елемента. На цій підставі залежно від геометрії конструктивного елемента, способу його навантаження, форми та розташування тріщиноподібного дефекту можна порівняти небезпеку дефектів та ризик руїнування стрижнів, у випадках наявності тріщиноподібних дефектів.

Для круглих стрижнів з тріщинами, що знаходяться під дією одновісного розтягу [5, 7], найнебезпечніша кільцева тріщина, коли значення характеристичного параметра $(a/2r)_*$ є найменшим (рис. 2).

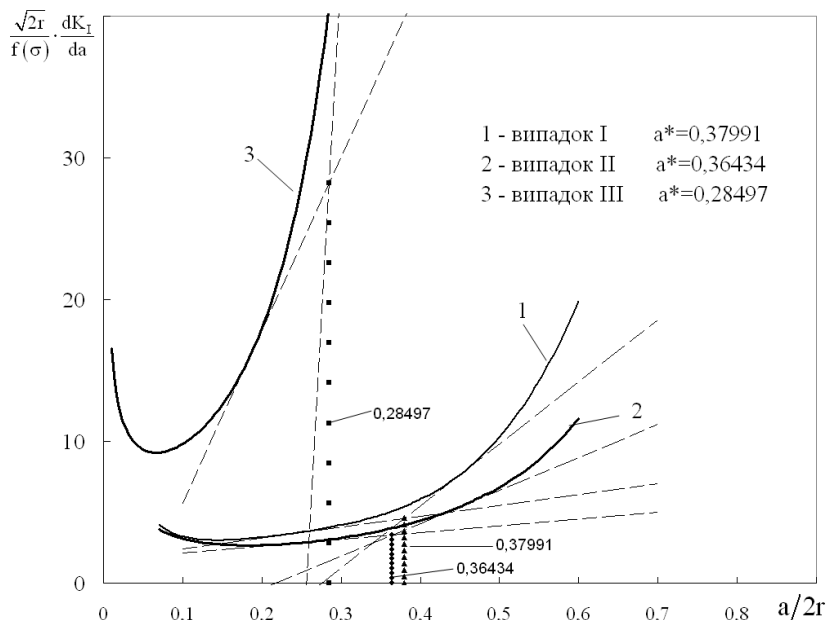


Рис. 2. Порівняльне оцінювання небезпеки різних за формою та розташуванням тріщиноподібних дефектів у круглих стрижнях за розтягу: 1 – стрижень з прямою фронтальною тріщиною; 2, 3 – з кутовою фронтальною і кільцевою тріщинами.

Для прикладу практичної реалізації оцінювали довговічність круглих стрижнів радіусом $r = 40$ мм, виготовлених зі сталі 12Х1МФ, за розтягу напруженнями $\sigma = 0,5 \cdot \sigma_{0,2}$ у водних середовищах різного складу [4, 6]. Розрахунки виконували на основі відомої формули [3], яка передбачає досягнення умов спонтанного (катастрофічного) руїнування конструктивного елемента, тобто

$$N_{fc} = \int_{a_{th}}^{a_{fc}} \frac{da}{F(\Delta K_I)}, \quad (4)$$

де N_{fc} – кількість циклів навантаження до руїнування конструктивного елемента; a_{th} та a_{fc} – відповідно пороговий та критичний розмір тріщини; $F(\Delta K_I)$ – відома функція КІН ΔK_I , яка описує швидкість росту втомної тріщини в даному матеріалі, коли задані умови випробування. Окрім цього, для кожного розглянутого випадку розраховано період (кількість циклів навантаження) N_* , за якого тріщиноподібний дефект досягає характеристичного розміру a_* , починаючи з якого різко зростає швидкість зміни КІН K_I . Величину N_* розраховували за аналогічною до (4) формулою:

$$N_* = \int_{a_{th}}^{a_*} \frac{da}{F(\Delta K_I)}. \quad (5)$$

Слід зазначити, що значення a_* залежить тільки від геометрії конструктивного елемента і способу його навантаження, а також від форми та розташування тріщиноподібного дефекту, а a_{fc} – від тих самих чинників, а також від матеріалу та умов його випробування. Тому під час розгляду конкретних конструктивних елементів, виготовлених із заданого матеріалу і які знаходяться у визначених експлуатаційних умовах (середовище заданого складу, температура, тип

навантаження тощо), значення параметра a_* може формально бути меншим або більшим від критичного розміру дефекту a_{fc} .

Таблиця 1. Дані для розрахунку довговічності стрижнів ($r = 40$ мм), виготовлених зі сталі 12Х1МФ, із тріщиноподібними дефектами різної форми ($\sigma = 0,5 \cdot \sigma_{0,2} = 130$ МПа)

Схема стрижня з дефектом	Середовище	a_{th} , мм	a_* , мм	a_{fc} , мм	N_* , тис. циклів	N_{fc} , тис. циклів
Випадок I	1	31,07	15,20	32,00	–	866,62
	2	9,68	15,20	32,00	3169,70	4896,80
Випадок II	1	8,75	14,56	32,00	3404,04	5500,07
	2	1,62	14,56	5,96	–	189,45
Випадок III	1	3,48	11,40	17,12	1544,90	1575,14
	2	1,00	11,40	2,55	–	35,10

1 – повітря; 2 – $H_2O + NH_3$ до рН9 + 100 мг/кг N_2H_4

Було виявлено, що найнебезпечнішим є кільцевий тріщиноподібний дефект (табл. 1). Для розглянутих випадків залишкова довговічність стрижня із таким дефектом є найменша порівняно з іншими типами тріщин.

Висновки. На основі чисельно-аналітичної моделі запропоновано критерій оцінювання довговічності конструкційних елементів, зокрема стрижнів. Такі оцінки засновані на підходах механіки руйнування і можуть бути використані для експрес-аналізу різноманітних елементів конструкцій. Ґрунтуючись на даних неруйнівного контролю чи відомостях про стан досліджуваної поверхні матеріалу дані оцінки зможуть дати інформацію про той чи інший дефект та залишковий ресурс роботи конструктивного елемента чи конструкції в цілому. Так, наприклад, в роботі виявлено, що найбільш несприятливим є кільцевий тріщиноподібний дефект для стрижнів підданих розтягу.

1. Вайнман А.Б. Современное состояние проблемы коррозии металла пароводяного тракта энергоблоков СКД ТЭС Украины // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2002. – Спец. вип. № 3. – С. 44-50.
2. Дмитрах І.М. Вплив корозійних середовищ на локальне руйнування металів біля концентраторів напружень / І.М. Дмитрах, В.В. Панасюк – Львів: Національна академія наук України. Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка. – 1999. – 341 с.
3. Механіка руйнування і міцність матеріалів: [Довідн. посібник / Під заг. ред. В.В. Панасюка.] Том 7: Надійність та довговічність елементів конструкцій теплоенергетичного устаткування / І.М. Дмитрах, А.Б. Вайнман, М.Г. Стащук, Л. Тот; під ред. І.М. Дмитраха. – Київ: ВД „Академперіодика”, 2005. – 378 с.
4. Dmytrakh I. M., Vainman A. B., Vovk R. I. Degradation of corrosion fatigue crack growth resistance of a power plants pipe-line steel under operating conditions // Fracture from Defects: 12th European Conf. on Fracture (ECF-12), 14–18 Sept., 1998: Sheffield (UK): proceedings. – Sheffield (UK): EMAS Publishing, 1998. – P. 1145–1150.
5. James L. A., Mills W. J. Review and synthesis of stress intensity factor solutions applicable to cracks in bolts // Eng. Fract. Mech. – 1988. – 30. – P. 641–653.
6. Panasyuk V. V., Dmytrakh I. M., Fedorova V. A. et al. Assessment of corrosion damage liability and corrosion crack resistance of corrosion-resistant build-up- and reactor steel welded combination // Problems of Mat. Sci. (Russia). – 2007. – № 3 (51). – P. 218–226.
7. Toribio J. Effect of crack shape and loading conditions on the stress intensity factor for a cracked bolt // Offshore mechanics and arctic engineering: 11th international conference (OMAE'92), 7–12 June, 1992: Calgary (Canada): proceedings [Ed. by Barbas et al.]. – New-York (USA): ASME, 1992. – V. III-B (Materials Engineering). – P. 363–370.
8. Toth L. Crack propagation sensitivity index as the tool to promote the fracture mechanics concepts // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2001. – 37, № 2. – С. 63–68.
9. Toth L. Describing the fatigue crack growth circumstances by damage process // GEP. – 1981. – 33. – P. 257–262.
10. Toth L. Reliability assessment of cracked structural elements under cyclic loading // Handbook of Fatigue Crack Propagation in Metallic Structures / Ed. by A. Carpinteri. – Elsevier, 1994. – P. 1643–1683.

Стаття надійшла до редакції 28.04.2013.

УДК 620.178.1

В.А. Винар, М.Я. Головчук, Х.Б. Василів, В.І. Закієв, Н.Б. Рацька
ЗМІНА МІКРОМЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ПОВЕРХНЕВИХ ШАРІВ Fe, Cu I Ti
ПІСЛЯ ЕЛЕКТРОЛІТИЧНОГО НАВОДНЮВАННЯ

Досліджували вплив електролітичного наводнювання упродовж 1 год за густини струму 1 А/дм² на механічні характеристики мікро- і субмікрооб'ємів поверхневих шарів армко-заліза, титану та міді. Наводнювання армко-заліза призводить до зростання внутрішніх напружень стиску у приповерхневому шарі, що проявляється у підвищенні мікротвердості на 10% і зниженні пластичності металу. Після наводнювання титану внутрішні напруження зростають на 19%, що призводить до підвищення мікротвердості на 20% та модуля пружності на 15%. Водночас на 40% знижується робота відновлення об'єму після пружної деформації, що призводить до тріщиноутворення і крихкого руйнування поверхневих шарів. Помітної різниці між механічними параметрами міді у вихідному стані і після наводнювання не виявлено.

Ключові слова: електролітичне наводнювання, армко-залізо, титан, мідь, наноінденування, мікротвердість за Меєром, модуль Юнга

Рис. 10. Табл. 3. Літ. 16.

В.А. Вынар, М.Я. Головчук, Х.Б. Василив, В.И. Закиев, Н.Б. Рацька
ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОМЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ
Fe, Cu И Ti ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОГО НАВОДОРОЖИВАНИЯ

Исследовали влияние электролитического наводороживания в течение 1 ч при плотности тока 1 А/дм² на механические характеристики микро- и субмикрообъемов поверхностных слоев армко-железа, титана и меди. При наводороживании армко-железа на 9,6 % увеличиваются внутренние напряжения сжатия, на 10% повышается микротвердость, на 6% снижается степень пластичности. После наводороживания титана внутренние напряжения возрастают на 19%, что приводит к повышению микротвердости на 20% и модуля упругости на 15%. Одновременно на 40% снижается работа восстановления объема после упругой деформации, что приводит к образованию трещин и хрупкому разрушению поверхностных слоев. Заметной разницы между механическими параметрами меди в исходном состоянии и после наводороживания не обнаружено.

Ключевые слова: электролитическое наводороживание, армко-железо, титан, медь, наноиндентирование, микротвердость за Меером, модуль Юнга

V. Vynar, M. Golovchuk, Ch. Vasyliv, V. Zakiyev, N. Ratska
CHANGE OF MICROMECHANICAL PROPERTIES OF Fe, Cu AND Ti SURFACE
LAYERS AFTER ELECTROLYTIC HYDROGENATION

Effect of electrolytic hydrogenation for 1 h at a current density of 1 A/dm² on the mechanical properties of micro- and submikrovolume surface layers of Armco iron, titanium and copper has been investigated. Internal compressive stress Armco iron after hydrogenation increase 9.6%, microhardness - 10%, degree of plasticity decrease 6 %. Internal stresses of titanium after hydrogenation increase by 19%, resulting in higher microhardness by 20% and elastic modulus by 15%. At the same time the volume regeneration work after the elastic deformation reduced by 40%, which leads to cracking and brittle fracture of surface layers. Significant difference between the mechanical parameters of copper in the initial state and after hydrogenation were not found.

Keywords: electrolytic hydrogenation, Armco iron, titanium, copper, nanoindentation, microhardness for Mayer, Young's modulus

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Ресурс працездатності машин і механізмів суттєво залежить від зносотривкості елементів трибовузлів і стабільності їх функціонування. Трибологічна поведінка деталей визначається фізико-механічними властивостями поверхневих шарів товщиною до 0,1 мм, у яких локалізуються контактні процеси [1]. Під час тертя мікрОВиступи поверхні зазнають напружень вздовж різних напрямків, які змінюються від стиску до розтягу і викликають пошкодження поверхні [2]. Опір руйнуванню і характер пошкоджень визначаються насамперед мікромеханічними характеристиками поверхневих шарів, роботою пружного і пластичного деформування мікрОВиступів. Ці величини можуть суттєво змінюватися в результаті впливу компонентів середовища. Зокрема, суттєві, часто непрогнозовані зміни фізико-механічних і хімічних властивостей металів спостерігаються за водневого впливу [3]. Водень абсорбується поверхнями тертя і пришвидшує їх руйнування внаслідок окрихчування, блістерінгу, гідридоутворення [4-7]. Характер пошкоджень залежить від природи металу, розчинності водню, здатності до гідридоутворення. Особливо чутливими до наводнювання є армко-залізо та гідридоутворюючі метали (титан, ніобій, цирконій та ін). У першому випадку водень накопичується у надрівноважних концентраціях у кристалічній ґратці металу, що призводить до утворення блістерів, у другому гідридне перетворення супроводжується об'ємним ефектом і тріщиноутворенням. Низька розчинність водню у міді, алюмінії забезпечує їх стійкість до наводнювання [8-9].

© В.А. Винар, М.Я. Головчук, Х.Б. Василів, В.І. Закієв, Н.Б. Рацька

Сучасними методами дослідження фізико-механічних властивостей металів у мікро- і субмікрооб'ємах є динамічне наноіндентування, що полягає у прецизійному силовому впливі на матеріал з одночасною реєстрацією його деформації з нанометровою роздільною здатністю, та скретч-метод, що базується на безперервній реєстрації сили опору руху індентора по поверхні з заданим навантаженням і швидкістю переміщення [10-12]. Методи дозволяють визначати механічні характеристики тонких поверхневих шарів металів, роботу пружного і пластичного деформування мікроступів, що важливо для встановлення закономірностей і механізмів трибологічної поведінки металів за водневого впливу.

Метою дослідження є вивчення впливу водню на механічну поведінку мікро- і субмікрооб'ємів поверхневих шарів армко-заліза, титану та міді методами наноіндентування.

Методика експерименту. Електролітичне наводнювання попередньо відпалених зразків армко-заліза, титану ВТ1-0 та міді реалізували шляхом катодної поляризації з використанням свинцевого анода за кімнатної температури в 1 N розчині H_2SO_4 з 10 мг/л As_2O_3 . Тривалість поляризації 1 год, густина струму 1,0 А/дм². Концентрацію водню у металі визначали методом локального мас-спектрального аналізу на установці ЭХО-4М з використанням лазерного мікророзonda – екстрактора.

Для визначення механічних властивостей поверхневих шарів застосовували дюрометрію (твердомір ПМТ-3) та метод динамічного індентування [10-11]. Він ґрунтується на автоматичній реєстрації діаграми навантаження $P = f(h)$, де P – навантаження на індентор, h – глибина його впровадження у поверхню досліджуваного матеріалу (рис. 1). Основна перевага методу полягає в тому, що твердість визначається в момент максимального заглиблення наконечника (h_{max}), тобто до початку пружного відновлення матеріалу. Діаграма дає інформацію про роботу, витрачену індентором на подолання опору матеріалу A_{plast} (площа під гілкою навантаження) і роботу, витрачену матеріалом на відновлення своїх властивостей $A_{пруж}$ (площа під гілкою розвантаження) (рис. 1). За цими даними визначають ступінь пластичності поверхні ϵ згідно формули $\epsilon = (A_{plast} - A_{пруж}) / A_{plast}$. Значення мікротвердості за Меєром знаходиться як відношення максимального навантаження P_{max} до площі проекції відбитка A ; модуль Юнга визначається, як $E = S / 2\sqrt{\pi A}$, де S – тангенс кута нахилу початкової ділянки кривої розвантаження.

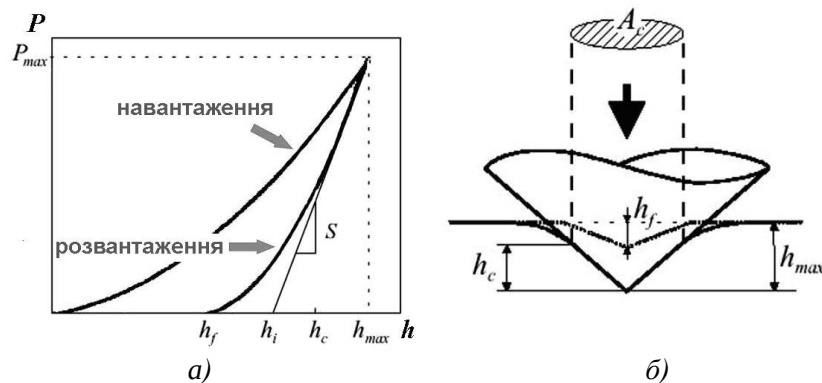


Рис. 1. Діаграма навантаження (а) і переріз відбитка (б) при динамічному індентуванні: h_{max} , h_c , h_f – максимальне заглиблення наконечника, пружна і пластична складові деформації, s – тангенс кута нахилу початкової ділянки гілки розвантаження.

Крім того, застосовували скретч-метод, що базується на безперервній реєстрації сили опору руху індентора по поверхні з заданим навантаженням (1 Н) і швидкістю переміщення (0,2 мм/с). Метод поєднували з визначенням сили тертя, об'єму витісненого індентором матеріалу та параметрів шорсткості поверхні, яка формується на дні подряпини [7].

Експериментальні результати та їх обговорення.

Армко-залізо. В результаті катодної поляризації за густини струму 1 А/дм² та тривалості 1 год водень адсорбується армко-залізом у надрівноважних концентраціях [14]. Надлишковий газ молізується у мікрodefектах, створюючи там тиск, що перевищує межу міцності σ_B [15]. При цьому на поверхні спостерігається блістерінг. Мікротвердість металу підвищується порівняно з вихідним станом, проте дефекти структури спричиняють значний розкид даних (рис.2).

Методом динамічного індентування встановлено, що після наводнювання за густини струму 1 А/дм² упродовж 1 год опір металу деформації збільшується (рис.3). Оклюдований водень

збільшує внутрішні напруження у кристалічній ґратці армко-заліза майже на 10% (табл.1). Це призводить до підвищення мікротвердості (за Меєром) на 10% і модуля пружності на 3,7%, а також зниження ступеня пластичності поверхні ε з 0,901 до 0,847. Водночас зростає робота відновлення об'єму матеріалом після деформації $A_{\text{пруж}}$. Це пов'язано з в'язко-пружним відновленням (релаксацією) субмікрооб'ємів поверхневих шарів металу після навантаження (ділянка АВ кривої розвантаження 2 (рис.3)).

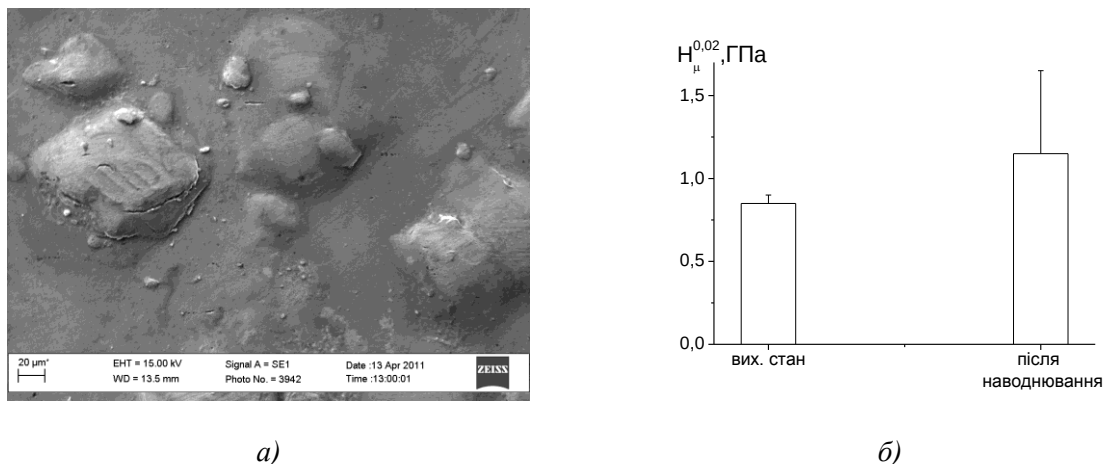


Рис. 2. Мікроструктура поверхні (а) та мікротвердість (б) армко-заліза після наводнювання.

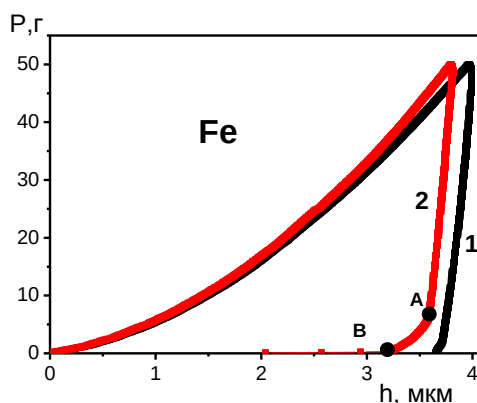


Рис. 3. Діаграми навантаження армко заліза у вихідному стані (1) та після наводнювання (2).

Таблиця 1. Характеристики заліза, визначені методом динамічного індування

Армко-залізо	h_{max}^* , мкм	h_f , мкм	$H_{\text{Меєр}}$, ГПа	E , ГПа	$A_{\text{пласт}}$, Дж	$A_{\text{пруж}}$, Дж	ε	σ_n , ГПа
Вихідний стан	3,992	3,650	1,395	101,0	75,39	7,45	0,901	0,339
Наводнювання	3,815	2,043	1,535	104,7	70,45	10,83	0,847	0,371

h_{max} – максимальне заглиблення наконечника; h_f – глибина відбитка; $H_{\text{Меєр}}$ – мікротвердість за Меєром; E – модуль Юнга; $A_{\text{пласт}}$ і $A_{\text{пруж}}$ – робота пластичної і пружної деформацій, ε – ступінь пластичності поверхні; σ_n – внутрішні напруження.

При русі індентора по поверхні армко заліза виникає сила тертя 10 сН, коливання якої досягають до 9 %. Після наводнювання сила тертя зменшується на 15-20%, проте її осциляція дещо зростає внаслідок присутності блістерів на поверхні (рис. 4, а). Параметр шорсткості R_a , який формується у заглибині треку змінюється з $R_a(1)=3.258$ у вихідному стані до $R_a(2)=4.057$ після наводнювання.

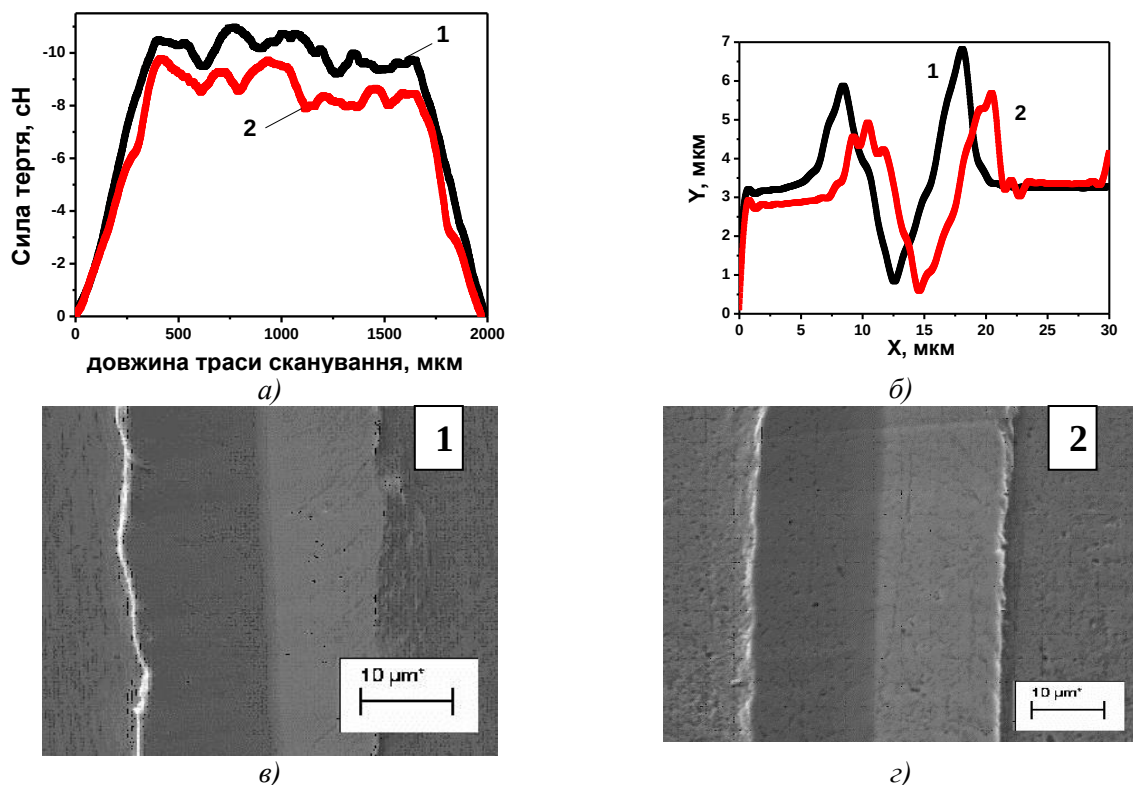


Рис. 4. Залежність сили тертя від шляху взаємодії індентора з поверхнею армко заліза (а), профілограми (б) та топографії (в, г) сліду від індентора: 1 – метал у вихідному стані; 2 – після наводнювання за густини струму 1 А/дм^2 упродовж 1 год.

Витискання наводненого матеріалу (рис. 4, б) з зони контактування знижується порівняно з ненаводненим. Топографія сліду від трека на ненаводненому зразку (рис. 4, в) свідчить про пластичний вихід матеріалу та формування відбитку з боковими напливами, що збільшує вихід матеріалу з зони взаємодії на 20-25% у порівнянні з наводненим матеріалом. Профілограма наводненого металу свідчить про крихке руйнування поверхні при русі індентора.

Таким чином, електролітичне наводнювання армко-заліза за густини струму 1 А/дм^2 упродовж 1 год призводить до зростання внутрішніх напружень стиску у приповерхневому шарі і проявляється у підвищенні мікротвердості на 10% і зниженні пластичності металу.

Титан. Титан відноситься до групи екзотермічних металевих оклюдерів. Взаємодія водню з металом в цій системі ускладнюється утворенням гідридної фази, яка впливає головним чином на втрату його пластичності.

Після наводнювання відбувається перебудова кристалічної ґратки титану з утворенням гідридних фаз. Оскільки гідридне перетворення і супроводжується об'ємним ефектом [3], воно ініціює окрихчування матеріалу. Це підтверджує значний розкид даних по мікротвердості (рис.5).

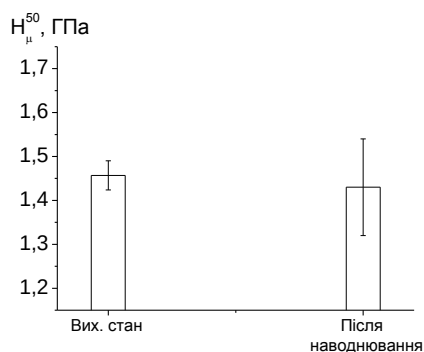


Рис. 5. Мікротвердість титану у вихідному стані та після наводнювання.

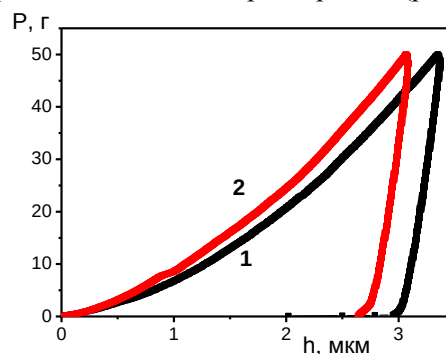


Рис. 6. Діаграми навантаження титану у вихідному стані (1) та після наводнювання (2).

Методом динамічного індентування встановлено, що в результаті наводнювання спостерігається зростання внутрішніх напружень у кристалічній ґратці на 19% порівняно з вихідним станом. Це призводить до підвищення мікротвердості (за Меєром) на 20% і модуля пружності на 15%. Водночас на 40% знижується робота відновлення об'єму матеріалом після деформації $A_{\text{пруж}}$ (табл. 2).

Таблиця 2. Характеристики титану, визначені методом динамічного індентування

Титан	h_{max} , МКМ	h_f , МКМ	$H_{\text{Меєр}}$, ГПа	E , ГПа	$A_{\text{пласт}}$, Дж	$A_{\text{пруж}}$, Дж	ε	$\sigma_{\text{н}}$, ГПа
Вихідний стан	368	2,016	2,066	9,11	62,52	1,354	0,783	0,476
Наводнювання	085	2,642	2,475	1,052	58,88	8,32	0,859	0,567

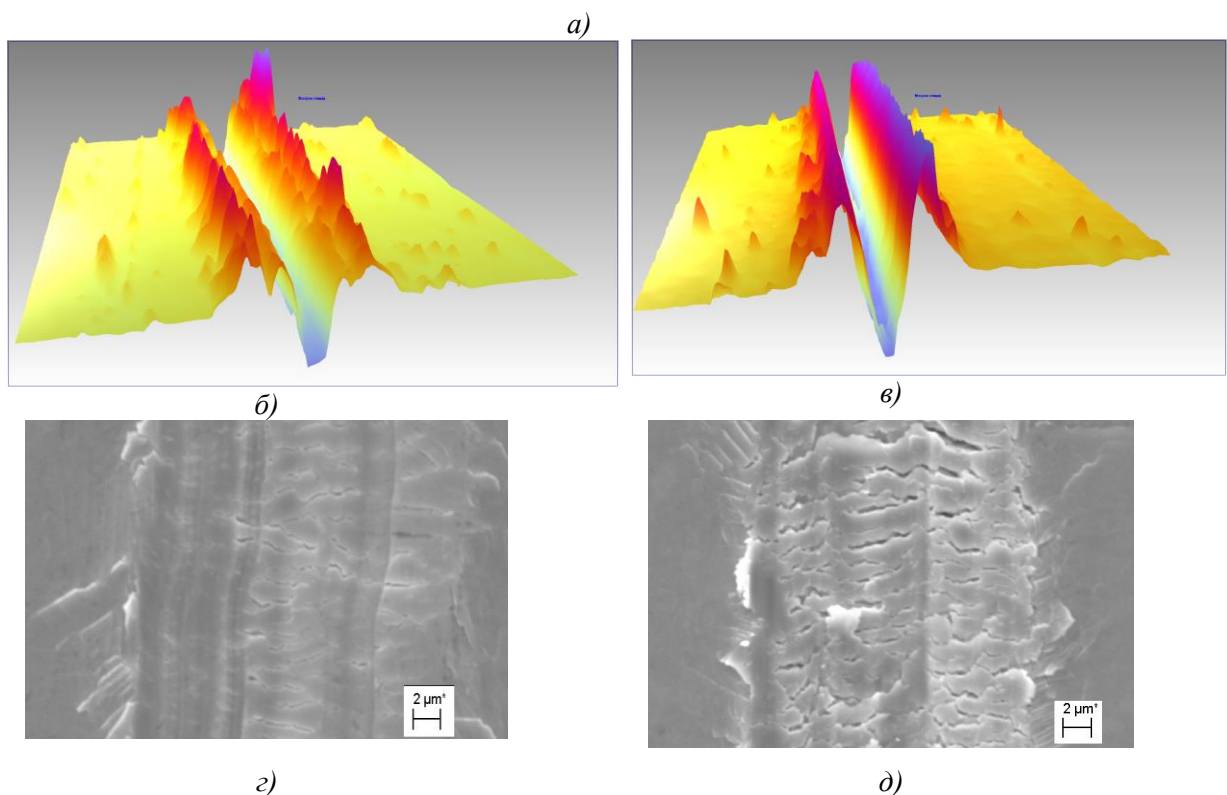
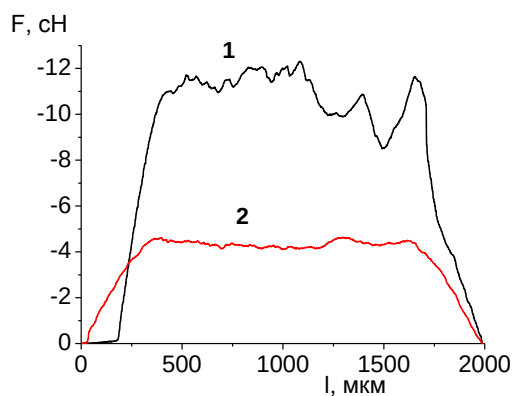


Рис. 7. Залежність сили тертя від шляху взаємодії індентора з поверхнею титану (а); та топографія сліду від індентора: б, г – титан у вихідному стані; в, д – після наводнювання.

Характер зміни сили тертя при скретч-випробуваннях до і після наводнювання суттєво відрізняється (рис.6). У першому випадку на початковому етапі голка індентора ковзає по твердій

оксидній плівці і сила тертя близька до нуля. Після руйнування плівки і деформування підповерхневих шарів металу сила тертя різко зростає, діапазон її осциляцій досягає $\pm 30\%$ (рис. 6,а). Профіль трека неоднорідний, містить розриви і нарости внаслідок мікроскоплень з індентором (рис. 6,б). Мікроструктура сліду від індентора містить сітку тріщин, розташованих перпендикулярно до напрямку його руху, які поширюються поза зону контакту на третину її ширини. Виникнення тріщин корелює зі зниженням роботи відновлення об'єму після деформації. Концентрація тріщин досягає 10...15 на кожні 10 μm трека (рис. 6,г).

Наводнювання титану знижує силу опору руйнуванню утричі, діапазон її коливань зменшується до 4%. Винесення матеріалу з зони контактування проходить без затрат великої кількості енергії на опір схоплюванню, матеріал «вигорнутий» з зони контактування. Як і у вихідному стані, після наводнювання на всій площі сліду від індентора спостерігаються поперечні тріщини. Їх ширина у наводненого металу значно більша, а площа становить 8-12% всієї площі треку (рис. 6, в, г).

При переміщенні індентора у кристалічній ґратці титану виникають напруження стиску попереду і під зоною контакту та розтягу – позаду індентора, що призводить до деформації металу і утворення тріщин. Оскільки при електролітичному наводнюванні знижується робота як пружного, так і пластичного деформування, за впливу розтягуючих напружень це призводить до розкриття тріщин на поверхні.

Мідь. Негативна дія водню на мідь проявляється за високої концентрації кисню в металі, з яким водень реагує з утворенням водяної пари, особливо за підвищених температур. Пара в металі не може ні дифундувати, ні дисоціювати, тому створює дуже високі тиски, легко руйнуючи мідь. За малих концентрацій кисню в міді негативний вплив водню на її властивості неістотний. Після електролітичного наводнювання дещо знижується мікротвердість міді (рис.8), що пов'язано з відновленням воднем поверхневої оксидної плівки.

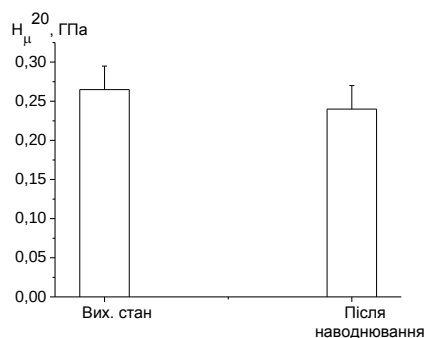


Рис. 8. Мікротвердість міді після електролітичного наводнювання.

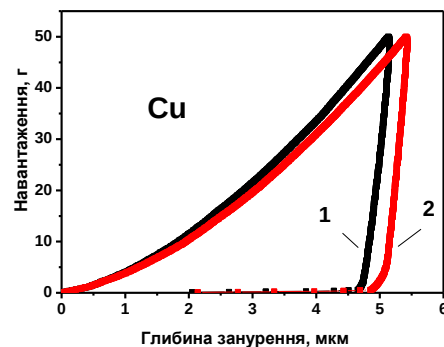


Рис. 9. Діаграми навантаження міді у вихідному стані (1) та після наводнювання (2).

За допомогою методу динамічного індентування показано, (рис. 9) що робота пластичної та пружної деформації міді після наводнювання практично не змінюється, дещо знижується мікротвердість (табл. 3).

Таблиця 3. Характеристики міді визначені за динамічного індентування

Мідь	h_{max} , МКМ	h_f , МКМ	H Меср, ГПа	E , ГПа	A_p ласт, Дж	A пруж, Дж	ϵ	σ н, ГПа
Вихідний стан	5, 156	2, 048	0, 842	5, 6,4	10, 0,24	1, 2,98	0, 871	0, 203
Наводнювання	5, 434	2, 139	0, 795	5, 4,5	10, 5,41	1, 2,43	0, 882	0, 183

У результаті скретч досліджень у вихідному стані і після наводнювання різниці між параметрами міді практично не виявлено. Значення сили тертя при скануванні співпадають (рис. 10, а), профілограми сліду подібні (рис 10, б). Деяка відмінність присутня у осциляціях сили тертя, що пов'язано із відновленням оксидних плівок на поверхні та пластифікації поверхневого шару, яке не вносить коректив у значення сили тертя.

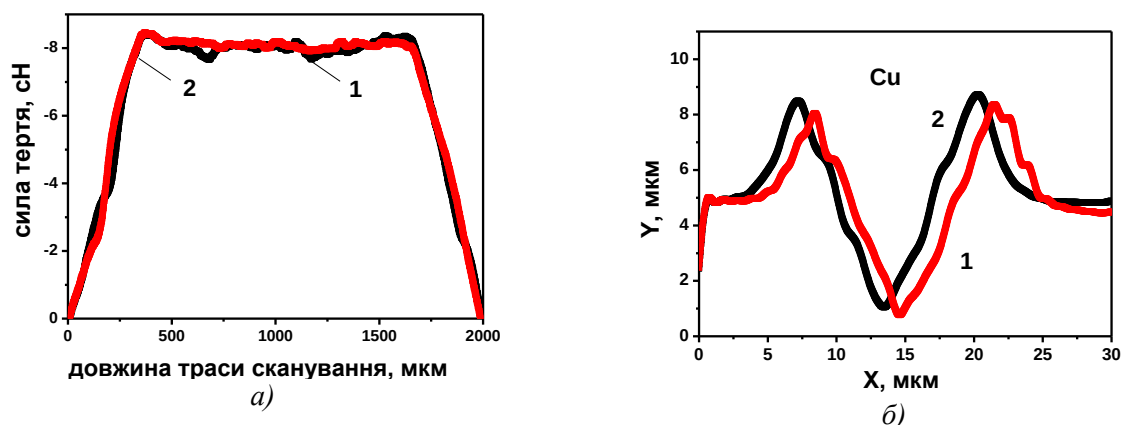


Рис. 10. Залежність сили тертя від шляху взаємодії індентора з поверхнею міді (а), 2D (б), 3D (в, г) профілограми: 1 – метал у вихідному стані; 2 – після наводнювання.

Висновки. Досліджували вплив електролітичного наводнювання упродовж 1 год за густини струму 1 А/дм^2 на механічну поведінку мікро- і субмікрооб'ємів поверхневих шарів армко-заліза, титану та міді.

За даного режиму наводнювання армко-заліза спостерігається зростання внутрішніх напружень і зниження пластичності металу: на 10% підвищується мікротвердість, на 3,7% - модуль пружності, на 45% збільшується робота відновлення об'єму матеріалом після деформації $A_{\text{пруж}}$, що пов'язано з в'язко-пружним відновленням субмікрооб'ємів поверхневих шарів металу.

Після наводнювання титану внутрішні напруження у кристалічній ґратці зростають на 19%, що призводить до підвищення мікротвердості на 20% та модуля пружності на 15%. Водночас суттєво (на 40%) знижується робота відновлення об'єму після пружної деформації що призводить до зниження опору руйнуванню при скретч-випробуваннях титану у 2...3 рази порівняно з вихідним станом, тріщиноутворення і крихкого руйнування поверхневих шарів.

Помітної різниці між механічними параметрами мікро- і субмікрооб'ємів поверхневих шарів міді у вихідному стані і після наводнювання не виявлено.

1. Беркович И.И., Громаковский Д.Г. Трибология. Физические основы, механика и технические приложения. – Самара: Самар. гос. техн. ун-т., 2000. – 268 с.
2. Jones J.W. The effects of gaseous environments on the wear of commercial purity titanium / Jones J.W., Wert J.J. // Wear. – 32. – 1975. – P. 363-377.
3. А.А. Поляков, Д.Н. Гаркунов Водородный износ в узлах трения. – М.: Наука, 1977. – С. 71-80.
4. Sawae, Y. Tribology in gaseous hydrogen / Sawae, Y., Sugimura, J. // Journal of the Vacuum Society of Japan. – 2010. – 53 (4). – pp. 280-287.
5. M. Helmi Attia Masanobu Kubota / Fretting fatigue in hydrogen gas/ M. Helmi Attia Masanobu Kubota, Naoki Noyama, Chu Sakae, Yoshiyuki Kondo. – Tribology International, Volume 39, Issue 10, October 2006, P. 1241-1247.
6. Jacobson S. Surface modification in tribological contacts / Jacobson S., Hogmark S. // Wear. – 266. – 2009. – p. 370-378.
7. Sasada T. Adsorption of surrounding gas molecules on pure metal surfaces during wear processes / Sasada T., Hiratsuka K., Saito H. // Wear. – 135. – 1990. – P. 251-264.
8. Фромм Е., Гебхардт Е. Газы и углерод в металлах. – М.: Металлургия, 1980. – 711 с.
9. Duheisat S. Sliding friction wear of hydrogenated pure copper / Duheisat S., Al-Rawashdeh S., El-Amoush A.S. // Surface Engineering. – Vol. 23. – No. 6. – 2007, P. 464-469.
10. Головин Ю.И. Наноиндентирование и механические свойства твердых тел в субмикророб'ємах, тонких приповерхностных слоях и пленках (обзор) // Физика твердого тела. – 2008. – т. 50. – Вып. 12. – С. 2116-2142.
11. Головин Ю.И. Наноиндентирование и его возможности. М.: Машиностроение, 2009, 312 с.
12. Blau, P. J., Lab Handbook of Scratch Testing, Chapter 7, Scratch Adhesion Testing, Blue Rock Technical Publ., Oak Ridge, TN, 2002, pp. 7.1-7.15.
13. Birnbaum H.K. Mechanical properties of metal hydrides // J. Less Common Metals. – 104. – 1984. – P. 31-41.
14. Похмурський В.І., Василів Х.Б. Вплив водню на тертя і зношування металів (огляд). – Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2012. – №2. – С. 5-17.
15. Мирзаев Д.А. Термодинамический аспект выделения растворенного водорода в микропорах металлов / Мирзаев Д.А., Мирзоев А.А. // Вестник ЮрГУ. – №7. – 2006. – С. 117-123.
16. Pokhmurskii V.I. Influence of electrolytic hydrogenation on tribological behavior of armco-iron and niobium as model materials with bcc lattice / Pokhmurskii V.I., Vasylyv X.B., Vynar V.A., Holovchuk M.Ya., Ratska N.B. // Proceeding of Second Ukrainian-Greek Symposium "Fracture Mechanics of Materials" Lviv, Ukraine October 4 – 8, 2011.

Стаття надійшла до редакції 27.04.2013.

УДК 622.24.051, 622 156

О.П. Виноградова
ГЕОМЕТРИЧНІ ПАРАМЕТРИ ЕТАЛОННОГО ФРАГМЕНТУ ПРОДУКТІВ
РУЙНУВАННЯ ТВЕРДИХ І НАДТВЕРДИХ КРИХКИХ МАТЕРІАЛІВ АЛМАЗНИМ
ІНСТРУМЕНТОМ

В роботі представлені результати дослідження геометричних параметрів фрагментів продуктів руйнування твердих і надтвердих крихких матеріалів алмазним інструментом. Зроблено висновок про ідентичність конфігурації фрагментів шлама, отриманих при руйнуванні, як твердих крихких гірських порід, так і надтвердих крихких штучних матеріалів, таких як, електрокорунд і твердий сплав алмазними зернами, що свідчить про єдиний механізм руйнування ними твердих і надтвердих крихких матеріалів.

Ключові слова: алмаз, буріння, індентор, механізм руйнування, шлам.

Рис. 9. Літ. 14.

А.П. Виноградова
ГЕОМЕТРИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ ЭТАЛОННОГО ФРАГМЕНТА ПРОДУКТОВ
РАЗРУШЕНИЯ ТВЕРДЫХ И СВЕРХТВЕРДЫХ ХРУПКИХ МАТЕРИАЛОВ
АЛМАЗНЫМ ИНСТРУМЕНТОМ

В работе представлены результаты исследования геометрических параметров фрагментов продуктов разрушения твердых и сверхтвердых хрупких материалов алмазным инструментом. Сделан вывод об идентичности конфигурации фрагментов шлама, полученных при разрушении, как твердых хрупких горных пород, так и сверхтвердых хрупких искусственных материалов, таких как, электрокорунд и твердый сплав алмазными зернами свидетельствует о едином механизме разрушения ими твердых и сверхтвердых хрупких материалов.

Ключевые слова: алмаз, бурение, индентор, механизм разрушения, шлам.

A. Vinogradova
GEOMETRIC PARAMETERS OF THE REFERENCE FRAGMENTS OF SOLID
DEBRIS AND SUPERHARD DIAMOND TOOL BRITTLE MATERIALS

This paper presents the results of a separate study of geometrical parameters of fragments of product of destruction of hard and superhard brittle materials by diamond tools. The conclusion about the identity of configuration of fragments of sludge, generated during destruction of brittle solid rocks and artificial super hard brittle materials, such as electrocorundum and hard alloys by diamond grains, indicating on a single mechanism of destruction of hard and superhard brittle material by diamond grains.

Keywords: diamond, drilling, indenter, mechanism of destruction, the sludge.

Розробка нового і оптимізація існуючого алмазного бурового інструменту вимагає дослідження механізму руйнування гірської породи одиничним індентором в інструменті.

Руйнування гірської породи відбувається в крихкому режимі під дією інструменту, що рухається, із більш твердого, порівнюючи з гірською породою, матеріалу з утворенням неперервної стружки, як при руйнуванні металів, а мілкого кришіння, [1].

Частинки породи, що утворюються в процесі різанні гірської породи, перебувають між зв'язкою і вибоєм у водному середовищі і представляють собою гідроабразивну масу, що пересувається одночасно з робочою поверхнею інструменту і зношує її завдяки стираючій дії [2].

Загальна схема взаємодії потоку дрібнодисперсних продуктів руйнування з алмазозносним шаром представлена на рис.1,а і висвітлена у роботах [3,4,5,6]. Продукти руйнування за вищевказаною схемою представлені у вигляді кулеподібних елементів, типорозмір яких дозволяє їм переміщуватися під торцем інструменту, а глибина впровадження алмазного зерна у блок гірської породи відповідає глибині її руйнування [7], рис1, б.

При дослідженні глибини динамічного впровадження одиничного алмазного зерна марки АСВ в зразок з твердого сплаву Т15К6 автори, [8] встановили, що при заданих подачах 1 і 6 мкм фактична глибина руйнування зразка склала 4 і 11 мкм, відповідно, що підтверджує крихкий характер відколювання фрагментів шлама твердого сплаву.

Знос робочої поверхні матриці бурового алмазного інструменту у вигляді вдавлених подряпин спостерігав Ісонкін О.М. при використанні електронного растрового мікроскопу аналізатора «CAMSKAN -4DV». Проте фізичний зміст процесів, що відбуваються у фрікційному контакті «гірська порода- буровий інструмент», вивчено недостатньо. [9].

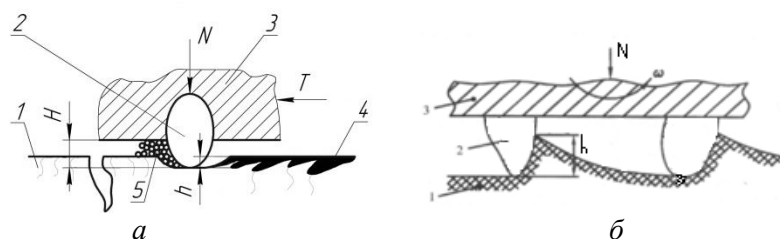


Рис. 1 Схема руйнування крихкої гірської породи алмазним індентором: 1 – блок крихкої твердої породи; 2 – алмаз; 3 – твердосплавна матриця бурової коронки; 4 – зона зминання; 5 – шароподібні дрібнодисперсні фрагменти зруйнованої гірської породи; N – осьова складова сили різання; T – тангенціальна складова сили різання; H – відстань між матрицею інструменту і новоствореним вибоєм гірської породи; h – глибина руйнування гірської породи, ω – окружна швидкість коронки

Детальне дослідження геометричних параметрів продуктів руйнування гірської породи різними видами інструменту сприяло вивченню процесу руйнування гірської породи в інституті надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України [10]. Було визначено зону безпосереднього контакту індентора, рис.3,а, блоком гірської породи ,б.

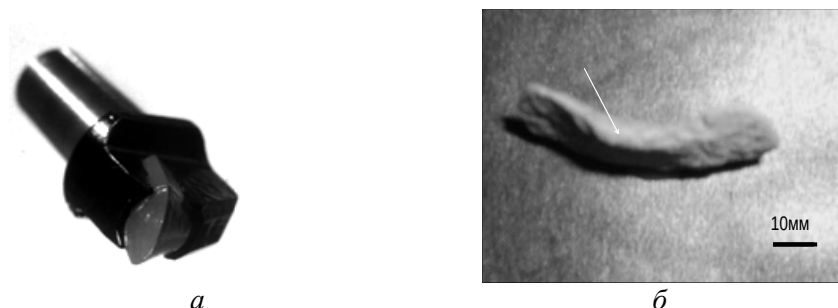


Рис. 2. Загальний вид: твердосплавного різця РП-221 – а; фрагмент продуктів руйнування пісковика Тербовлянського родовища твердосплавним різцем РП-221, (вид спереду) – б

Процес, що відбувається у вибої, полягає в певній послідовності елементарних дій індентору на блок гірської породи, в значній мірі, відображає одиничний фрагмент продуктів руйнування. Деякі характерні співвідношення геометричних параметрів фрагментів руйнування гірської породи буровими інструментами розглянуті у напрямку дії тангенціальної і бічної складових сили різання, [11]. Проте, поверхня дотику індентору з блоком гірської породи у момент відколу елементарного фрагменту шламу, поверхня фрагменту шламу безпосередньо відокремлена від масиву, що утворює новий вибій, а також, вибій, не розглядались. Крім того, продукти руйнування крихких твердих і надтвердих матеріалів під дією динамічних навантажень залишались не досліджуваними.

Метою роботи є дослідження основних геометричних параметрів елементів конфігурації у фрагментах продуктів руйнування крихких твердих і надтвердих матеріалів і визначення еталонних параметрів, що можуть поліпшити вивчення механізму руйнування породи одиничним або кількома інденторами при відколюванні фрагментів шламу.

Задачами роботи є порівняльний аналіз геометричних параметрів продуктів руйнування крихких твердих і надтвердих матеріалів на основі вивчення конфігурації одиничних фрагментів шламу:

- пісковика Тербовлянського родовища з границею міцності на стиск $\sigma_{ст} = 80 \text{ МПа}$, одиничним різцем, оснащеного твердосплавною «сочевицеподібною» вставкою на стенді, створеному на базі токарно-карусельного верстату 1М553;

- пісковика Торезького родовища з границею міцності на стиск $\sigma_{ст} = 150 \text{ МПа}$ алмазно-твердосплавною пластиною АТП – 1-13,5 на стенді, виконаному на базі поперечно-стругального верстату моделі 7В36 зі швидкістю – 0,55 м/с, глибини руйнування породи – 0,5мм і поперечній подачі – 2,8 мм/хід;

– граніту Ємельянівського родовища й пісковик Торезького родовища алмазним відрізним сегментним кругом діаметром 500 мм, 1A1RSS/C₁500 з алмазами AC100 400/315 (обертובה швидкість – 26 м/с, поздовжня подача – 0,5 м/хв, глибина різання – 0,5мм);

– пісковик Торезького родовища, крупнозернистого пісковик з границею міцності на стиск $\sigma_{ст} = 205 \text{ МПа}$, електрокорунду білого, пластини із твердого сплаву ВК6 вставкою з композиційного алмазовмісного матеріалу Славутич, що було проведене на спеціальному обладнанні, рис. 3в, при обертанні блоку пісковик (частота обертання блоку пісковик – 350 хв^{-1}), закріпленого на шпинделі установки, утворюючи завдяки притисканню вставки із КАМ, вибіт у вигляді кільця шириною 10мм, який створює бурова коронка діаметром 93 мм;

– твердосплавної матриці циліндричної вставки із славутича з плоским торцем; а також, дослідження вибоїв, утворених на блоці пісковик Торезького родовища алмазними зернами вставки із славутича і на алмазовмісній матриці із твердого сплаву вставки із славутича абразивними зернами гірської породи.

Експериментальні дослідження виконувались на стендах, рис.2, виконаних на базі : поперечно-стругального верстату моделі 7В36 при руйнуванні блоку пісковик Торезького родовища алмазно-твердосплавною пластиною (АТП) – а; експериментальний стенд, обладнаний алмазним відрізним сегментним кругом 1A1RSS/C₁500 AC100 400/315 при руйнуванні граніту Ємельянівського родовища – б; установка для експрес-оцінки експлуатаційних характеристик матеріалів при руйнуванні циліндричною вставкою із композиційного алмазовмісного матеріалу славутич з плоским торцем з концентрацією алмазів 100% і їх зернистістю 800/630 мкм блоків пісковик Торезького родовища, електрокорунду білого й пластини із твердого сплаву ВК-6 – в.

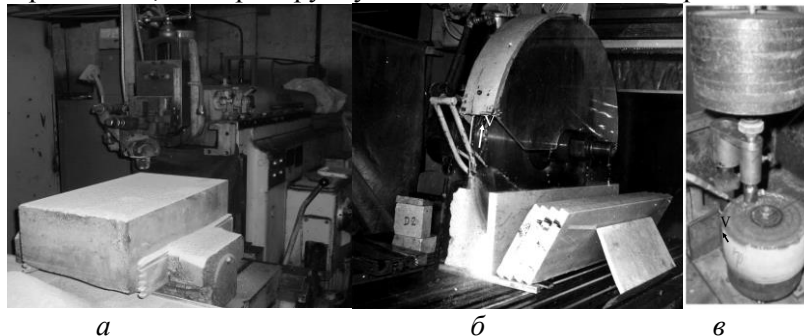


Рис. 3. Схема експериментального обладнання: експериментальний стенд, виконаний на базі поперечно-стругального верстату моделі 7В36 – а; експериментальний стенд, обладнаний алмазним відрізним сегментним кругом 1A1RSS/C₁500 AC160 400/315 – б; установка для експрес-оцінки експлуатаційних характеристик матеріалів – в.

Геометричні параметри продуктів руйнування, отриманих в результаті динамічних навантажень, отримані при руйнуванні крихких твердих і надтвердих матеріалів АТП, вставкою із Славутича і алмазним сегментним відрізним кругом досліджували за допомогою мікроскопа Ломо Метам Р-1 з ССД відеокамерою Digital KOCOM при збільшенні об'єктивів $\times 175$, 360 і 900 , причому товщина фрагменту шламу (по осі z) вимірювалась за методом, започаткованим Александровим В.А. [12].

Експериментальні дослідження конфігурації верхньої частини дрібнодисперсних продуктів руйнування алмазно-твердосплавною пластиною блоку пісковик Торезького родовища, а саме, зони заглиблення індентора при використанні вищезазначеного мікроскопу, дозволили висловити припущення, що продукти руйнування робочої кромки АТП і гострих граней полікристалу алмазу ідентичні за конфігурацією і відрізняються за розміром, рис. 3., що повністю збігається з даними експериментів, виконаних І.А. Свешніковим і В.Г. Красником при використанні методу люмінесцентної дефектоскопії, описаному в [13], що свідчили про активну участь мікроступів на ріжучій кромці АТП у формуванні утворюваної поверхні гірської породи, і підтвердили гіпотезу про те, що руйнування міцних порід АТП відбувається в результаті сумарного дії на масив полікристалічної кромки – макроруйнування і мікроступами алмазів, що утворюються на ріжучій кромці – мікроруйнування гірської породи [14].

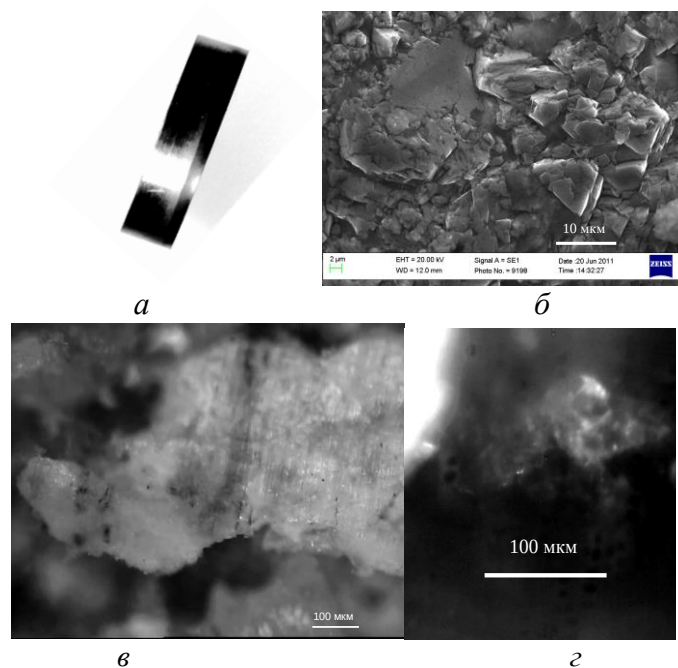


Рис. 4. Загальний вид: алмазно-твердосплавної пластини – а; її робочої поверхні – б; фрагменту шламу пісковика Торезького родовища, що відколюється ріжучою кромкою АТП (вид зверху) – в; фрагмент шламу пісковика Торезького родовища, що відколюється гострою кромкою полікристалу алмазу – г, (вид зверху)

Дослідження верхньої частини великої кількості фрагментів шламу, отриманих в результаті руйнування гірських порід дозволяє зробити висновок про взаємну дію двох сусідніх інденторів, як на рис. 5.: міжзернова відстань на робочій поверхні алмазного сегментного круга, а, відповідає відстані між лунками, у зоні заглиблення інденторів у блок гірської породи, б.

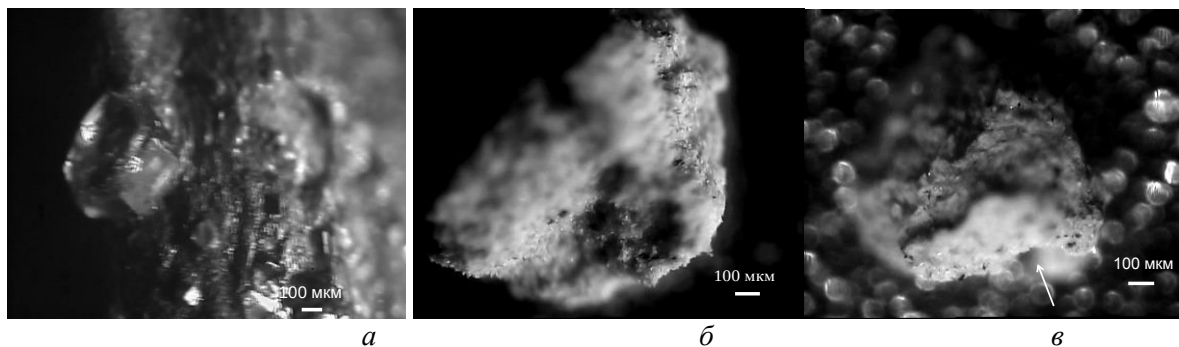


Рис. 5. Загальний вид: робочій поверхні алмазного відрізного сегментного круга 1A1RSS/C₁500 AC160 400/315 – а; фрагменту шламу, отриманого при руйнуванні граніту Ємельянівського родовища алмазним відрізним сегментним кругом 1A1RSS/C₁500 AC160 400/315 – б; зворотна поверхня фрагменту шламу з добре визначеною пошаровою структурою – в

Дослідження зворотної поверхні фрагментів продуктів руйнування зазначеними алмазними інструментами свідчить про ідентичність її формоутворення, незважаючи на параметри міцності і пружності оброблюваного матеріалу, проте, характерною особливістю зворотної поверхні фрагменту шламу є її пошарова структура. Так, при руйнуванні блоку міцного кварцового пісковика вставкою із славутича, робоча поверхня якої представлена на рис. 6.а, зворотна частина фрагменту шламу складена з двох шарів. Ця особливість належить не лише для продуктів руйнування складчастих порід, як пісковики, а і граніту, рис. 5.в, що, можливо, зв'язано з послідовним утворенням споріднених поверхонь в процесі відриву частинки шламу.

При руйнуванні електрокорунду білого вставкою із славутича у фрагментах шламу складчастість не спостерігається, в, фрагмент шламу є монолітним, що, можливо, пов'язано з високим показником пружності (модуль пружності електрокорунду білого – 760 ГПа). Ці

спостереження дозволили зробити припущення, що твердий сплав (модуль пружності – 633 ГПа) може руйнуватися при динамічних навантаженнях за тим же механізмом, що і гірські породи і електрокорунд.

Дослідження геометричних параметрів фрагментів шламу, отриманих при руйнуванні пластини із твердого сплаву ВК-6, рис. 7. вставкою із славутича підтвердили це припущення: верхня частина фрагментів, рис. 7.а, і зворотна частина, рис. 8.б, повністю ідентичні з обома поверхнями фрагментів продуктів руйнування гірських порід і електрокорунду. Всі елементи еталонної конфігурації зворотної поверхні фрагменту шламу гірської породи, рис.8.а: 1 – зона заглиблення індентору, 2 – бокові частини; 3 – ядро; 4 – кінцева частина, спостерігаються на зворотній поверхні частинки твердого сплаву, рис. 8.б.

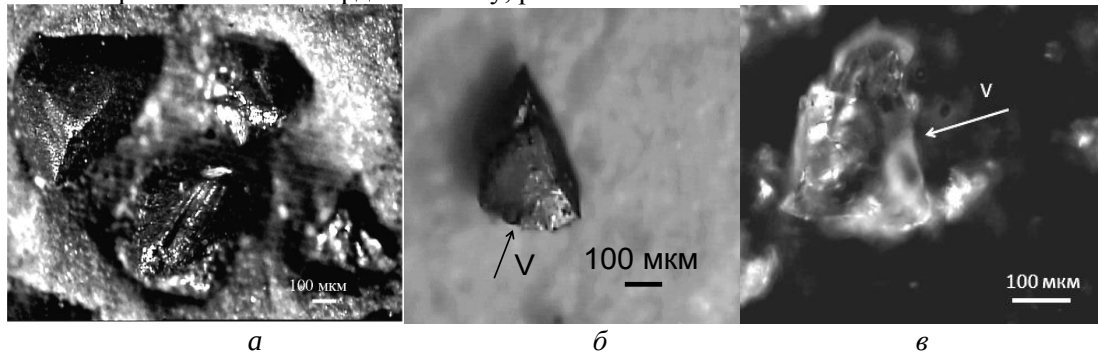


Рис. 6. Загальний вид: робочій поверхні циліндричної вставки із славутича з концентрацією алмазів 100% і їх зернистістю 800/630 – а; зворотної поверхні фрагменту шламу з добре визначеною пошаровою структурою, отриманого в результаті руйнування блоку кварцового крупнозернистого пісковика вставкою із славутича – б; зворотної поверхні фрагменту шламу, отриманого при руйнуванні електрокорунду білого вставкою із славутича, V – вектор швидкості фрагменту шламу – в.

Розглядаючи процес трибоспряження «буровий інструмент – шлам – гірська порода», як процес взаєморуйнування інструменту і матеріалу, в даному випадку, крихкої твердї гірської породи, основними руйнівними елементами (різцями) породи можна представити кварцові зерна, діаметром 0,1-5 мм, показник твердості яких за шкалою Мооса – 7, зв'язані у міцних пісковиках карбонатним (кальцит CaCO_3 , доломіт $\text{CaMg}(\text{CO}_3)_2$, магнезит MgCO_3 , сидерит FeCO_3 , баритокальцит $\text{BaCa}(\text{CO}_3)_2$, малахіт $\text{CuCO}_3 \cdot \text{Cu}(\text{OH})_2$ і кремнеземним – SiO_2) цементом, польовим шпатом і слюдою (твердість за шкалою Мооса – 6 і 2-3, відповідно) – у гранітах. В алмазному інструменті інденторами є алмазні зерна, з показником твердості за шкалою Мооса – 10, що їх зв'яже у композиційному матеріалі славутич ВК6 з міцністю за шкалою Мооса – 9.

Зіставлення вибоїв пісковика Торезького родовища, отриманого при руйнуванні його вставкою із славутича і зв'язки із твердого сплаву ВК-6 цієї ж вставки свідчить про спорідненість борід, що утворюються завдяки відколюванню з періодом Т фрагментів шламу – пісковика, рис.9.а і матриці із твердого сплаву, рис. 9.б.

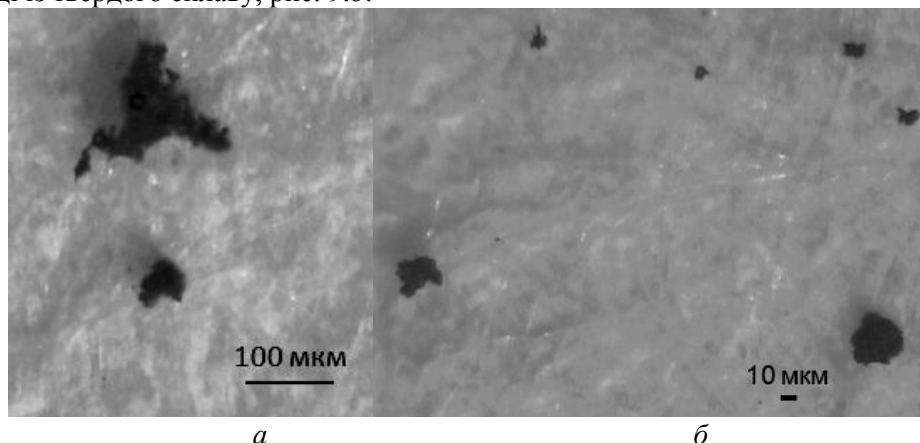


Рис. 7. Фрагменти продуктів руйнування пластини із твердого сплаву ВК6 вставкою із славутича з зернистістю алмазів 800/630 і їх концентрацією 100%: крупні частинки твердого сплаву – а; дрібні частинки твердого сплаву – б

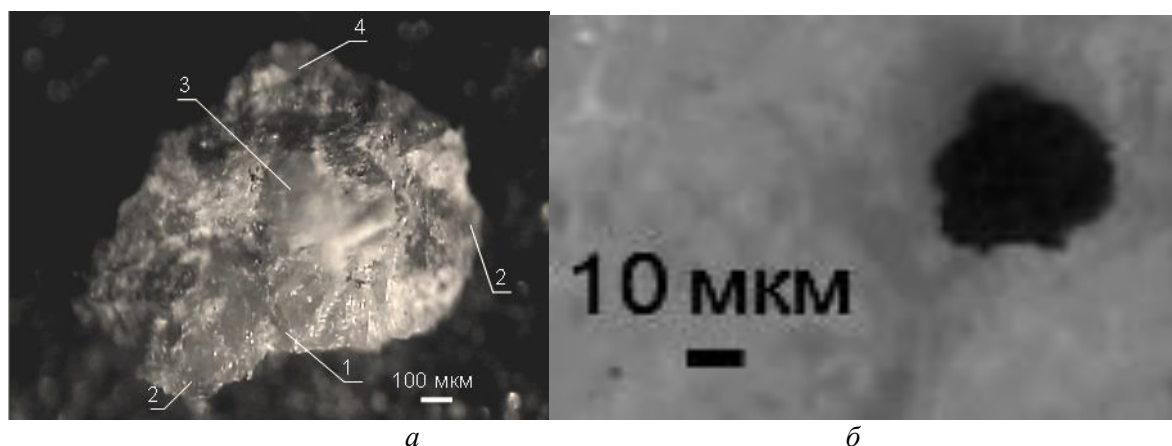


Рис. 8. Зворотня поверхня фрагменту руйнування: пісковика Торезького родовища алмазно-твердосплавною пластиною: 1 – зона заглиблення індентору; 2 – бокові частини; 3 – ядро; 4 – кінцева частина – а; пластини із твердого сплаву ВК6 циліндричною вставкою із славутича з плоским торцем з концентрацією алмазів 800/630 і їх концентрацією 100% – б

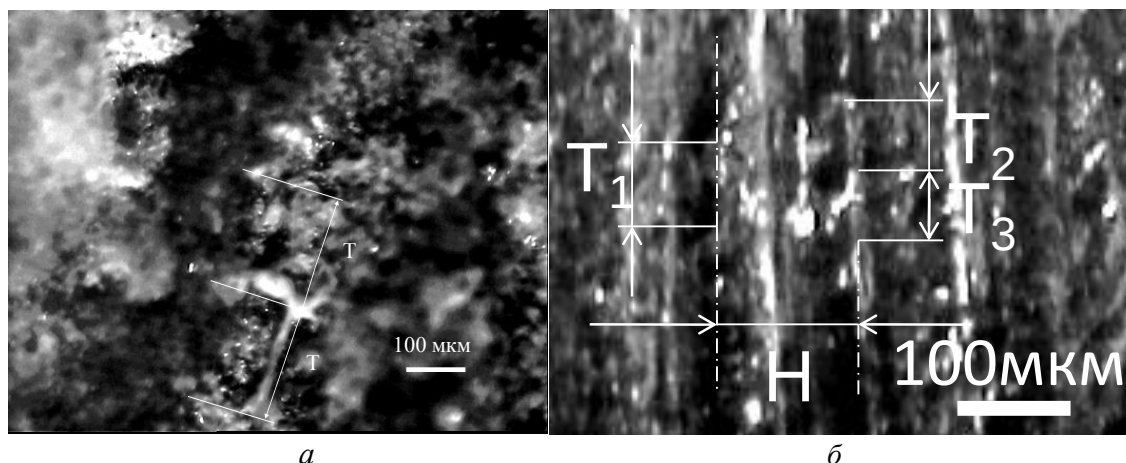


Рис. 9. Вибій: блоку пісковика Торезького родовища з відбитками фрагментів шламу, в результаті його руйнування циліндричною вставкою із славутича з плоским торцем, T – період відколювання фрагментів шламу – а; твердосплавної зв'язки з відбитками фрагментів твердосплавного шламу, що утворився в результаті абразивної дії кварцових зерен на інструмент: T_1 T_2 T_3 – період відколювання елементарних фрагментів твердого сплаву ВК6, H – крок між бороздами, що складаються з елементарних лунок – б

Висновки:

– механізм руйнування твердих і надтвердих матеріалів крихких матеріалів під впливом динамічних навантажень є ідентичним і його характерною ознакою є послідовне відокремлення одиничних фрагментів руйнування, що можуть значно перевищувати задану подачею глибину руйнування;

– інденторами, що руйнують твердосплавну матрицю алмазного інструменту є, у своїй переважній більшості, кварцові зерна, що відокремлюють частинки твердого сплаву за конфігурацією як верхньої, так і зворотної частини, споріднені з фрагментами шламу гірської породи;

– продукти руйнування робочої кромки АТП і гострих граней полікристала алмазу ідентичні за конфігурацією і відрізняються за розміром;

– конфігурація зворотної поверхні фрагменту шламу залежить від модуля пружності матеріалу, що руйнується.

1. Черепанов Г.П. Механика разрушения горных пород в процессе бурения //М :Недра, 1987. – 280 с.
2. В.А. Александров, М.Д. Левин, В.А. Мечник Определение длины сегмента алмазного дискового инструмента/Сверхтвердые материалы – К. : ИСМ им. В.Н. Бакуля НАН Украины, 1984. – №1. – С. 42-45.
3. Z.Bridwell H.C.,Appl F.C. A study of free cutting with diamond saws.-Ind.Diamond Rev.,1974,Febr.,P. 51-53.

4. А.А. Бугаев Расчет параметров работоспособности геологоразведочных коронок, оснащенных алмазами и алмазно-твердосплавными пластинами. / Синтетические сверхтвердые материалы в геологоразведочном бурении: Сб. научн. тр. – К.: ИСМ им. В.Н. Бакуля НАН Украины, 1987. – С. 52-60.
5. М.И. Исаев, П.В. Пономарев Основы прогрессивной технологии алмазного геологоразведочного бурения геологоразведочных скважин // М: Недра, 1975. – 280 с.
6. Б.Н. Васюк Особенности процесса разрушения трещиноватых горных пород при бурении скважин // Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент–техника и технология его изготовления и применения: Сб. науч. тр. – К.: ИСМ им. В.Н. Бакуля НАН Украины, 2005. – Вып. 8. – С. 23 – 27.
7. Горшков Л.К., Яковлев А.А. Павлов Н.А. Математико-механическая модель разрушения пород при бурении // Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент–техника и технология его изготовления и применения: Сб. науч. тр. – К.: ИСМ им. В.Н. Бакуля НАН Украины, 2010. – Вып. 13. – С. 3-7.
8. Работоспособность алмазных кругов / М.Ф.Семко, М.Д. Узунян, Ю.А. Сизый, М.С. Пивоваров. – К.: Техніка, 1983. – 95 с.
9. Исонкин А.М. Характер и степень воздействия частиц шлама разрушенной горной породы на матрицу алмазной буровой коронки // Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент–техника и технология его изготовления и применения: Сб. науч. тр. – К.: ИСМ им. В.Н. Бакуля НАН Украины, 2010. – Вып. 13. – С. 182-187.
10. Майстренко А.Л., Свешников И.А., Заболотный С.Д., Виноградова Е.П. К вопросу о влиянии взаиморасположения резцов на энергоемкость процесса разрушения горной породы Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент-техника и технология его изготовления и применения: Сб. научн.тр.-Вып.13-Киев: ИСМ им. В.Н. Бакуля НАН Украины, – 2010. – С. 192-198.
11. Виноградова Е.П. К вопросу о механизме разрушения горной породы функциональными элементами из композиционных алмазосодержащих материалов // Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент-техника и технология его изготовления и применения: Сб. научн.тр.-Вып.13-Киев: ИСМ им. В.Н. Бакуля НАН Украины, 2010. – С.34-38.
12. Александров В.А. Обработка природного камня алмазным дисковым инструментом. // К: Наук. думка, 1979. – 240 с.
13. Свешников И.А., Винник Э.М. Исследование процесса разрушения пород методом люминесцентной дефектоскопии // Разрушение горных пород инструментом из сверхтвердых материалов :Сб. науч. тр. – К.: ИСМ им. В.Н. Бакуля НАН Украины. –1980. – С. 12-18.
14. Свешников И.А., Красник В.Г. Особенности механизма разрушения горных пород поликристаллическими сверхтвердыми материалами // Сверхтвердые материалы – К.: ИСМ им. В.Н. Бакуля НАН Украины 1995 г. – С. 40-47.

Стаття надійшла до редакції 26.04.2013.

Л.И. Гречихин, Э.Д. Подлозный
**ПЛОТНОУПАКОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ И ЕГО РОЛЬ В ФОРМИРОВАНИИ
 БЕТОНА И ЖЕЛЕЗОБЕТОНА**

Показано, что плотноупакованное состояние увеличивает энергию связи бинарного взаимодействия между разными материалами в композиционных конструкциях, а на примере формирования высокопрочных бетонов продемонстрирована эффективность применения связующего материала в виде плотноупакованного состояния.

Ключевые слова: плотноупакованное состояние, модуль Юнга, бинарная связь, бетон, железобетон, механические свойства

Форм. 11. Рис. 1. Лит. 14.

L. Gretchihin, E. Podlozny
**DENSITY OF STATE AND IT'S ROLE IN FORMING OF CONCRETE AND
 REINFORCED CONCRETE**

As shown that density of state is increased bonding energy of interaction between different materials in composite construction. As an example of strain of hight-strength concretes that illustrated the performance of employment connection material as density of state.

Key words: density of state; Young's module, binary bond, concrete, reinforced concrete, stress-strain properties.

Введение. При производстве разных композиционных материалов в качестве связующих материалов применяют плотноупакованное состояние [1,2]. Плотноупакованное состояние является по существу пятым агрегатным состоянием вещества. Плотноупакованное состояние возникает для твердых тел вблизи абсолютного нуля температуры.

Искусственно плотноупакованные структуры создают путем нанесения поверхностно активного покрытия из атомов, молекул или кластеров, обладающих сравнительно большим встроенным дипольным электрическим моментом. В этом случае на кластерных структурах других материалов вначале происходит заполнение открытых межкластерных пустот, основного материала, а затем формируются монослои, которые связаны между собой диполь-дипольным взаимодействием вдоль поверхности и нормально к поверхности, как это показано на рис. 1. Такое расположение молекул приводит к плотному монокристаллическому образованию с энергией связи вдоль поверхности, превосходящее энергию связи нормально к поверхности. В результате реализуется не только прочная связь между контактирующими телами, но и упрочнение поверхности

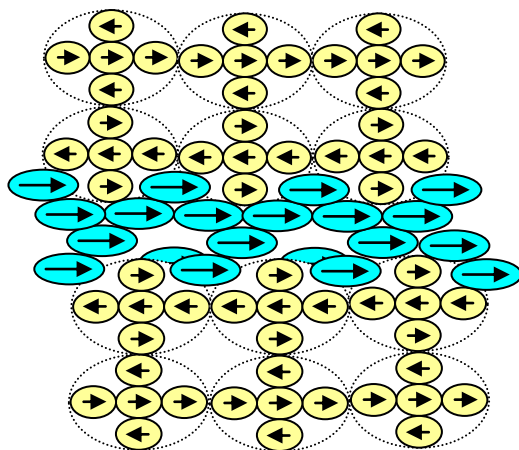


Рис. 1. Примерное расположение молекул с большим дипольным электрическим моментом между двумя кристаллическими телами

исходных материалов во много раз. Поверхностно активное вещество наноразмерного уровня на твердой поверхности конструкционного материала представляет собой новое агрегатное состояние с необычными физико-химическими, механическими, тепловыми, электрическими и магнитными свойствами. В этом направлении уже получены обнадеживающие результаты при создании новых конструкционных материалов [3-5] и широко используется как связующее при производстве бетонов и железобетонов [6-8]. Полученные результаты не достаточно обоснованы. Ясна только общая картина образования связующего плотноупакованного слоя, а физическая модель не достаточно обоснована. В этой связи возникает **цель**: разработать адекватную модель формирования плотноупакованного состояния и выяснить причину возникновения новых физических свойств, которые выделяют такое состояние в 5-е агрегатное состояние вещества. Поставленная цель может быть достигнута путем решения следующих задач:

- разработать модель формирования молекул, внутрикластерных структур, межкластерные решеточные структуры на основе двухчастичной квантовой механики;

- рассмотреть в каких условиях происходит переход от одного агрегатного состояния к другому;

- выяснить, в каких условиях возникает плотноупакованное состояние;
- определить основные свойства плотноупакованного состояния;
- какую роль выполняет плотноупакованное состояние в разных композиционных конструкционных материалах.

Последовательно рассмотрим, каким образом решаются поставленные задачи.

Двухчастичная квантовая механика бинарного взаимодействия. Бинарное взаимодействие возникает внутри сложных атомных систем между электронами разных энергетических состояний. Это приводит к деформации электронных оболочек. Если это *S*-оболочка, и она взаимодействует с электронами вытянутых состояний *P*- и *D*-оболочек, то сферически симметричное электронное *S*-состояние смещается относительно положительного центра атома вследствие гибридизации волновых функций разных энергетических уровней. В результате внутри сложной атомной системы возникает встроенный дипольный электрический момент отличный от нуля. На эту ситуацию впервые обратил серьезное внимание Ч. Коулсон [11]. Выполненный им расчет смещения *S*-состояния для атома углерода составил 0,471 Å. Такому смещению соответствует встроенный электрический момент $7,33 \cdot 10^{-30}$ Кл·м. Аналогичный расчет был выполнен в работе [9] для атома кислорода и составил $5,37 \cdot 10^{-30}$ Кл·м. Полученные столь большие значения встроенных дипольных электрических моментов в сложных атомных системах должны существенным образом влиять на энергию бинарного взаимодействия, а соответственно на физико-механические свойства конденсированных сред, которые формируются сложными атомными системами.

Так как гибридизация волновых функций сложных атомных систем приводит к существенному изменению физических и химических свойств конденсированном состоянии, то возникла необходимость разработать методику расчета встроенных дипольных электрических систем для сложных атомных систем. Первая, более простая, теория возникновения встроенного дипольного электрического момента была описана в [10], а более совершенная в [12]. С учетом наличия в сложных атомных системах встроенных электрических моментов стало возможным правильно оценивать дополнительно возникающую связь вследствие электрон-дипольного и диполь-дипольного взаимодействий. В результате при образовании двухатомных молекул энергия бинарной связи существенно уменьшается вследствие отталкивания дипольных электрических моментов ионных остовов. В трехатомных молекулах наоборот диполь-дипольное взаимодействие увеличивает бинарную связь между двухатомной молекулой и атомом в трехатомной молекуле. Бинарная связь между сложными молекулами внутри кластеров и связь между кластерами осуществляется преимущественно электрон-дипольным и диполь-дипольным взаимодействием с учетом суперпозиции электрических полей.

Если суммировать результаты, полученные школой доктора физико-математических наук, профессора Гречихина Леонида Ивановича (5 докторов наук и 2 накануне защиты докторской диссертации), то окончательную систему получения энергий бинарного взаимодействия следует представить в виде следующего блока:

Ковалентная связь

$$E_{ков.} = \begin{cases} -\frac{2E_{св}R_0^6}{r^6} + \frac{E_{св}R_0^{12}}{r^{12}}, & \text{при } r \leq R_0; \\ \sum_{i=1}^3 N_i \kappa_i^2 \left[\sum_{k=0}^3 \sum_{l=0}^3 Z_{a,k}^* Z_{b,l}^* \int_{(a)} \int_{(b)} \rho_{e,a}(\varepsilon_k) \rho_{e,l}(\varepsilon_l) \left(\frac{H_{1,1} + H_{1,2}}{1+S} \right) d\varepsilon_k d\varepsilon_l \right] & \text{при } r > R_0. \end{cases} \quad (1)$$

Здесь R_0 – равновесное расстояние между взаимодействующими частицами;

$E_{ков.}$ – результирующая энергия связи на равновесном расстоянии; N_i – число частиц в *i*-й координационной сфере; κ_i – коэффициент видности; $Z_{a,k}^*, Z_{b,l}^*$ – эффективные заряды взаимодействующих частиц; $\rho_{e,a}(\varepsilon_k), \rho_{e,b}(\varepsilon_l)$ – распределение электронной плотности вокруг силовых центров взаимодействующих частиц *k*-ом и *l*-ом энергосостояниях; $H_{1,1}, H_{1,2}$ и S – соответственно интегралы кулоновский, обменный и перекрытия.

Ионная связь. Ионная связь определяется по времени пребывания валентных электронов вблизи взаимодействующих частиц и определяется следующим образом:

$$E_{ион} = [(1-P_1)P_2 + (1-P_2)P_1]S(1-S) \frac{e^2}{4\pi\epsilon_0 R_0}. \quad (2)$$

Здесь P_1 и P_2 – соответственно вероятность пребывания валентного электрона вблизи первой частицы и вблизи второй частицы, а S – интеграл перекрытия двухчастичной квантовой механики.

Наведенная энергия связи. В процессе обмена валентными электронами между взаимодействующими частицами возникает увеличенная плотность электронного облака. Это облако отстоит от первой и второй взаимодействующих частиц на величину ковалентного радиуса, уменьшенного на величину толщины электронного облака перекрытия. Тогда

$$E_{нав.} = P_1 P_2 (1-S)^2 \frac{e^2}{4\pi\epsilon_0} \left[\frac{Z_1^*}{r_1} + \frac{Z_2^*}{r_2} \right]. \quad (3)$$

Энергия связи точечного заряда – диполь

$$E_{e-d} = 2P_1(1-P_2)(1-S)S \frac{ep_{э,2}}{4\pi\epsilon_0 R_0^2} - (1-P_1)P_2(1-S)S \frac{e(p_{э,1} - p_{э,2})}{4\pi\epsilon_0 R_0^2}, \quad (4)$$

где $p_{э,1}$ и $p_{э,2}$ – встроенные дипольные электрические моменты ионов взаимодействующих частиц. Появление члена $(1-S)$ в (4) обусловлено тем обстоятельством, что взаимодействие точечный заряд-диполь не реализуется при нахождении обоих валентных электронов вблизи одного из атомов. В этом случае возникает доля ионной связи и полностью исключается взаимодействие точечный заряд-диполь.

Диполь-дипольное взаимодействие. В общем случае диполь-дипольное взаимодействие определяется по формуле [6]:

$$E_{дип-дип} = \frac{p_{э,1} p_{э,2} \varphi(\alpha_i, N_i)}{4\pi\epsilon_0 R_0^3}. \quad (5)$$

Здесь R_0 – равновесное расстояние в конденсированной фазеопределяемое из плотности вещества; $\varphi(\alpha_i, N_i)$ – функциональная связь от взаимного расположения электрических диполей в структуре конденсированной среды.

Таким образом, сложное по своей конфигурации электрическое поле, формируемое диполями, приводит к тому, что следует учитывать взаимное расположение диполей друг относительно друга, которое формируется строением кристалла.

Диполь-дипольное взаимодействие в первом ближайшем слое ослабляется крутильными колебаниями электрических диполей в плоскостях XZ и YZ. Это две степени свободы, поэтому $E_{дип,рез}(1) = E_{дип,0} + k_B T$. При взаимодействии со вторым и третьим слоями добавляются еще две степени свободы, обусловленные колебаниями частиц вещества в плоскости, перпендикулярной радиусу, соединяющего взаимодействующие частицы. Тогда

$$E_{дип,рез}(2,3) = E_{дип,0} + 2k_B T. \quad (6)$$

В конденсированном состоянии на основании закона Дюлонга и Пти тепловая энергия распределена по трем степеням свободы. Поэтому в этом случае

$$E_{св.,рез.} = E_{св.,0} + 3k_B T. \quad (7)$$

Образование кластеров. Кластерная модель конденсированного состояния четко определена в работах [9,10]. Особенно в жидкостях ближний порядок формируется внутри кластеров, а в свободном пространстве находятся исходные частицы вещества, которые совершают трансляционное движение между кластерами. Плотность упаковки частиц в кластере соответствует плотности упаковки кристалла (0,68 – 0,74). Плотность упаковки свободных частиц вещества в межкластерном объеме составляет 0,44 – 0,47 [13]. Это экспериментальный факт, полученный с применением метода молекулярной динамики.

Взаимодействие с первой координационной сферой формирует кластер с наиболее плотной упаковкой частиц и с наибольшей энергией связи. Это основной кластер, который содержит 7 атомов в случае простой кубической структуры; 9 атомов в случае объемноцентрированной структуры и 13 атомов содержится в гранецентрированной структуре. Основной кластер, взаимодействуя со свободными атомами межкластерного объема, может увеличиваться в размерах с понижением температуры. Энергия связи свободного атома с кластером определяется ковалентной связью и энергией физической адгезии, определяемой электронами второй и последующей кратности ионизации с ближним окружением ячейки адгезии. При низких температурах свободные атомы в межкластерном объеме отсутствуют. Межкластерное взаимодействие уплотняет структуру и тогда каждый атом обладает энергией связи, которая

обусловлена ковалентной связью со всеми атомами всех трех координационных сфер. В этом случае все вещества, в том числе и металлы, представляют собой ковалентные кристаллы. Формируется некое замороженное состояние с плотной упаковкой кластеров, когда граница между кластерами исчезает и отсутствует между ними свободное пространство. При этом атомы (молекулы) третьей координационной сферы обобщаются.

Кластер объемцентрированной структуры представляет собой четырехгранную бипризму, а гранецентрированная структура – трехгранную бипризму [10], а их плотная упаковка создает в кристалле соответствующую структуру. По мере распада монолитного кристаллического состояния при низких температурах на отдельные кластеры энергия связи частиц второй и третьей координационных сфер существенно изменяется, но расположение частиц в структуре остается неизменной.

Количество частиц в кластере определяется следующим образом:

$$N_{кл.} = \sum_{i=1}^4 W_i N_i \quad (8)$$

где N_i – число частиц в i – той координационной сфере и W_i – вероятность того, что частица вещества связана с кластером и не находится в свободном пространстве, совершая трансляционное движение. Эта вероятность определяется с использованием функции распределения Максвелла-Больцмана.

Количество связанных частиц в кластере с ростом температуры практически падает по линейному закону, а количество свободных частиц, приходящихся на один кластер, возрастает по линейному закону.

В решеточной кластерной структуре в зависимости от расположения кластеров относительно друг друга возникают межкластерные пустоты. Для ГЦК структуры – это пустоты $4,05R_0$, $3R_0$, $1,5R_0$, $0,5R_0$ и $0,3092R_0$, а для ОЦК структуры – $3,63R_0$, $1,5R_0$ и $0,4142R_0$. Пустоты $4,05R_0$, $3R_0$ и $0,3092R_0$ ГЦК структуры; $3,63R_0$ и $0,4142R_0$ ОЦК структуры имеют сфероидальную форму, а остальные пустоты – щелевидную форму и расположены хаотически друг относительно друга. Ранее полагалось, что это трещины. Наличие щелевидных пустот в кристалле является причиной возникновения дислокаций.

В обменном взаимодействии между кластерами участвуют свободные изолированные атомы вследствие трансляционного движения внутри межкластерных пустот.

С ростом температуры энергия теплового движения становится выше энергии межкластерного взаимодействия, а это приводит к тому, что кластеры совершают поступательное движение в жидкости как свободные частицы. Вероятность полной свободы определяется как разность $(1 - W_i)$. Находясь в жидком состоянии, связь между кластерами не равна нулю и определяется обменным взаимодействием при непрерывной бомбардировке свободных атомных (молекулярных) систем. Поэтому кластеры не разлетаются, а хаотическое силовое взаимодействие приводит к тому, что жидкость, находясь к какому-то объему полностью занимает этот объем. Когда под действием внешнего воздействия силовая хаотическая связь приобретает определенное направление, тогда возникает квазикристаллическая структура расплава, которая сформулирована в [10]. Реализуется жидкокристаллическое состояние.

Решеточные кластерные структуры расположены послойно и вставлены друг в друга так, что центры кластеров отстоят в горизонтальном и вертикальном направлениях на один монослой.

При создании разных композиционных материалов энергией связи в кластерных образованиях управляют путем введения частиц, которые с основой связаны не столь значительно по сравнению с атомами внешней оболочки кластера. Поэтому кластер содержит ядро, атомы которого обладают наибольшей энергией бинарного взаимодействия. Кластер сохраняет свою исходную структуру с повышением и с понижением температуры расплава, и является на поверхности твердого тела упрочняющим покрытием, т.е., тем образованием, которое увеличивает твердость и износостойкость конструкционных материалов. Учитывая это обстоятельство, рассмотрим, как происходит переход от одного агрегатного состояния к другому.

Переход от одного агрегатного состояния к другому. Энергия бинарной связи между частицами определяется следующими взаимодействиями: 1) атомов внутри основного кластера, 2) атомов второй координационной сферы с основным кластером, 3) атомов третьей координационной сферы с кластером, сформированным атомами первой и второй координационных сфер и 4) межкластерным взаимодействием. Результирующая энергия связи с учетом температурного фактора запишется так [10]

$$E_{св.,рез.} = \sum_{i=1}^4 N_i (E_{св.,i} - W_i n_i k_B T / 2), \quad (9)$$

где W_i – вероятность передачи энергии колебания атомов i -й координационной сферы окружающим атомам и кластерам, а также кластеров друг другу; N_i – число атомов (молекул) в координационной сфере; $E_{св.,i}$ – энергия бинарной связи центральной частицы с частицами внутри кластера всех i -х координационных сфер. Разрыв каждой из связей произойдет в том случае, если отдельные частицы в рассматриваемом бинарном взаимодействии будут обладать тепловой энергией, больше энергии бинарной связи с окружающими частицами, т.е., когда $W_i n_i k_B T / 2 \geq E_{св.,i}$. Когда такое условие реализуется для первой координационной сферы, то при непрерывном столкновении молекул газа друг с другом могут возникать сложные молекулярные комплексы. Если внутренняя их энергия связи при бинарном столкновении будет больше тепловой энергии, то произойдет выделение энергии в виде электромагнитного излучения. Когда такое излучение полностью поглощается окружающими частицами, тогда их кинетическая энергия возрастает и при столкновении с образовавшейся молекулой будет передана энергия равная той, которая была получена в результате предыдущего бинарного взаимодействия. Наступит динамическое равновесие, и газообразное агрегатное состояние не изменится.

С понижением температуры энергия теплового движения окажется меньше бинарного взаимодействия центральной частицы с частицами первой координационной сферы внутри кластера. В таких условиях будут образовываться молекулярные комплексы в виде основных кластеров. При этом взаимодействие основного кластера со второй и третьей координационными сферами достаточно слабое и не превышает энергию теплового движения. Вследствие этого между основными кластерами взаимодействие отсутствует, и между ними возникают свободные атомы (молекулы) данного вещества. Такое состояние соответствует жидкому агрегатному состоянию.

В жидком состоянии непрерывно осуществляется перестройка частиц вещества и создается и исчезает структура с максимальной упаковкой. В соответствии с минимумом потенциальной энергии в ближнем порядке возникает наиболее плотная упаковка с ГЦК структурой, в которой разорваны связи со второй и третьей координационными сферами. Формируются кластеры с 13 атомами: 6 атомов в одной плоскости и по 3 атома над и под этой плоскостью с учетом центрального атома. В жидком состоянии возникают фазовые переходы первого рода: испарение, кипение и конденсация. В процессе испарения частицы жидкости, покидая поверхность, преодолевают потенциальный барьер, определяемый по (9). Поток испарившихся частиц зависит от температуры поверхности и от энергии связи частиц внутри жидкости, а в случае твердого тела возникает процесс абляции. Энергия связи частиц внутри жидкости определяется обменным взаимодействием свободных частиц с основным кластером.

По мере уменьшения температуры количество свободных частиц между кластерами уменьшается, а количество частиц в кластере возрастает. Как только первый координационный слой полностью заполняется и начинает формироваться второй координационный слой, то обменное взаимодействие кластеров со свободными частицами существенно уменьшается и происходит переход от жидкого состояния к твердому телу.

Наличие свободных атомов (молекул) в межкластерном объеме приводит к возникновению дополнительной обменной энергии взаимодействия, которая удерживает кристаллическое твердое тело в своем агрегатном состоянии до тех пор, пока в межкластерном объеме не появится дополнительно новая частица с ростом температуры. Два атома в межкластерном объеме неизбежно образуют двухатомную молекулу. Тогда резко уменьшится энергия обменного взаимодействия и возникнет фазовый переход первого рода – плавление. В этом заключается основной закон природы: *каждое агрегатное состояние автоматически препятствует своему изменению*.

Для кристаллического состояния характерны фазовые переходы второго рода, обусловленные изменениями в структуре, когда полностью разрывается бинарная связь с третьей координационной сферой. Для ГЦК структуры связь с третьей координационной сферой незначительная и в нормальных условиях энергия связи определяется взаимодействием с первой и второй координационными сферами. Поэтому для этой структуры фазовый переход второго рода может иметь место при разрыве связи со второй координационной сферой. Однако это достаточно редкий случай, поскольку разрыв

бинарной связи со второй координационной сферой определяет фазовый переход первого рода – плавление.

При фазовых переходах второго рода происходит не только изменение энергии связи, но и заметно увеличивается объем вещества. Атомы второй и первой координационных сфер не уплотняются третьей координационной сферой. Начинается перестройка частиц в направлении обеспечения новой структуры с минимумом потенциальной энергии связи, в которой включается связь с третьей координационной сферой. Когда вновь рвется связь с третьей координационной сферой, начинается новая перестройка. Вследствие этого происходит переход ОЦК в ГЦК структуру. В первой координационной сфере вместо 8 атомов присутствуют уже 12 атомов, а во второй координационной сфере вместо 4 атомов – 6 атомов. Происходит уплотнение структуры, которое оказалось возможным вследствие разрыва связи с третьей координационной сферой в ОЦК структуре. Такое уплотнение возможно только при заметном увеличении объема вещества вследствие наличия большего числа частиц в единичной ячейке кристалла.

При обратном превращении ГЦК в ОЦК структуру более плотная упаковка с большей энергией связи преобразуется в менее плотную ОЦК структуру. Однако в этом случае энергия бинарного взаимодействия может оказаться выше, чем для ГЦК структуры. В этом случае ГЦК структура должна самопроизвольно переходить в ОЦК структуру с выделением энергии. Но при этом необходимо обеспечить разрыв связи в ГЦК структуре с 12 парами в первой координационной сфере и 6-ю парами связей со второй координационной сферой, а новое образование содержит только 8 пар связей с первой координационной сферой и 6 пар связей – со второй координационной сферой. В итоге приходится затрачивать энергию на разрыв связей больше, чем ее получается при формировании новых связей.

Как только формируется кластер с третьей координационной сферой, то в межкластерных объемах свободные атомы (молекулы) пропадают, и частицы третьей координационной сферы обобщаются и выполняют роль связующих частиц между кластерами. Возникает плотноупакованное состояние.

Плотнупакованное состояние. Вероятность образования монолитного плотноупакованного состояния при низких температурах (вблизи абсолютного нуля) определяется энергией связи каждой частицы вещества с частицами третьей координационной сферы и равна

$$W = \int_0^{E_{св.3}} f(E, T) dE \quad (10)$$

Здесь $E_{св.3}$ – энергия бинарного взаимодействия частиц монолита с частицами третьей координационной сферы.

Плотнупакованное состояние может возникать и при высоких температурах. Например, при охлаждении жидкости или при пластической деформации под действием сил поверхностного натяжения кластеры, обладающие дипольным электрическим моментом, выстраиваются вдоль одного из направлений. Поэтому в приповерхностных слоях энергия связи на одну частицу возрастает на величину электрон-дипольного и диполь-дипольного взаимодействия. Присутствие такого слоя особенно хорошо проявляется на деформационных кривых хрупких материалов, энергия связи у которых определяется преимущественно диполь-дипольным взаимодействием [9,10].

В процессе нанесения упрочняющих покрытий было замечено, что с ростом толщины, покрытие отслаивается от основного материала, тогда как при малых толщинах происходит заметное упрочнение конструкционных материалов. Когда атомы, молекулы упрочняющего материала обладают встроенным электрическим моментом, то они на поверхности основы выстраиваются, так, чтобы была реализована максимальная связь с основой и максимальная связь между частицами нанесенного поверхностного слоя. В этом случае энергия взаимодействия между частицами определяется ковалентной, ионной, электрон-дипольной и диполь-дипольной связями. В результате возникает плотноупакованный слой. По мере роста толщины нормально к поверхности электрон-дипольная и диполь-дипольная связи ослабевают и в плотноупакованном слое начинают формироваться кластеры. Межкластерное взаимодействие резко падает как с основой, так и между кластерами поверхностного слоя. Вследствие этого происходит отслаивание.

Искусственно созданное плотноупакованное состояние реализуется в основном на наноуровне. Поэтому в настоящее время возникла революционная ситуация в развитии физики и

техники на наноразмерном уровне. Особенно в материаловедении наблюдается резкий скачек в получении новых материалов с необычными свойствами.

Механические свойства плотноупакованного состояния. Монолитный плотноупакованный слой не обладает пористой структурой и это обуславливает его особые физико-механические свойства. Значительно возрастает модуль Юнга и твердость композиционного материала. Кратко рассмотрим эти свойства на примере карбоната кальция, который применяется в качестве связующего материала при производстве бетона, железобетона и бетона с разной фиброй.

Механические свойства конструкционных материалов определяются величиной модуля Юнга, который определяется градиентом энергии бинарной связи между частицами конденсированного состояния [6-10]:

$$E = \frac{U(r) - U(r_0)}{r_0 S_{\text{кл.}} e^2}, \quad (11)$$

где $U(r)$, $U(r_0)$ – потенциалы взаимодействия на расстоянии r между взаимодействующими частицами и на равновесном удалении r_0 ; $S_{\text{кл.}}$ – площадь кластера; e – относительная деформация. Конкретные расчеты модулей Юнга были выполнены для плотноупакованного слоя карбоната кальция, которые составили при температуре 298 К и величины сжатия $e = 0,005$ вдоль слоя $5,5 \cdot 10^{10}$ Па и поперек слоя $1,7 \cdot 10^{11}$ Па, а при связи с частицами ремнезема модуль Юнга в этих же условиях составляет $1,0 \cdot 10^{11}$ Па. Для бетона модуль Юнга зависит от направления приложенной нагрузки. Обычно бетон невозможно выполнить в виде монокристалла. Поэтому для поликристаллического бетона максимальное значение модуля Юнга для высокопрочного бетона с фиброй $4,16 \cdot 10^{10}$ Па [14]. С данными эксперимента теоретический расчет отличается незначительно.

Взаимодействие кластеров карбоната кальция с кластерами глинозема обуславливает более высокое значение модуля Юнга. Когда армирование бетона выполняется обычными железными стержнями, кластеры магнетита своими электрическими диполями выстраиваются перпендикулярно поверхности стержня. Кластер карбоната кальция, взаимодействуя с такими кластерами, обладает сравнительно высокой энергией связи, но структура кластеров карбоната кальция получается не очень плотная. Однако даже в этом случае модуль Юнга обладает сравнительно высоким значением.

Пути повышения механических свойств бетона и железобетона. Для увеличения механических свойств бетона применяют разного рода армирование. Особое значение приобрело армирование бетона железной оснасткой. Железная оснастка выполняется железными прутьями послековки и термической обработки. В этом случае поверхность прутьев покрыта плотноупакованным слоем молекул магнетита Fe_2O_3 , дипольные электрические моменты которых выстроены преимущественно вдоль поверхности арматуры. Это способствует тому, что энергия связи молекул карбоната кальция возрастает с основой до 0,254 эВ и модуль Юнга составляет $6,5 \cdot 10^{10}$ Па. Если произвести заметную пластическую деформацию, то у поверхности арматуры кластеры магнетита выстроятся вдоль нее. Толстые стержни для этого не пригодны. Следует использовать тонкую проволоку класса В-II диаметром 3 - 5 мм, которую можно растянуть с большим усилием до границы пластической деформации.

Кластер карбоната кальция в данном случае взаимодействует с двумя кластерами магнетита и заполняет межкластерную пустоту. В результате диполь-дипольного взаимодействия энергия кластера карбоната кальция с основой возрастает почти в два раза. Соответственно и модуль Юнга возрастает в 1,85 раза по сравнению с железными стержнями в качестве арматуры. Учитывая, что карбонат кальция на поверхностях частиц песка заполняет разного рода трещины, то, уменьшая помол песка, достигают заметного увеличения модуля Юнга и соответственно увеличивается твердость бетона.

Чтобы получить высокопрочный бетон необходимо увеличить энергию связи на единицу массы. Выход был найден путем применения фибры. Вначале применялась мелко нарубленная проволока, а в настоящее время в качестве фибры используют нанотрубки. Плотность бетона уменьшается, а величина связи на единицу массы возрастает. В результате полученные экспериментальные данные по механическим свойствам бетона приблизились к теоретическим найденным значениям.

Выводы: В результате проведенных исследований разработана модель формирования сложных молекул, внутрикластерных структур, межкластерных решеточных структур с применением двухчастичной квантовой механики.

Выяснены причины, при которых происходит переход от одного агрегатного состояния к другому.

Дано обоснование условий возникновения плотноупакованного состояния и определены механические свойства такого состояния.

Показано, что плотноупакованное состояние существенно увеличивает энергию связи бинарного взаимодействия между разными материалами в композиционных конструкциях, а на примере формирования высокопрочных бетонов продемонстрирована эффективность применения связующего материала в виде плотноупакованного состояния.

1. Гречихин Л. И. Явление образования монолитных упрочняющих слоев в строительных композитах. / Л. И. Гречихин, Э. Д. Подлозный // Наукові нотатки. Міжвузівський збірник (за галузями знань «Машинобудування та металообробка», «Інженерна механіка», «Металургія та матеріалознавство») – ЛНТУ. 2011. - Вип. 31. – С. 100-108.
2. Гречихин Л. И. Плотноупакованное состояние – основа нанотехнологий. / Л. И. Гречихин // Сб. трудов XIX международной научно-технической конференции в г. Севастополе 17-22 сентября 2012 г. В 3-х томах. – Донецк: ДонНТУ, 2012. - Т. 1. - С. 195 – 197.
3. Проектирование, изготовление и эксплуатация высокоресурсных конструкций из МПКМ. / В. И. Постнов, И. А. Казаков, П. А. Абрамов и др. // Современные научно-технические проблемы транспорта. Сб. научных трудов IV международной научно-технической конференции 11-13 октября 2007. – Ульяновск: УлГТУ, 2007. - С. 229 - 223.
4. Возможности метода вакуумной прокатки как способа получения многослойных композитов с нанометрическими толщинами слоев / М. И. Карпов, В. И. Внуков, К. Г. Внуков и др. // Материаловедение, 2004. - №1. – С. 48 - 53.
5. Многослойный композит Cu – Fe с нанометрической толщиной слоев / М. И. Карпов, В. И. Внуков, Н. В. Медведь, и др. // Материаловедение, 2005. - №1. – С. 36 – 39.
6. Подлозный Э. Д. Нанотехнология производства упрочненного композита на основ кремнезема и глинозема, армированных кластерами карбоната кальция. / Э.Д. Подлозный, Л.И. Гречихин // Машиностроение. Республиканский межведомственный сборник научных трудов. Мн. 2012. – Т.2. Вып. 26. – С. 259-264.
7. Витязь П. А. Нанотехнология производства упрочненного бетона с различной матрицей композита. / П. А. Витязь, Э. Д. Подлозный, Л. И. Гречихин // Вести Национальной академии наук Беларуси, 2010. - № 1. – С. 5-13.
8. Гречихин Л. И. Анализ непрерывного армирования предварительно напряженных железобетонных конструкций на наноуровне. / Л. И. Гречихин, Э. Д. Подлозный // Сб. Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій / Під заг. ред. В.В. Панасюка. – Львів: Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України, 2009. С. 315-320.
9. Гречихин Л. И. Физика наночастиц и нанотехнологий. Общие основы, механические, тепловые и эмиссионные свойства / Л. И. Гречихин // Мн.: УП Технопринт, 2004. – 398 с.
10. Гречихин Л. И. Наночастицы и нанотехнологии / Л. И. Гречихин // Мн.: Право и экономика. 2008. – 406 с.
11. Коулсон Ч. Валентность / Ч. Коулсон // М.: Мир, 1965. – 426 с.
12. Гречихин Л. И. Наноуровень обоснования ОКГ конденсированных сред. / Л. И. Гречихин, Ю. Шмермбек // Мн.: «Право и экономика». – 2010. – 75 с.
13. Еланский Г. Н. Строение и свойства металлических расплавов. / Г. Н. Еланский // М.: Металлургия. – 1991. – 160 с.
14. Пушенко А. С. Высокопрочный бетон в условиях воздействия высоких температур при пожаре / А. С. Пушенко // Автореф. дис. канд. техн. наук (05 23 05). Ростов на Дону. – 2008.

Стаття надійшла до редакції 23.04.2013.

Н.И. Даниленко, Ю.Н. Подрезов, И.И. Иванова, А.Н. Демидик, Н.А. Крылова
СТРУКТУРНАЯ И ХИМИЧЕСКАЯ МИКРОНЕОДНОРОДНОСТЬ ВБЛИЗИ ГРАНИЦ
РАЗДЕЛА ДВУХКОМПОНЕНТНЫХ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ

В статье представлены результаты прецизионного химического анализа, приграничных областей двухкомпонентных порошковых композитов 70Ni–30Mo и 50Fe – 50Cr, демонстрирующих повышенную склонность к сплавообразованию при высокотемпературной интенсивной деформации. Установлено, что резкое изменение концентрации происходит в очень узкой (~20 нм) приграничной области. В твердом растворе, что соответствует заданному составу композита, находятся почти нелегированные частицы тугоплавкого элемента (концентрация около 90%).

Ключевые слова: аналитическая электронная микроскопия, сплавообразование, приграничная зона, интенсивнаяпластическая деформация.

Рис. 2. Літ. 15.

М.І. Даниленко, Ю.М. Подрезов, І.І. Иванова, О.Н. Демидик, Н.А. Крылова
СТРУКТУРНА ТА ХІМІЧНА МІКРОНЕОДНОРІДНІСТЬ ПОБЛИЗУ ГРАНИЦЬ ПОДІЛУ
ДВОХКОМПОНЕНТНИХ ПОРОШКОВИХ МАТЕРІАЛІВ

У статті представлені результати прецизійного хімічного аналізу, приграничних областей двокомпонентних порошкових композитів 70Ni-30Mo і 50Fe - 50Cr, що демонструють підвищену схильність до сплавоутворення при високотемпературній інтенсивній деформації. Встановлено, що різка зміна концентрацій відбувається в дуже вузькій (~20 нм) приграничній області. В твердому, що відповідає заданому складу композиту, знаходяться майже нелеговані частинки тугоплавкого елемента (концентрація ~90%).

Ключові слова: аналітична електронна мікроскопія, сплавоутворення, пригранична зона, інтенсивна пластична деформація

M. Danylenko, Yu. Podrezov, I. Ivanova, O. Demydyk, N. Krylova
STRUCTURAL AND CHEMICAL INHOMOGENEITY NEAR INTERFACES OF TWO-
COMPONENT POWDER MATERIALS

The results of precision chemical analysis of near boundary areas of the two-component powder composites 70Ni-30Mo and 50Fe - 50Cr, which demonstrate high tendency to alloy formation under high temperature severe deformation are presented in the article. It is established, that a sharp change in concentration occurs in a very narrow (about 20 nm) near boundary area. There are almost unalloyed particles refractory elements (concentration of about 90%) in the solid solution, which corresponds to a given composition of the composite

Keywords: analytical electron microscopy, alloy formation, near boundary area, severe plastic deformation

Введение. Явление ускорения диффузии при пластической деформации материала неоднократно обсуждалось в литературе. В технологии холодной сварки этот эффект широко используется для создания совершенных контактов между разнородными материалами [1]. В последние годы широкое распространение получили эксперименты, направленные на создание слоистых композитов методами пакетной прокатки [2-5]. Аналогичные попытки предпринимаются для создания двухкомпонентных или гетерокомпонентных прутков [6].

Из теоретических работ, посвященных этому вопросу, наиболее известны результаты научной школы Л.Н. Ларикова с сотрудниками [7]. В их работах была обнаружена аномальная диффузия изотопных атомов при ударном нагружении. При этом рассчитанные значения коэффициентов диффузии увеличивались на 5-6 порядков по сравнению с традиционными технологиями.

Очевидно, что порошковые технологии наиболее привлекательны с точки реализации этого эффекта. В литературе известно ряд примеров, когда ускоренная диффузия в области границы раздела между разнородными порошками способствовала повышению свойств композита. Это Е.Хоменко с сотр. - на системе Cr –Cu [8], А.В. Лаптева и А.Н. Толочина - на системе Ag-Ni [9] и ряда других авторов. Следует отметить, что во всех упомянутых публикациях речь идет о диффузии атомов в сравнительно узкой приконтактной зоне размером 1-3 мкм под действием высокотемпературной пластической деформации. В этом перечне особое место занимают работы [10,11], в которых было обнаружено резкое ускорение процесса сплавообразования в двухкомпонентной порошковой системе Ni – Мо под действием интенсивной горячей деформации. Было показано, что при определенных условиях деформации происходит практически полное растворение исходных компонентов и возникновение твердого раствора, состав которого отвечает соотношению компонентов в исходной шихте. Кроме практической ценности данной разработки, позволяющей создавать изделия с особыми свойствами [11],

© Н.И. Даниленко, Ю.Н. Подрезов, И.И. Иванова, А.Н. Демидик, Н.А. Крылова

полученные результаты демонстрируют принципиальную возможность реализацию условий сплавообразования в порошковых системах. Для дальнейшего развития этого направления необходим тщательный анализ механизма массопереноса.

В наших предыдущих работах [2, 5] было показано, что прецизионные исследования границ раздела с применением аналитической электронной микроскопии позволяет прецизионно изучить химическую микронеоднородность распределения элементов в околограничных областях, и значительно продвинуться в понимании механизмов контактообразования и диффузии в гетерокомпонентных композитах.

В данной работе эта методика используется для уточнения механизма сплавообразования под действием высокотемпературной интенсивной деформации в гетерогенных порошковых системах.

Материалы и методика. В наших экспериментах кроме изученного в работах порошкового композита 70Ni – 30Mo исследовалась композиция из смеси порошков 50Fe – 50Cr. Обе пары характеризуются односторонней диффузией, причем более тугоплавкий компонент имеет значительно большую диффузионную подвижность в легкоплавком, что особенно важно, учитывая чувствительность сдвиговых напряжений к гомологической (нормированной на температуру плавления) температуре деформации.

Заготовки под экструзию для порошковой системы Ni – Mo, получались путем смешивания в баночном смесителе порошка никеля и порошка молибдена в весовом соотношении 70 к 30, что примерно соответствует атомному составу 80Ni20Mo. Порошок Ni имел средний размер 50 мкм, порошок молибдена – 5 мкм. Исходная смесь формовалась в цилиндрические заготовки диаметром 50 мм и высотой 50 мм, которые уплотнялись при комнатной температуре до пористости 25%. После этого заготовки спекались в вакууме в течение 15 мин при температуре 800 С.

Заготовки для порошковой системы Fe – Cr, получались путем смешивания в баночном смесителе порошка железа марки ПЖЗМ2 и порошка хрома в весовом соотношении 1:1, что соответствует атомному составу 52 Fe - 48Cr. Порошок Fe имел размер 60 мкм, порошок хрома -10 мкм. Смесь формовалась в цилиндрические заготовки диаметром 25 мм и высотой 25 мм, которые уплотнялись при комнатной температуре на механическом прессе до пористости 25%. После этого заготовки спекались в вакууме в течение 15 мин при температуре 800 °С.

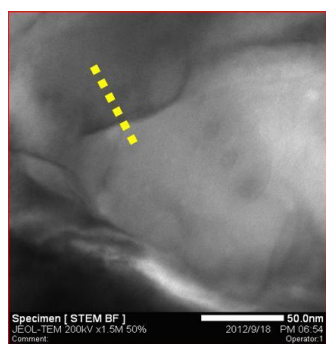
Полученные прессовки были подвергнуты горячей экструзии на быстроходном механическом прессе. Исходные заготовки через конусоидальную рабочую зону деформировались в прутки диаметром 10 мм для сплава Ni-Mo и 6 мм для сплава Fe-Cr. Скорость деформации в рабочей зоне ~ 10 сек⁻¹; степень истинной деформации на выходе из рабочей зоны $\epsilon \sim 2$. Температуре деформации 1200 °С. Для предотвращения окисления поверхность прессовки покрывалась жидким стеклом.

Из экструдированных прутков вырезались образцы толщиной 1мм и диаметром 3 мм, которые механически утонялись до толщины ~100 мкм, затем проводилось ионное утонение до появления отверстия. Электронно-микроскопические исследования проводились на аналитическом комплексе JEM-2100F с рентгеновским микроанализатором Oxford Instrument.

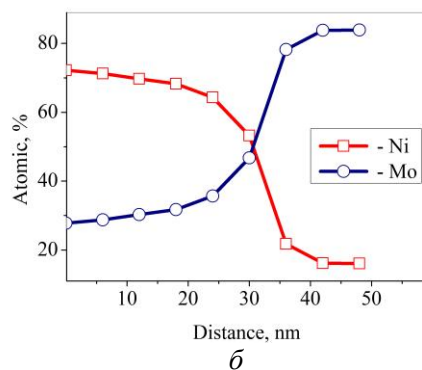
Результаты исследований. В работе [3] показано, что при изучении химической и структурной микронеоднородности на тонких фольгах дают более точные результаты по сравнению с результатами, полученными на массивных образцах. В данной работе были исследованы тонкие фольги двухкомпонентных порошковых композитов. В обоих исследованных случаях структура представляла собой твердый раствор с небольшим ~1% частиц размером – менее 1мкм. Выборочный химический анализ различных участков показал, что частицы примерно на 90%; состоят из тугоплавких элементов Mo в первом сплаве и Cr во втором, а твердый раствор по всему исследованному сечению имеет практически неизменный состав: 81Ni -19Mo -для первого случая и 52 Fe – 48 Cr для второго.

Результаты прецизионного химического анализа, проведенного вблизи границ раздела композита позволяют уточнить механизм диффузии при сплавообразовании. Эксперименты, выполненные на 70Ni – 30Mo (рис.1) и 50Fe – 50Cr (рис. 2) показали, что в обоих случаях наблюдается резкий скачок концентрации в очень узкой (~20 нм) приграничной области. За ее пределами с одной стороны фиксируются практически нелегированные частицы тугоплавкого элемента (концентрация ~ 90%), с другой стороны - твердый раствор, концентрация которого практически сразу соответствует составу композита (за вычетом вклада нерастворенных частиц). Такое распределение элементов свидетельствует о том, что атомы тугоплавкого элемента

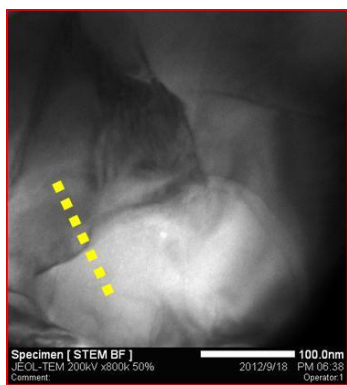
«вымываются» под действием интенсивной деформации и с большой скоростью равномерно распределяются в легкоплавком компоненте.



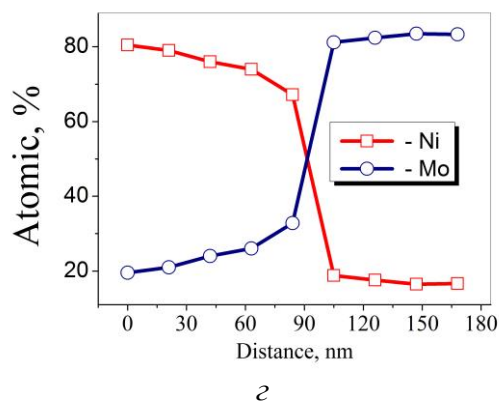
а



б

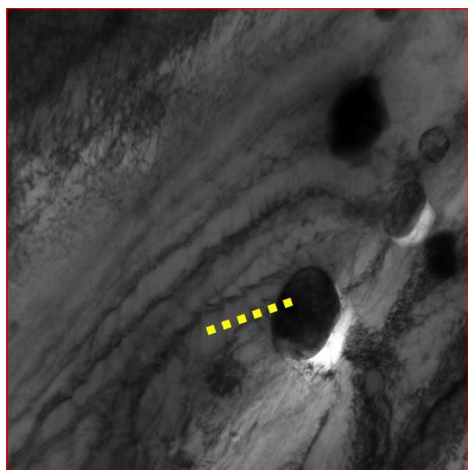


в

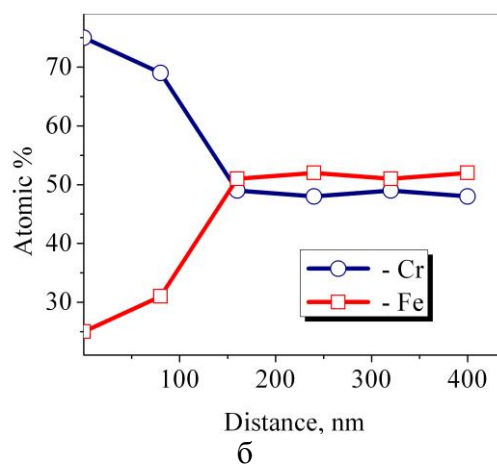


г

Рис. 1. Структура границы раздела Ni-Mo: а, в – микроструктура; б, г – распределение элементов вблизи границы раздела



а



б

Рис. 2. Структура границы раздела Fe-Cr: а – микроструктура; б – распределение элементов вблизи границы раздела

Очевидно, что формирование твердого раствора контролируется не только процессами переноса (*транспорта*) атомов растворенного вещества в растворителе, но и процессами отделения (*экстракции*) атомов растворяемого вещества, происходящими на границе раздела между порошинками. Полученные результаты говорят о том, что граница раздела между контактирующими элементами играет важнейшую роль в механизме сплавообразования под

действием больших деформаций. Атомы растворяемого элемента попадают в разрыхленную область на границе раздела, подхватываются вихрем (дисклинациями или турбулентным потоком) и по ротационному механизму с огромной скоростью (например, по механизму турбулентной диффузии [8]) уносятся из приграничной области в растворитель, освобождая места для следующих атомов. При этом особое значение приобретает структура границы раздела, ее размер, толщина и процессы, происходящие в области границы. По-видимому, важным, с точки зрения скорости растворения частиц, является процесс перемещения атомов растворяемого элемента в разрыхленную область границы. Этот процесс идет со скоростью, определяемой параметрами диффузии этих атомов на границу и толщиной самой границы.

Обсуждение результатов. При анализе микромеханизмов *транспорта* (диффузии) растворяемого вещества, обратим внимание на то, что существующие механические модели интенсивной пластической деформации опираются на физическую аналогию этого процесса с турбулентным движением жидкости [12]. Наличие ротационной моды деформации способствует не только созданию разориентированных нанозернистых структур, но может спровоцировать особый механизм ускоренной диффузии [14]. По аналогии с диффузией в турбулентном потоке жидкости такой механизм позволяет реализовать чрезвычайно высокие коэффициенты диффузии, которые на много порядков (10^7), превосходят параметры диффузии стационарных процессов.

Задача экспериментального исследования микромеханизмов массопереноса в твердом теле многократно сложнее, чем в жидкости, а в рассмотренном случае высокотемпературной интенсивной деформации становится не решаемой. Мало того, что процесс происходит в считанные доли секунды при высоких температурах в закрытых объемах, куда невозможно применение регистрирующей техникой, ситуация осложняется еще и тем, что после снятия деформации и охлаждения «застывшая» картина – объект для структурного анализа – существенно искажена релаксационными процессами. Это особенно важно при исследовании атомной реконструкции слоев, примыкающих к границам раздела.

Определенным подспорьем в решении данной задачи являются существующие взгляды на механизмы интенсивной (мегадеформации) материалов, в том числе, при повышенных температурах [14]. Исходя из генезиса механизмов пластической деформации, предполагается, что при больших деформациях процесс формоизменения происходит по ротационному механизму по определенным транспортным каналам – дисклинациям. О работоспособности этого механизма говорит большое количество разориентированных структурных элементов деформационной природы. О том, как осуществляется массоперенос при деформации судить тоже достаточно сложно. Для этого, как правило, используют умозрительные или компьютерные модели. Для подтверждения ротационной модели деформации обычно приводят микроструктуры, полученные методом ТЕМ с указанием разориентировок, но такие фотографии, как правило, существуют для материалов, продеформированных при низких или средних температурах [15].

При высоких температурах возникает конкуренция между дислокационными механизмами деформации и ползучестью (т.е. диффузионным механизмом). При малых скоростях деформации механизмы ползучести более предпочтительны, однако интенсивная деформация, идущая с большими скоростями, способствует включению дислокационных и дисклинационных механизмов. Собственно, альтернатива невелика: либо транспорт растворенных атомов осуществляется по дисклинационным каналам, подобно тому, как по этим каналам перемещаются атомы одного сорта при реализации мегадеформации, либо процесс идет диффузионным (жидкоподобным) путем. Во втором случае также следует ожидать определенных завихрений с включением ротационной составляющей.

Иными словами, реальный механизм *транспорта* установить практически не возможно, а обе имеющиеся гипотезы сводятся к ведущей роли ротационных, вихревых, турбулентных процессов, ответственных за транспорт растворенного элемента. Как это, например, предлагается в механической модели Я.Е. Бейгельзимера [12].

Проблема *отделения* атомов растворяемого элемента от массива (порошинки) под влиянием атомов растворителя сложнее и многогранней. Здесь аналогия с жидкостью практически отсутствует, поскольку необходимо рассматривать процессы, происходящие на границе раздела между двумя твердыми составляющими композита. При этом особое значение приобретает структура границы раздела, ее размер, толщина и процессы, происходящие в области границы. По-видимому, решающим с точки зрения скорости растворения частиц является процесс перемещения атомов растворяемого элемента в разрыхленную область границы. Этот процесс

идет со скоростью, определяемой параметрами диффузии растворяемых атомов на границу и толщиной самой границы.

Это явление можно попытаться изучать с помощью аналитического комплекса JEM-2100F. Переходная область, в которой сосуществуют разнородные атомы, в значительной степени характеризует толщину границы раздела. Однако, измеренная таким образом величина, может быть завышена из-за наклона границы (несмотря на малую толщину фольги) и по причине диффузии атомов в приграничной зоне. Поэтому наблюдаемые в обоих экспериментах значения толщины «переходного» слоя (~20 нм), по всей видимости, больше реальной толщины границы (рис.1,2). Обычно реальная толщина границы составляет 3-5 атомных слоя с каждой стороны, т.е. 2- 4 нм. Эту величину желательно знать, поскольку ее значение и величина коэффициента самодиффузии (или гетеродиффузии) растворяемого элемента будет определять скорость уменьшения размера частички растворяемого элемента.

Процессы, происходящие на границе раздела между растворителем и растворенным элементом предопределяют характер формирующейся структуры. Поскольку в этой узкой области происходит скачек концентрации, то имеются термодинамические предпосылки к возникновению новых фаз с принципиально новыми параметрами (в том числе диффузионными). Здесь следует иметь в виду, что, наряду с термодинамикой, важную роль играет кинетика процесса. В зависимости от температурно-скоростных условий и механизмов диффузии процесс можно повернуть в любую желательную сторону. Поэтому высокотемпературное спекание одной из заготовок привело к реализации условия формирования интерметаллида на границе раздела и, тем самым, замедлило процесс сплавообразования [10, 11].

Заключение

1. В исследованных композициях были реализованы следующие условия для получения твердого раствора из порошковых компонентов. Высокоскоростная интенсивная деформация, позволившая реализовать механизм аномального массопереноса и предотвратить образование новых фаз на границе раздела. Высокая температура деформации, позволившая снизить сопротивление течению в более легкоплавком элементе. Удачный выбор компонентов с точки зрения параметров гетеродиффузии - односторонняя диффузия, где более тугоплавкий элемент легко растворяется в легкоплавком.

2. Рассмотренные двухкомпонентные системы - хороший модельный объект для изучения явления аномальной диффузии при больших деформациях. При дальнейшем исследовании этой системы предполагается изучить влияние скорости, степени и температуры деформации на процесс массопереноса и закономерности формирования приграничной зоны. Изучение влияния концентрации элементов в исследованных системах, а также анализ процессов диффузии в других композициях требует постановки плановой глубоко продуманной работы. Развитие таких исследований необходимо как с научной точки зрения – для установления механизма мегадиффузии при мегадеформации, так и в практическом плане, о чем свидетельствует разработанная в ИПМ НАН Украины технология производства труб из сплава И 434, значительно превосходящих по своим характеристикам литой аналог.

1. *Каракозов Э.С.* Соединение металлов в твердой фазе. – М.: Металлургия, 1976. – 264 с.
2. *Коржов В.П.* Многослойный композит на основе никеля, армированный интерметаллидными слоями / В.П. Коржов, М.И. Карпов, В.М. Кийко // Физика и техника высоких давлений – 2010, Т 20, №4. – С. 101-108
3. *Даниленко Н.И.* Исследования методом аналитической электронной микроскопии нанопрослоек в зоне контакта биметаллов при горячей прокатке в вакууме / Н.И. Даниленко, Ю.Н. Подрезов, Б.В. Борц, А.А. Пархоменко, А.Т. Лопата // Наукові нотатки: Міжвуз. зб. (за напрямом „Інженерна механіка”). – 2011 – Вип. 31, – С. 109-113.
4. *Борц Б.В.* Исследование процессов сварки многослойных структур из кристаллитов различного химического состава с помощью горячей прокатки в вакууме / Б.В. Борц, А.Ф. Ванжа, А.Т. Лопата, И.М. Неклюдов, С.В. Шевченко / Вопросы атомной науки и техники. Серия “Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение” – 2005. – №5(88) – С.156 -158.
5. *Даниленко Н.И.* Исследование границ раздела многокомпонентных материалов с применением аналитической электронной микроскопии / Н.И. Даниленко, Ю.Н. Подрезов, В.В. Щиголев / Физика и техника высоких давлений – 2013. – Т. 23, №1 – С. 108-115.
6. *Эфрос Б.М.* Влияние интенсивной пластической деформации методом пакетной гидроэкструзии на механические свойства и атомную структуру никеля / Б.М. Эфрос, С.Г. Сынков, Е.В. Попова, Т.П. Заика, Л.В. Лоладзе // Физика и техника высоких давлений. – 2002. – Т. 12, №2. – С. 27-37.
7. *Ларионов Л.Н.* Диффузия в металлах и сплавах / Л.Н.Ларионов, В.И.Исаичев // Киев: Наукова думка, - 1987, - 510с.
8. *Хоменко О. В.* Структура та властивості композиту Cu–30%мас.Сг, отриманого методом динамічного гарячого пресування за різних умов попереднього диспергування попошків / О.В. Хоменко, О.І. Толочин, Ю.І. Найда, А.В. Лаптев, Р.В. Мінакова // Наукові нотатки: Міжвуз. зб. (за напрямом „Інженерна механіка”). – 2011. – Вип.31. – С. 403-407.

© Н.И. Даниленко, Ю.Н. Подрезов, И.И. Иванова, А.Н. Демидик, Н.А. Крылова

9. Толочин А. И. Ультрамелкозернистый твердый сплав ВК40. II. Связь механических свойств со структурой / А.И.Толочин, А.В. Лаптев, М.Е. Головкова, М.С. Ковальченко // Порошковая металлургия. – 2008. – №5/6. – С. 66-76.
10. Иванова И.И. Активация сплавообразования в порошковых двухкомпонентных системах в процессе горячей деформации / И.И. Иванова, А.Н. Демидик, А.А. Сотник // Порошковая металлургия. – 2001. – № 3-4. – С. 58-63.
11. Иванова И.И. Разработка технологии получения беспористых порошковых сплавов системы никель-молибден / И.И.Иванова, А.Н.Демидик // Порошковая металлургия – 2001. – № 5-6. – С. 50-59.
12. Бейгельзимер Я. Е. Простой сдвиг металлов: что это такое? // ФТВД. – 2010. Т. 20, № 4. – С. 40-52.
13. Монин А.С. Статистическая гидромеханика А.С. Монин, А.М. Яглом // Гидрометеиздат, Санкт-Петербург – 1992. – т. 1. – 231 с.
14. Лихачев В.А. Введение в теорию дисклиний / В.А. Лихачев, Р.Ю. Хайров // – Л.: Изд-во Ленинград. ун-та, - 1975. – 183 с.
15. Вергазов А.М. Исследования фрагментированной структуры, образующейся в молибдене при активной пластической деформации / А.М. Вергазов, В.А. Лихачев, В.В. Рыбин // ФММ,- 1976. – 42, Вып. 6. – С. 1240-1246.

Стаття надійшла до редакції 24.04.2013.

А.А. Дудников, А.И. Беловод А.А. Келемеш
ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ВИБРАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ НА
ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ БРОНЗОВЫХ ОПОРНЫХ ВТУЛОК РАСПРЕДЕЛИТЕЛЬНЫХ
ВАЛОВ

Получены математические модели изменения износов по внутреннему и наружному диаметрам опорных втулок с виброупрочнением рабочей поверхности.

Ключевые слова: надёжность, вибрационное упрочнение, математическая модель, поверхность отклика.

Форм. 8. Рис. 3. Табл. 1. Лит. 1.

А.А. Дудніков, О.І. Біловод, А.О. Келемеш
ВПЛИВ ПАРАМЕТРІВ ВІБРАЦІЙНОЇ ОБРОБКИ НА ЗНОСОСТІЙКІСТЬ
БРОНЗОВИХ ОПОРНИХ ВТУЛОК РОЗПОДІЛЬЧИХ ВАЛІВ.

Одержані математичні моделі зміни зносу по внутрішньому та зовнішньому діаметрам опорних втулок з віброзміцненням робочої поверхні.

Ключові слова: надійність, вібраційне зміцнення, математична модель, поверхня відгуку.

A. Dudnikov, A. Belovod, A Kelemesh
IMPACT PARAMETER VIBRATION RESISTANCE TREATMENT ON BRONZE
BEARING BUSHES CAMSHAFTS

The mathematical model of change of wear on the inner and outer diameters of the bearing bushes with vibration hardening work surface.

Keywords: reliability, vibration hardening, mathematical model, the response surface.

Постановка проблемы. Обусловлена необходимостью разработки и применения эффективного метода повышения надёжности бронзовых деталей сельскохозяйственной техники путём использования упрочняющих обработок их рабочих поверхностей [1].

Актуальными являются исследования по определению оптимальных значений параметров технологического процесса вибрационной обработки бронзовых деталей при их восстановлении, обеспечивающих необходимую надёжность и долговечность.

Анализ основных исследований. Исследование новых технологических процессов при изготовлении и восстановлении деталей способствует повышению надёжности сельскохозяйственных машин и агрегатов. Недостаточная их надёжность вызывает значительный рост затрат на восстановление и эксплуатацию. Анализ особенностей сельскохозяйственных машин показывает, что в их конструкциях применяется достаточно большое количество деталей из цветных металлов и сплавов, так как они обладают высоким антифрикционным свойствами, коррозионной стойкостью, выдерживают значительные удельные нагрузки и высокие скоростные режимы. Например, в тракторах серии Т-150 используется более 30 бронзовых втулок, которые устанавливаются в различных узлах, таких как: рама, трансмиссия, двигатель и т.д.

Анализ литературных источников и передового опыта восстановления указанных деталей показывает что применение методов (детонационное напыление, диффузионная металлизация, центробежная заливка, плазменное напыление, электроконтактная приварка порошковых материалов) отличаются сложностью и высокой стоимостью применяемого оборудования и не нашли пока широкого применения в ремонтном производстве.

Цель исследования. Целью исследования является определение оптимальных параметров вибрационной обработки и их влияние на износостойкость бронзовых опорных втулок распределительных валов.

Результаты исследований. Для экспериментального подтверждения рассмотренных теоретических предпосылок по целесообразности использования вибрационной технологии определены следующие конструктивно-режимные параметры упрочнения: амплитуда A , частота колебаний рабочего инструмента (пуансона) n и угол уклона пуансона β .

Экспериментальные исследования проводили в соответствии с существующей методикой, которые имели цель изучить влияние параметров вибрационного упрочнения на качественные показатели.

В качестве параметров оптимизации при многофакторном эксперименте выбраны износы по наружному диаметру ΔD и внутреннему диаметру Δd опорных втулок с виброупрочнением рабочей поверхности и восстановленных обычной раздачей.

Результаты проведенных экспериментальных исследований с учётом факторов, указанных в матрице планирования многофакторного эксперимента, приведены в табл. 1.

Таблица 1. Результаты экспериментальных исследований вибрационного упрочнения

Номер опыта	Амплитуда рабочего органа A , мм	Частота колебаний рабочего органа n , мин ⁻¹	Угол уклона пуансона β , град.	Величина износа I , мм			
				варианты втулок			
				вибрационное деформирование		обычное деформирование	
				ΔD_1	Δd_1	ΔD_2	Δd_2
1	0,5	700	8	0,058	0,038	0,095	0,060
2	0,5	700	9	0,042	0,042	0,070	0,066
3	0,5	700	10	0,039	0,031	0,064	0,049
4	0,5	1400	8	0,050	0,035	0,083	0,053
5	0,5	1400	9	0,039	0,032	0,065	0,051
6	0,5	1400	10	0,043	0,033	0,072	0,052
7	0,5	2100	8	0,055	0,037	0,092	0,058
8	0,5	2100	9	0,038	0,031	0,064	0,049
9	0,5	2100	10	0,042	0,032	0,070	0,050
10	1,0	700	8	0,044	0,034	0,073	0,054
11	1,0	700	9	0,038	0,033	0,063	0,052
12	1,0	700	10	0,045	0,032	0,075	0,051
13	1,0	1400	8	0,041	0,030	0,068	0,047
14	1,0	1400	9	0,043	0,031	0,072	0,049
15	1,0	1400	10	0,039	0,032	0,065	0,051
16	1,0	2100	8	0,050	0,034	0,082	0,054
17	1,0	2100	9	0,043	0,033	0,091	0,053
18	1,0	2100	10	0,045	0,037	0,074	0,052
19	1,5	700	8	0,056	0,037	0,093	0,058
20	1,5	700	9	0,044	0,034	0,073	0,055
21	1,5	700	10	0,042	0,031	0,071	0,050
22	1,5	1400	8	0,038	0,034	0,064	0,053
23	1,5	1400	9	0,036	0,032	0,060	0,052
24	1,5	1400	10	0,039	0,033	0,065	0,053
25	1,5	2100	8	0,049	0,035	0,082	0,054
26	1,5	2100	9	0,041	0,030	0,068	0,048
27	1,5	2100	10	0,045	0,034	0,076	0,053

В результате проведения регрессивного анализа с помощью программы Statistica 6.0 получены следующие уравнения взаимосвязи основных параметров вибрационного упрочнения:

– износ ΔD_1 опорных втулок с виброупрочнением рабочей поверхности:

$$\Delta D_1 = 0,5057 - 0,0107x_1 - 2,5 \cdot 10^{-5}x_2 - 0,09545x_3 + 0,0044x_1^2 + 9,1 \cdot 10^{-9}x_2^2 + 0,0051x_3^2; \quad (1)$$

– износ Δd_1 опорных втулок с виброупрочнением рабочей поверхности:

$$\Delta d_1 = 0,1126 - 0,0097x_1 - 1,1 \cdot 10^{-5}x_2 - 0,0141x_3 + 0,0042x_1^2 + 3,5 \cdot 10^{-9}x_2^2 + 0,0007x_3^2; \quad (2)$$

– износ ΔD_2 опорных втулок восстановленных обычной раздачей:

$$\Delta D_2 = 0,6513 - 0,0030x_1 - 4,5 \cdot 10^{-5}x_2 - 0,1176x_3 + 0,0002x_1^2 + 1,7 \cdot 10^{-8}x_2^2 + 0,0062x_3^2; \quad (3)$$

– износ Δd_2 опорных втулок восстановленных обычной раздачей:

$$\Delta d_2 = 0,0960 - 0,0182x_1 - 1,6 \cdot 10^{-5}x_2 - 0,0037x_3 + 0,0084x_1^2 + 5,0 \cdot 10^{-9}x_2^2 + 0,0001x_3^2, \quad (4)$$

где x_1 – фактор амплитуды рабочего органа; x_2 – фактор частоты колебания рабочего органа; x_3 – фактор угла уклона пуансона.

Значения коэффициентов корреляции R и детерминации R^2 получены в результате расчётов в программе Statistica 6.0. Коэффициенты корреляции ($R = 0,77 \dots 0,91$) свидетельствуют о высокой степени взаимосвязи между результативными и факторными показателями. Влияние данных факторов на результативные показатели уравнений составляют 59...83 %, что обусловлено соответствующими коэффициентами детерминации R^2 (0,59-0,83). Значения t -критериев существенно превышают критические для совокупностей (2,59), а уровни значимостей (p -level) значительно ниже 0,05, что подтверждает надёжность моделей.

Получаем математические модели изменения износов по диаметрам ΔD и Δd опорных втулок с виброупрочнением рабочей поверхности и восстановленных обычной раздачей:

$$\Delta D_1 = 0,5057 - 0,0107A - 2,5 \cdot 10^{-5}n - 0,0954\beta + 0,0044A^2 + 9,1 \cdot 10^{-9}n^2 + 0,0051\beta^2; \quad (5)$$

$$\Delta d_1 = 0,1126 - 0,0097A - 1,1 \cdot 10^{-5}n - 0,0141\beta + 0,0042A^2 + 3,5 \cdot 10^{-9}n^2 + 0,0007\beta^2; \quad (6)$$

$$\Delta D_2 = 0,6513 - 0,0030A - 4,5 \cdot 10^{-5}n - 0,1176\beta + 1,6533A^2 + 1,77 \cdot 10^{-7}n^2 + 0,0062\beta^2; \quad (7)$$

$$\Delta d_2 = 0,0960 - 0,0182A - 1,6 \cdot 10^{-5}n - 0,0037\beta + 0,0084A^2 + 5,0 \cdot 10^{-9}n^2 + 0,0001\beta^2. \quad (8)$$

Уравнения регрессий (5-8) дают возможность графически построить поверхности откликов зависимости величины износа от угла уклона пуансона β , амплитуды A и частоты колебаний рабочего органа n . На рис. 1-3 показаны поверхности откликов для опорных втулок, восстановленных с виброупрочнением рабочей поверхности.

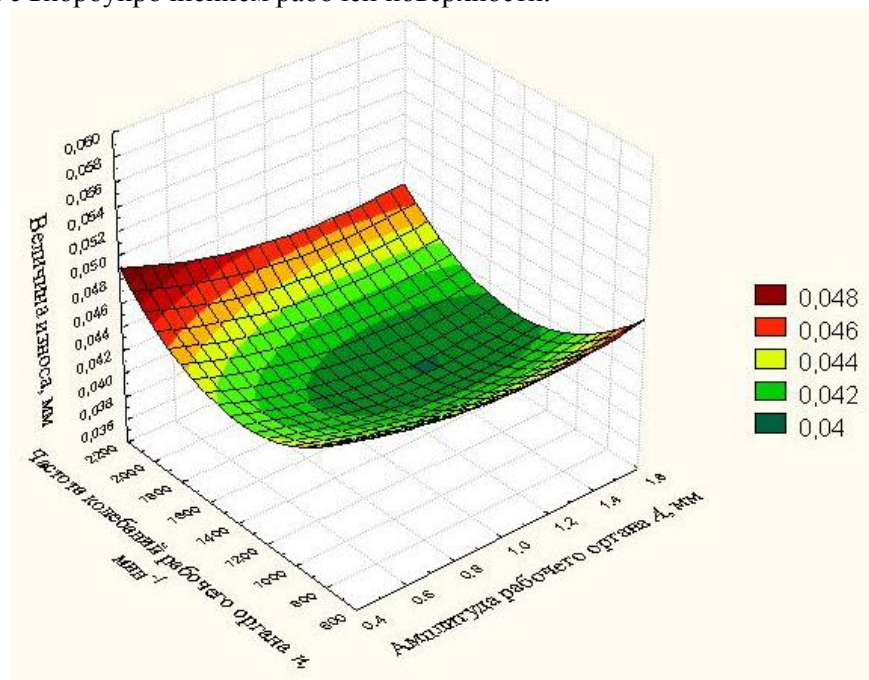


Рис. 1. Поверхность отклика зависимости величины износа ΔD_1 от амплитуды A и частоты n колебаний рабочего органа

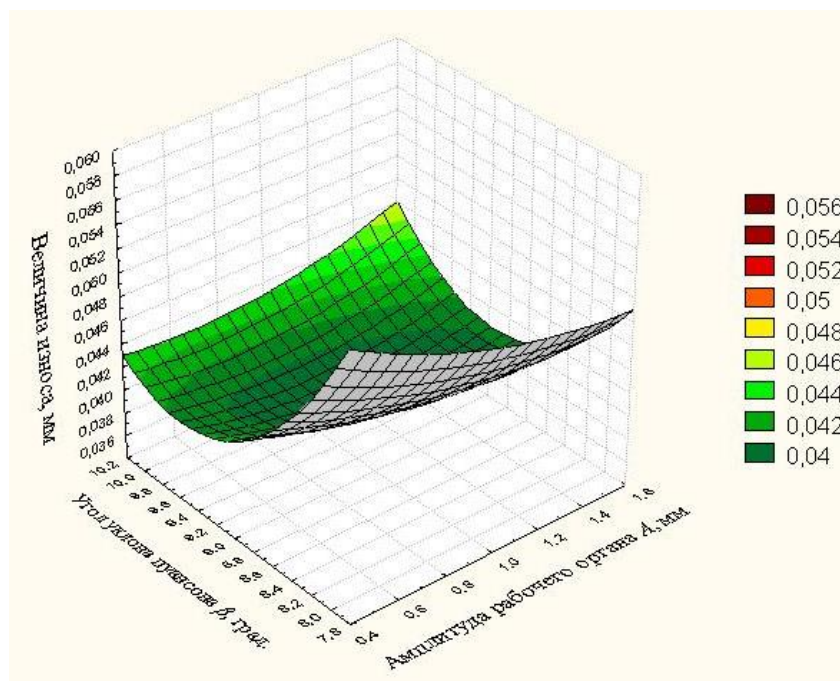


Рис. 2. Поверхность отклика зависимости величины износа ΔD_1 от угла уклона пуансона β и амплитуды A рабочего органа

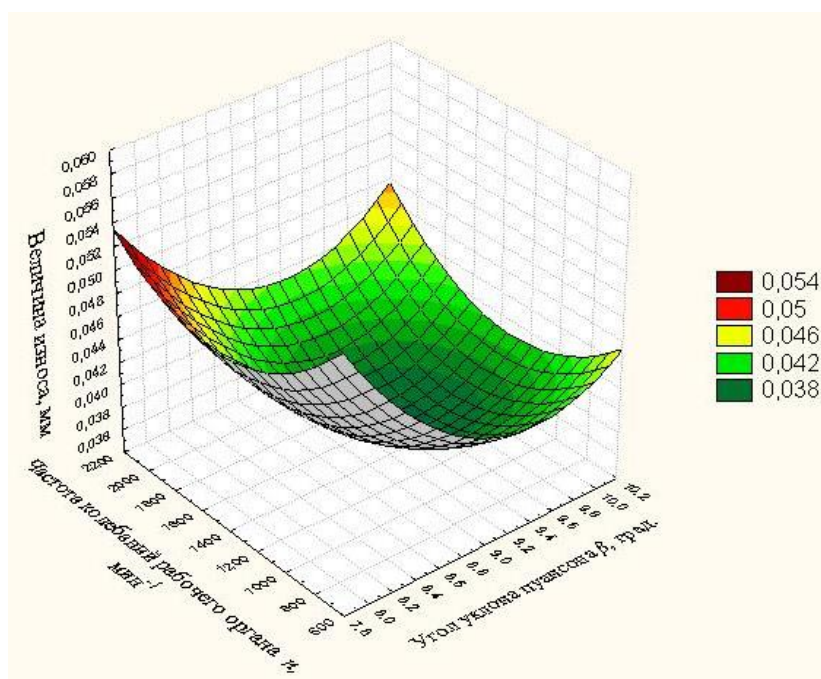


Рис. 3. Поверхность отклика зависимости величины износа ΔD_1 от угла уклона пуансона β и частоты n колебаний рабочего органа

Выводы. На основании исследования на экстремумы полученных поверхностей установлено, что оптимальными режимами вибрационного упрочнения являются: частота колебаний рабочего органа $n = 1400 \text{ мин}^{-1}$; амплитуда рабочего органа $A = 1,0 \text{ мм}$; угол уклона пуансона $\beta = 9^\circ$.

1. Дудніков А.А. Проектування технологічних процесів сервісних підприємств / А.А. Дудніков, П.В. Писаренко, О.І. Біловод, І.А. Дудніков, О.П. Ківшик. – Вінниця, Наукова книга, 2011. – 400 с.

Стаття надійшла до редакції 27.04.2013.

УДК 621.762

Т.А. Епифанцева

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПРЕССОВОК ГЕТЕРОГЕННОГО МАТЕРИАЛА $\text{Cu-20\% W}$ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ СООТНОШЕНИЯ РАЗМЕРОВ ЧАСТИЦ КОМПОНЕНТОВ СМЕСИ $R(\text{Cu})/R(\text{W})$

Исследованы структура и некоторые свойства холоднопрессованного гетерогенного материала на основе меди с добавкой твердого компонента (W) в зависимости от соотношения размеров частиц пластичной матрицы и твердых включений. Установлены закономерности формирования структуры материала в зависимости от соотношения размеров частиц $R(\text{Cu})/R(\text{W})$ во взаимосвязи с изменением ряда свойств: плотности, прочности, электропроводности. Проанализированы причины формирования характерных дефектов структуры, а также влияние последних на механические свойства и характер разрушения материала. Показано, что структура гетерогенного материала в неспеченном состоянии изотропна вне зависимости от соотношения размеров частиц матрица/включения. Описан характер разрушения прессовок гетерогенного материала на основе меди с добавками вольфрама в зависимости от величины соотношения частиц матрица/включения.

Ключевые слова: неспеченные прессовки, конусная форма, структура гетерогенного материала.

Табл. 1. Рис. 3. Лит. 12.

Т.О. Єпифанцева

Особенности структуры и физико-механические свойства пресовок гетерогенного материала $\text{Cu} - 20\%.\text{W}$ залежно від співвідношення розмірів часток компонентів суміші $(\text{Cu})/R(\text{W})$

Досліджено структуру і деякі властивості гетерогенного холоднопресованого матеріалу на основі міді з додаванням твердої компоненти (W) залежно від розміру частинки пластичної матриці і твердих частинок. Встановлено закономірності формування структури матеріалу в залежності від співвідношення розмірів часток $R(\text{Cu})/R(\text{W})$ у взаємозв'язку зі зміною деяких властивостей: щільність, міцність, електропровідність. Проаналізовано причини утворення дефектів у структурі, а також їх впливу на механічні властивості і характер руйнування матеріалу. Показано, що структура гетерогенного матеріалу у неспеченому стані ізотропна незалежно від співвідношення розмірів часток матриці і включень. Досліджено характер руйнування пресовок гетерогенного матеріалу на основі міді з домішками вольфраму залежно від значення співвідношення розмірів часток матриць/включень.

Ключові слова: неспечені пресовки, конусна форма, структура гетерогенного матеріалу.

T. Epifantseva

Specific features of structure and physical and mechanical properties of $\text{Cu} - 20\%.\text{W}$ heterogeneous material depending on the ratio of mixture components particle size $R(\text{Cu})/R(\text{W})$

Interrelation between the structure and some properties of a cold-pressed heterogeneous material with a copper matrix and solid component (W) additives and the particle size of its constituents, i.e., of the plastic matrix and solid component, have been investigated. Regularities of material structure and some properties (density, strength, electrical conductivity) formation depending on particle size ratio $R(\text{Cu})/R(\text{W})$ were determined. Causes of characteristic structural defects formation have been analyzed as well as their influence on mechanical properties and fracture mechanism of the investigated material. It was shown that the structure of the heterogeneous material under investigation is isotropic regardless of the particle size ratio $R(\text{Cu})/R(\text{W})$. Mechanisms of the heterogeneous material $\text{Cu-20wt.\%W}$ failure are discussed in interrelation with the matrix/inclusion particle size ratio.

Keywords: cold-pressed compact, conical shape, heterogeneous composition, structure.

Постановка проблеми. Использование уникальных свойств композиционных порошковых материалов в сфере высоких скоростей (2000- 6000 м/сек), давлений (~1000 МПа) и температур (более 1000 °C), требует создания материалов с особыми свойствами. Так, повышение эффекта проникновения кумулятивной струи невозможно без создания облицовок определенной структуры (рис.1), которая обеспечит необходимые характеристики материала для запреградного действия [1].



Рис. 1. Облицовка кумулятивного заряда из порошкового гетерогенного материала на основе меди

Создание облицовок с требуемым комплексом свойств достигается путем выбора состава и метода формования с образованием определенной структуры материала [2]. Создание технологически прочных пористых изделий из композиционного материала на основе меди, содержащего в составе смеси компонент тяжелой тугоплавкой фазы, представляет практический интерес для повышения кумулятивного эффекта. Использование в составе смеси включений тяжелого компонента, в нашем случае W, в количестве 20% масс, имело целью повышение комплекса специальных служебных свойств в момент детонационного воздействия, что должно быть обеспечено высокой прочностью вольфрама ($\sigma_p = 120 \text{ кг/мм}^2$), его высоким удельным весом ($19,3 \text{ г/см}^3$) и достаточным запасом пластичности (относительное удлинение - 10 %). Сочетание таких показателей прочности и пластичности позволяют создать гетерогенный композиционный материал высокой эффективности [3, 4, 5].

Цель настоящей работы – изучить особенности микроструктуры неспеченных прессовок из порошкового гетерогенного материала на основе меди и тяжелой фазы вольфрама в зависимости от соотношения размера частиц компонентов смеси. Установить влияние величины соотношения размеров частиц матрица - включения на плотность и микроструктуру материала прессовки.

Пористые изделия из гетерогенного порошкового материала на основе меди для практического применения должны обладать достаточной технологической прочностью. В связи с этим целесообразно изучить особенности формования пористой структуры материала прессовки и ее роль в формировании физико-механических свойств изделий.

Объекты исследований и методики испытаний. В настоящей работе исследовались образцы состава Cu – 20% (масс.) W, с фиксированным содержанием тяжелой фазы вольфрама в смеси, изготовленные по одной технологической схеме формования до максимальной плотности. Из исходных частиц компонентов методом механического перемешивания были подготовлены гетерогенные порошковые смеси, которые различаются соотношением размера частиц матрица/включение (табл. 1). В состав шихт входил порошок распыленной меди со средним значением размера частиц 40 мкм, и вольфрама со средним значением размера частиц 10 мкм и 100 мкм. С целью определения влияния присутствия тяжелого компонента в смеси на структурные характеристики неспеченных прессовок и их некоторые физико-механические свойства, параллельно изготовлены и испытаны образцы из порошков чистой меди, полученные в идентичных условиях. Смесь уплотняли двухсторонним прессованием до предельной плотности, которой соответствует некоторое критическое давление, при превышении которого наблюдается расслой прессовок после их выпрессовки из пресс-формы. Образцы изготовлены прецизионным двухсторонним прессованием до упора (ГОСТ 29012 –91) при усилии прессования 63 Тс на прессе П-483. Плотность пористых прямоугольных образцов размером 4,36 x 6,3 x 43,6 мм³ определяли расчетным методом по ГОСТ 18898-89, таблице.

Таблица 1. Зависимость физико-механических свойств гетерогенного материала на основе меди от соотношения размеров частиц компонентов смеси R(Cu)/R(W)

Размер частиц Cu, мкм	Отн. плотность %	R(Cu) / R(W)	Модуль упруг. E, ГПа	Прочность на изгиб, МПа	Удельное Электро-сопротивление мк Ом м
40	93,5	-	98	49,5	0,0182
40	88,3	4	90	62,6	0,1747
40	92,7	0,4	94	44,4	0,8733

Анализ структуры материала и микромеханизм разрушения поверхности неспеченных прессовок проводили с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЕМ) Superprobe 733 (JEOL, Япония). Результаты фрактографического анализа исследованных материалов позволили установить расположение частиц, образующих прочный каркас изделия, в объеме прессовок, а также морфологию структуры и ее взаимосвязь с содержанием и размером частиц вольфрама в смеси [6]. Фрактограммы исследованных холоднопрессованных материалов представлены на рис. 2 и рис. 3. Фрактографический анализ позволил выявить роль изменения соотношения размера включений твердого компонента (W) относительно размера частиц материала матрицы (Cu) на основные механические свойства неспеченных прессовок. Микроструктура прессовок оценивалась в основном по двум параметрам: распределению частиц твердых включений в материале и

наличию в структуре дефектов различного типа [7 - 9]. Электропроводность материала измеряли при комнатной температуре с помощью моста постоянного тока Р30009 (погрешность измерений составляла не более 5%) [10].

Результаты исследований и их обсуждение. Фрактографический анализ поверхностей разрушения неспеченных прессовок выявил существенные различия в характере разрушения гетерогенного материала одного состава в зависимости от величины соотношения размера частиц матрица/твердые включения.

При изучении поверхности излома прессовок ввиду высокой жесткости твердых включений и отсутствия взаимной растворимости между частицами меди и вольфрама, установлен факт формирования изотропной структуры, где основным параметром, характеризующим формирование матрицы прессовки, является величина площади единичного межчастичного контакта между пластичными частицами меди. При прессовании, присутствие крупных частиц вольфрама в составе смеси приводит к повышению степени деформации материала в целом и, как следствие, в результате пластической деформации происходит изменение формы частиц и создание контакта.

Для структуры прессовок из гетерогенной порошковой смеси с соотношением размеров частиц $R(\text{Cu})/R(\text{W}) = 4$ характерно присутствие мелких трещин (рис. 2).

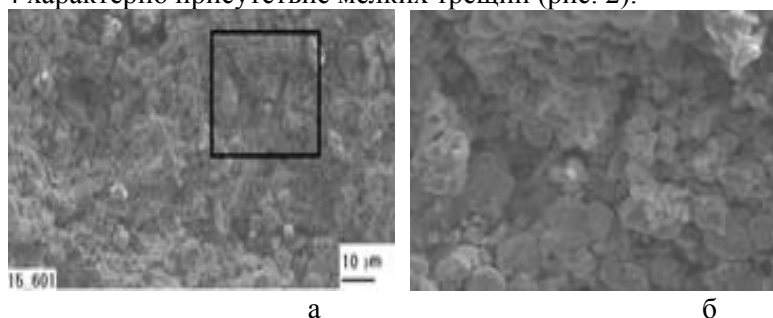


Рис. 2. Фрактограммы прессовки гетерогенного состава Cu-20%мас.W при $R(\text{Cu})/R(\text{W}) = 4$, а, б – выделенный фрагмент фрактограммы, где присутствуют мелкие трещины.

Причиной их образования по мнению авторов является упругое последствие, возникающее при выпрессовке. При соотношении размеров частиц $R(\text{Cu})/R(\text{W}) = 0,4$ для структуры характерно присутствие трещин расслоения, образующихся под действием сдвиговых деформаций (рис. 3).

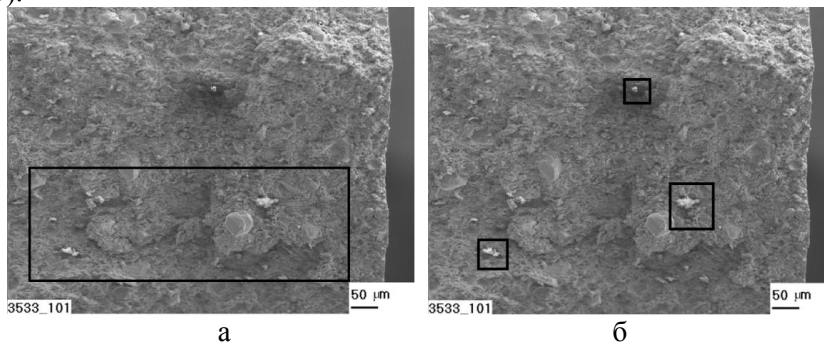


Рис. 3. Фрактограммы прессовки гетерогенного состава Cu-20%мас.W при $R(\text{Cu})/R(\text{W}) = 0,4$; выделенный фрагмент с трещинами расслоения; а, б – выделенный фрагмент фрактограммы с частицами вольфрама внутри пор.

Частицы вольфрама фиксируются в вязкой медной матрице. Ввиду большой разницы величин удельного веса порошка вольфрама ($19,26 \text{ г/см}^3$) и удельного веса порошка электролитической меди ($8,96 \text{ г/см}^3$) в процессе засыпки в пресс-форму до известной степени может нарушаться гомогенность исходных смесей, тяжелые частицы вольфрама неравномерно распределяться в структуре холоднопрессованного материала, рис. 2, а.

Наличие пор, свободных от частиц вольфрама, а также локальное нарушение гомогенности в виде скоплений частиц вольфрама в медной матрице (данные фрактографического анализа, рис. 6, в) могут свидетельствовать о: роли величины удельной плотности материала вводимых в материал твердых включений на частичное нарушение гомогенности исходной порошковой смеси при засыпке в прессформу; влиянии физико-химического состояния поверхности частиц включений,

обладающих высокой жесткостью и отсутствием текучести (например, вольфрам), на их локализацию в объеме вязкой матрицы матрицы (например, меди).

Структура материала с соотношением $R(\text{Cu})/R(\text{W}) = 4$, где размер частиц вольфрама составляет 10 мкм, характерна тем, что частицы вольфрама располагаются как в межчастичном пространстве, так и на поверхности частиц меди, при этом в порах медного каркаса присутствие частиц вольфрама не наблюдалось (рис. 2, б). Для данного материала также характерно присутствие мелких трещин, хотя в целом структура может рассматриваться как изотропная, а на модуль упругости холоднопрессованного материала присутствие таких трещин существенного влияния по всей видимости не оказывает. Последнее по нашему мнению свидетельствует о преимущественной роли размера частиц матрицы, который определяют величину площади единичного межчастичного контакта. В структуре материала с соотношением $R(\text{Cu})/R(\text{W}) = 0,4$ при введении крупных частиц вольфрама (100 мкм) наиболее часто наблюдается присутствие последних в порах медной матрицы. По нашему мнению пора в пластичной медной матрице формируется вокруг твердых частиц вольфрама, имеющих также высокую упругость, за счет сил упругой деформации твердых частиц вольфрама в процессе формирования плотной прессовки при снятии с материала внешней нагрузки (рис. 3).

Фрактографические исследования структуры материала прессовок одного состава с разным соотношением размера частиц матрица/включение позволило выявить особенности расположения частиц включений в объеме пластичной медной матрицы. Показано, что характер формирующейся микроструктуры прессовок исследуемого гетерогенного материала зависит от размера частиц включений и имеет изотропную структуру для всех значений соотношения $R(\text{Cu})/R(\text{W})$. Структура поверхности излома прессовки гетерогенного материала зависит от величины соотношения размеров частиц матрица/включение и может до определенной степени варьироваться, что позволяет утверждать, что характер разрушения гетерогенного материала также имеет заметные различия для каждой величины соотношения $R(\text{Cu})/R(\text{W})$.

Для исследования границ между частицами медной матрицы и включений вольфрама был проведен микрорентгеноспектральный анализ с фотографической регистрацией интерференционных линий в характеристических излучениях K_{α} Cu и L_{α} W. Микрорентгеноспектральный анализ подтвердил отсутствие формирования зоны контакта между частицами меди и вольфрама, что по нашему мнению может быть результатом действия упругих сил в материале, в котором присутствуют частицы вольфрама больших размеров (100 мкм). Можно предположить, что формирование в структуре материала межчастичных контактов с разным типом связи (металлической и механической) понижает прочностные и упругие свойства данного материала по сравнению с другими исследованными композициями с другим соотношением размеров частиц компонентов и, как следствие, такой материал имеет самые низкие показатели модуля упругости и прочности при изгибе (таблица).

Проведенные в работе измерения электросопротивления холоднопрессованных гетерогенных материалов с различными значениями соотношения размеров частиц компонентов $R(\text{Cu})/R(\text{W})$ показали, что как и в случае холоднопрессованных материалов на основе чистой меди значения удельного электросопротивления коррелируют со значениями модуля упругости. Так, максимальное значение удельного электросопротивления зафиксировано для композиции с $R(\text{Cu})/R(\text{W}) = 0,4$, который также обладает самым высоким модулем упругости. Это может быть объяснено уменьшением количества межчастичных контактов меди при одновременном увеличении площади единичного межчастичного контакта вольфрам-вольфрам. Такая закономерность может привести к повышению удельного сопротивления при одновременном повышении модуля упругости материала. Однако, при этом сплошность медной матрицы должна нарушаться, что подтверждается снижением прочности данного материала при изгибе. Увеличение электросопротивления может также объясняться достаточно большим количеством микротрещин в прессовках данного состава, что также приводит к нарушению сплошности медной матрицы. Специально следует отметить, что вышеприведенные утверждения носят предварительный характер и нуждаются в дополнительной проверке экспериментальным путем, что планируется осуществить при последующих исследованиях.

Установлено, что несмотря на более высокую пористость и большую разницу размера частиц матрицы и включений, неспеченные прессовки состава Cu - 20% W имеют в 1,5 раза более высокую сырую прочность на изгиб по сравнению с показателем для чистой меди, при относительно одинаковом значении свойств модуля упругости. Присутствие в гетерогенной смеси частиц вольфрама большого размера относительно частиц меди составляющих матрицу

прессовки, например, $R(\text{Cu})/R(\text{W}) = 0,4$, способствует формированию значения модуля упругости на уровне показателя для чистой меди, $E = 94$ ГПа и $E = 98$ ГПа.

При этом модуль упругости гетерогенного материала остается в пределах значений, полученных для прессовок из чистой меди, что свидетельствует о незначительном влиянии межчастичного контакта механического происхождения на модуль упругости (табл. 1). Установлено также, что уровень пористости исследованного холоднопрессованного гетерогенного материала в меньшей степени влияет на механическую прочность по сравнению с холоднопрессованными материалами на основе чистой меди. С другой стороны, присутствие в материале твердых включений вольфрама во всех исследованных композициях приводит к повышению остаточной пористости по сравнению с холоднопрессованными материалами на основе чистой меди при прочих равных условиях. Комплекс проведенных в настоящей работе исследований показывает, что для холоднопрессованных материалов $\text{Cu} - 20\%$ (масс.) W величина соотношения размеров частиц матрица/включение при фиксированном массовом соотношении компонентов в смеси влияет на ряд важных характеристик структуры гетерогенного материала, в частности на распределение и локализацию частиц тяжелого включения в объеме медной матрицы, что в свою очередь оказывает влияние на структурно-чувствительные физико-механические свойства холоднопрессованного материала. Полученные результаты не противоречат известным представлениям о физической природе упрочнения, а именно с деформационным упрочнением материала под действием формирующихся в материале внутренних напряжений, возникающих в результате увеличения деформации материала при его холодном прессовании [11,12].

Выводы. Проведенные комплексные исследования холоднопрессованных материалов $\text{Cu} - 20\%$ (масс.) W показали, что определяющее влияние на формирование их микроструктуры и ряда структурно-чувствительных физико-механических свойств оказывает величина соотношения размеров частиц матрица/включение $R(\text{Cu})/R(\text{W})$ при фиксированном содержании вольфрама.

Микроструктурные, в том числе и фрактографические исследования, позволили выявить специфический механизм формирования определенной части пористости. А именно, часть пор внутри медной матрицы, внутри которых находятся частицы вольфрама, формируются в результате упругой деформации последних в процессе холодного прессования с последующим эффектом упругого последействия при снятии внешней нагрузки с материала.

Показано, что структура гетерогенного холоднопрессованного материала $\text{Cu}-20\%$ мас. W имеет изотропный характер в не зависимости от величины соотношения размеров частиц матрица/включение $R(\text{Cu})/R(\text{W})$, а увеличение этого соотношения приводит к увеличению прочности материала. Величина модуля упругости коррелирует с величиной удельного электросопотвляния материала.

1. Сердюк Г.Г., Епифанцева Т.А., Державец Л.И. Применение порошкового материала для нефтяных и газовых скважин. // Порошковая металлургия. – 1990. – №4. – С. 38-42.
2. Скороход В. В. Теория физических свойств пористых и композиционных материалов и принципы управления их микроструктурой в технологических процессах // Порошковая металлургия, – 1995, № 1/2, – С. 69-75
3. Епифанцева Т.А., Мартюхин И.Д., Михайлов О.В., Сердюк Г.Г. Влияние схемы уплотнения на распределение свойств материала облицовок кумулятивных зарядов при их формовании из гетерогенной порошковой композиции. //Порошковая металлургия, – 2000, N 7/8, – С. 78-83.
4. Сердюк Г.Г., Епифанцева Т.А., Державец Л.И. Влияние структурных характеристик материала порошковой облицовки на эффективность их использования // Труды конференции. – Киев: Мин. Маш. –1989. – С.53-56.
5. Порошковая металлургия материалов специального назначения. Под ред. Барка В. И Вейса В. (пер. с англ.). – М.: Металлургия, 1977.
6. Епифанцева Т.А., Подрезов Ю.Н., Д. Г Вербило, В.Г.Каюк, И.Д Мартюхин, Г.Г Сердюк Влияние жесткого компонента из вольфрамового сплава на процесс формования смесей на основе медного порошка и свойства гетерогенных неспеченных прессовок //Порошковая металлургия, – 2006 .- №11/12, – С.43-50
7. Microanalyse et Microscopie Electronique a Balayage: London. – 1978. – 406 с.
8. Балтер М.А., Любченко А.П., Аксенова С.И. и др./ Фрактография-средство диагностики разрушенных деталей.- М.: Машиностроение, 1987. – 157с.
9. Берштейн М.Л. Фрактография и атлас фрактограмм: Справочник: Пер.с англ. – М.:Металлургия, 1982. – 488 с.
10. Затовский В.Г., Минакова Р.В., Варченко В.Т., Копылова Г.Е., Головова М.Е. Исследование триботехнических и электроконтактных свойств легированной молибденом оловянистой бронзы // Электрические контакты и электроды. – 2008, С. 138-150
11. Скороход В.В. Методы расчета физических свойств двухфазных спеченных сплавов с учетом их структуры // Тр. IV Международн. Конф. По порошковой металлургии. – Карловы Вары, 1970. – С. 29-41.
12. Штерн М.Б., Рудь В.Д. Механічні та компютерні моделі консолідації гранульованих середовищ на основі порошків металів і кераміки при деформуванні та спіканні. – Луцьк. – 2010. – С. 78-79.

Стаття надійшла до редакції 27.04.2013.

УДК 621.762.4

О.В. Заболотный
ТЕОРИЯ И ПРАКТИКА ОТРИМАНИЯ ПОРИСТЫХ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛІВ
МЕТОДОМ РАДІАЛЬНОГО ПРЕСУВАННЯ

У статті наведено результати теоретичних та експериментальних досліджень процесу радіального пресування порошкових матеріалів (ПМ), з метою підвищення його ефективності, створення нових та удосконалення існуючих технологій, обладнання, інструменту, а також ПМ із поліпшеними властивостями. Форм. 7. Рис. 9. Літ. 22.

О.В. Заболотный
ТЕОРИЯ И ПРАКТИКА ПОЛУЧЕНИЯ ПОРИСТЫХ ПОРОШКОВЫХ
МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ РАДІАЛЬНОГО ПРЕССОВАНИЯ.

В статье приведены результаты теоретических и экспериментальных исследований процесса радиального прессования порошковых материалов (ПМ), с целью повышения его эффективности, создания новых и совершенствования существующих технологий, оборудования, инструмента, а также ПМ с улучшенными свойствами.

O. Zabolotnyi
THEORY AND PRACTICE OBTAINING OF POROUS POWDER MATERIALS BY
RADIAL PRESSING METHOD

The article presents results of theoretical and experimental investigations the radial pressing process of powder materials (PM) in order to improve its effectiveness, creating new and improvement of existing technologies, equipment, tools and PM with improved properties.

На сучасному етапі розвитку економіки України роль порошкової металургії оцінюється неоднозначно. З одного боку, при виготовленні деталей конструкційного призначення вона дещо втрачає свої позиції через значну енергоємність отримання вихідної сировини – порошоків. З другого боку, при виготовленні виробів з унікальними властивостями її роль значно зростає і в багатьох випадках це єдино можливий шлях їх отримання. Порошкова металургія дозволяє вести безвідходне виробництво, зберігати енергію і матеріали, скорочувати трудові витрати, забезпечує охорону навколишнього середовища, дозволяє розв'язати ряд екологічних проблем. Проте з переходом на ринкову економіку, вона може зберегти свої позиції тільки за умови конкурентоспроможності на всіх або визначених стадіях виробництва, дослідження і використання порошкових матеріалів (ПМ). Тому, в сучасних умовах при виробництві виробів необхідно прагнути до підвищення ефективності на всіх стадіях виготовлення і використання продукції.

Подальший розвиток порошкової металургії значною мірою визначається вдосконаленням процесів пресування, оскільки вони більше ніж будь-які інші операції лімітують технологічні можливості порошкової металургії і визначають не тільки експлуатаційні характеристики готового виробу, але і виявляють спадковий вплив на ряд найважливіших фізико-механічних властивостей. Так, нерівномірність розподілу густини в брикетах після пресування часто проявляється на етапі спікання у вигляді короблення зразка, утворення мікро- чи макротріщин або взагалі його руйнування. Крім того, це призводить до нерівномірності механічних, фільтруючих, електричних та ін. властивостей [1].

В сучасній техніці все більший інтерес проявляється до проникних матеріалів із високою і чітко регульованою пористістю [2-4]. Основними параметрами, що визначають їх придатність до роботи є пористість, рівномірність її розподілу по об'єму та проникність. Працездатність та область застосування таких матеріалів визначається наявністю взаємозв'язаної структури пор. Ця структура забезпечується всіма операціями технологічного процесу, але вирішальний етап технології – це формування заготовок, який визначає не тільки розміри, форму, густину, продуктивність, безпеку і культуру праці, але й впливає на ряд найважливіших властивостей готового продукту. Аналіз сучасних технологічних процесів порошкової металургії показує, що процеси консолідації ПМ на етапі формування заготовок, мають також вирішальний вплив на якість та економічні характеристики при виготовленні готових виробів.

Із усього різноманіття проникних ПМ необхідно виділити довгомірні вироби, оскільки при збільшенні довжини відповідно зростає їх робоча поверхня, інтенсифікуються теплообмінні та хімічні процеси [5]. Порошкова металургія має у своєму розпорядженні ряд технологій для

отримання даного класу виробів [6]. Вибір конкретного способу формування деталей із порошків визначається сучасними вимогами до властивостей виробів, енергосиловими витратами, видом і культурою виробництва та ін [7-9]. Крім цього, вибір методу формування значною мірою залежить від складності форми, геометричних розмірів виробу, його експлуатаційних властивостей. Традиційні методи пресування володіючи певними перевагами, мають ряд обмежень і тому повністю не вирішують проблему виготовлення якісних ПМ [7, 9]. Рациональні технології повинні комплексно задовольняти сучасні вимоги, що висувуються до властивостей виробів, їх виготовлення, безпеки та культури праці і повинні забезпечувати відносно мінімальні енергосилові параметри, гнучкість виробництва і т.д.

В результаті інформаційних і патентних досліджень, аналітичного аналізу традиційних процесів ущільнення порошків встановлено, що при виготовленні довгомірних порошкових виробів найбільш раціональними є радіальна схема пресування і схема усестороннього стиску, які у своєму розвитку дозволяють реалізувати основні позитивні ознаки, властиві традиційним способам пресування із врахуванням сучасних вимог і комплексно задовольнити потреби до виробництва і якості виробів [7-9]. Тому вони, на наш погляд, можуть бути основою для створення нових і вдосконалення існуючих технологій, обладнання та інструменту.

Оптимальним процесом для реалізації радіальної схеми ущільнення є сухе радіально-ізостатичне пресування (СР-ІП), коли форма з порошком ізольована від робочої рідини еластичним середовищем, що дозволяє більш ефективно механізувати та автоматизувати процес, підвищує культуру виробництва та зменшує енерговитрати за рахунок зменшення об'єму проміжних середовищ [1, 7-9]. Малі об'єми проміжних середовищ при СР-ІП дозволяють зменшити, металомісткість, габарити і вартість обладнання порівняно з гідростатичним пресуванням. Найбільш детально і повно цей метод досліджувався Мінською науковою школою під керівництвом професора Л.С.Богінського. Але поряд із беззаперечними перевагами застосування СР-ІП для пресування довгомірних ПМ ця технологія, як відмічають і самі автори, має і ряд обмежень: проблема отримання ПМ з рівномірним розподілом густини по об'єму, висока трудомісткість виготовлення інструменту та низька його надійність, додаткові енерговитрати на деформацію робочого середовища та ін. Тому **метою статті** є дослідження закономірностей ущільнення ПМ, спрямоване на підвищення ефективності процесів радіального пресування ПМ, створення та впровадження, вдосконалення технологій, обладнання, інструменту, а також ПМ із поліпшеними властивостями.

Вивчення форми поверхні текучості в процесі деформування пов'язане з визначенням закономірностей ущільнення порошків з врахуванням структурних характеристик ПМ є актуальним для подальшого вдосконалення теорії та практики СР-ІП. З аналітичного огляду досліджень і розробок прогресивних технологій слідує, що опис багатofакторного процесу ущільнення порошкових середовищ може ґрунтуватися на вивченні контактної взаємодії частинок середовища або використанні континуальних уявлень про його реологічні властивості. Існуючі теоретичні закономірності для опису процесів ущільнення металевих порошків з одного боку мають загальний характер, базуються на взаємозв'язку тензора напруг, тензора деформацій, та параметрів пористості і не враховують структурні особливості матеріалів. З другого боку, існує велика кількість моделей на базі структурного підходу, основним обмеженням яких є утрудненість практичного застосування, оскільки вони містять значну кількість структурних параметрів, врахувати які досить складно [10].

Аналіз існуючих типів поверхонь навантаження показує, що поверхні текучості у вигляді еліпсоїда обертання розширюють уявлення про механізм деформаційної поведінки пористих середовищ [11]. Ці моделі в більшій чи меншій мірі адекватно описують поведінку пористих матеріалів при їх складному навантаженні. Вони враховують, хоча і не завжди у повній мірі мікромеханічні характеристики матеріалу та макромеханіку процесу деформування. Для розуміння процесів, що супроводжують консолідацію порошків при різних схемах навантаження, застосування моделей такого плану це позитивний факт. З другого боку, велика кількість параметрів, що входять до цих критеріїв, обмежує в деякій мірі їх практичне застосування. Як альтернативний підхід в таких випадках, можливо використовувати малопараметричні моделі [12]. Використання малопараметричних критеріїв текучості доцільно при чисельному аналізі різних схем пресування або при описі конкретної технологічної схеми формування. Отже очевидно, що реальна модель пластичності ПМ має бути багатопараметричною і повинна враховувати

особливості порошкового середовища, що ущільнюється. Тому, на нашу думку, перспективним напрямком є розробка континуальних моделей, що враховують структурну будову пористого тіла.

В технологічних процесах пресування деталей із порошків матеріали, що вивчаються піддаються обробці тиском по траєкторіях навантаження, які лежать в діапазоні від схеми осадки до гідростатичного рівномірного стиску. Природним, тому, було бажання підвищити точність прийнятої інтерполяції критерію текучості за допомогою двох визначуваних напружень із такого технологічного діапазону схем навантаження. В якості двох шуканих допустимих напружень ми вибрали опір деформуванню порошкових брикетів у двох крайніх схемах навантаження: гідростатичне навантаження (стиск) і осьове пресування в жорсткій матриці без зовнішнього тертя [13]. Експериментальні дослідження проведені В.Д.Рудем і В.З.Мідуковим свідчать про те, що форма поверхні навантаження в площині p - T представляється еліпсом зсунутим вздовж гідростатичної осі [14]. Проте для обраного нами діапазону схем ущільнення порошків ми пропонуємо використовувати моделі пластичності у вигляді центрального еліпсоїда. Це дозволить отримати з достатньою точністю для практичних розрахунків технологічних параметрів і властивостей ПМ більш прості залежності, які не містять досить складний параметр зміщення центру еліпсоїда вздовж гідростатичної осі.

Існуючі моделі пластичності, які базуються на гіпотезі про те, що умови пластичності описуються еліпсоїдальною поверхнею навантаження, звичайно пов'язані з припущенням, що механічна реакція матеріалу визначається тільки одним параметром – пористістю. В тому випадку, коли мова йде про пористий спечений матеріал, відомо, що два фактори вносять вклад в опір його деформуванню. Перший – структурний (геометричний) фактор визначає пряму залежність від пористості (саме завдяки йому і з'являється логарифм в рівняннях типу К.А.Конопицького-С.Торре, Р.Дж.Гріна та ін.). Другий фактор визначається тим вкладом який вносить деформація твердої фази. В пористому матеріалі, на відміну від сипкого, матриця є зв'язаною і в ній відбувається пластична деформація. Міра цієї деформації і визначає другу складову опору пористого матеріалу. У випадку порошкового матеріалу матриця не існує, що не дозволяє використати другий параметр для його характеристики. Між тим, завдяки злому частинок при пресуванні, їх взаємному проковзуванню, в порошковому середовищі теж спостерігається дисипація енергії, яка тим не менше не може бути описана таким же чином як у випадку наявності пластичної матриці. Для того, щоб це врахувати ми пропонуємо використати припущення про те, що даний фактор виражається у вигляді степеневі залежності від густини:

$$\sigma_T = \sigma_{T_0} \left(\frac{\nu}{\nu_0} \right)^k,$$

де σ_{T_0} і σ_T , – границі текучості порошкового матеріалу до і в процесі пресування, відповідно; ν і ν_0 – поточна і початкова відносна густина пресовки відповідно; k – показник зміцнення, що залежить від властивостей порошкового матеріалу і схеми пресування (визначається експериментально).

Таке припущення можна вважати оправданим коли мова йде про вузький спектр траєкторій навантаження – від гідростатичного рівномірного стиску до осьового пресування в жорсткій матриці. Ця залежність отримана на основі напівекспериментального напівемпіричного підходу, що базується на проведенні променевих навантажень. Таким чином для аналітичного опису процесу пресування в діапазоні схем ущільнення від осьового пресування в жорсткій матриці без зовнішнього тертя до гідростатичного стиску, нами запропоновано уточнене рівняння пресування К.А.Конопицького-С.Торре, яке враховує властивості ПМ, його зміцнення в процесі пресування, схему навантаження і дозволяє у цілому достовірно описати деформаційну поведінку матеріалу [15]:

$$p = 2\sigma_{T_0} \left(\frac{\nu}{\nu_0} \right)^k \ln \frac{1-\nu_0}{1-\nu}, \quad (1)$$

Визначимо тепер явний вид еліпсоїдальної поверхні навантаження за розрахунковими оцінками опорів деформуванню порошкових пресовок різної густини у вибраному діапазоні схем навантажень [8, 15]. Поверхня навантаження у вигляді центрального еліпсоїда обертання має вид:

$$\frac{3p^2}{\psi^2} + \frac{2T^2}{\varphi^2} = 1, \quad (2)$$

де p – гідростатичний тиск; T – інтенсивність дотичних напружень; ψ і φ – функції механічних і структурних характеристик матеріалів, що ущільнюються.

В результаті спільного розв'язку рівняння (2), розрахункових залежностей по визначенню опорів деформуванню у вибраних схемах навантаження, з врахуванням рівняння (1) уточнено критерій текучості, що визначається залежностями:

$$\psi = 2\sqrt{3}\sigma_{T_0} \left(\frac{\nu}{\nu_0}\right)^m \ln \frac{1-\nu_0}{1-\nu}, \quad \varphi = \frac{2\sqrt{6}\sigma_{T_0}(1-\xi)\left(\frac{\nu}{\nu_0}\right)^{m+l} \ln \frac{1-\nu_0}{1-\nu}}{\sqrt{9\left(\frac{\nu}{\nu_0}\right)^{2m} - (1+2\xi)^2\left(\frac{\nu}{\nu_0}\right)^{2l}}}, \quad (3)$$

$$p^2 \left(\frac{\nu_0}{\nu}\right)^{2m} + \frac{T^2 \left[9\left(\frac{\nu}{\nu_0}\right)^{2m} - (1+2\xi)^2\left(\frac{\nu}{\nu_0}\right)^{2l} \right] \left(\frac{\nu_0}{\nu}\right)^{2(m+l)}}{3(1-\xi)^2} = 4\sigma_{T_0}^2 \left(\ln \frac{1-\nu_0}{1-\nu} \right)^2, \quad (4)$$

де ξ – коефіцієнт бічного тиску, який залежить від густини та властивостей матеріалу порошку і пресовки, тобто, у певному ступені, є носієм інформації про структурні особливості порошкового тіла (форму частинок, спосіб отримання порошку, зміцнення матеріалу і т.д.); m і l – показники зміцнення при гідростатичному і осьовому пресуванні відповідно (визначаються експериментально).

Як відомо, основними параметрами, які впливають на коефіцієнт бічного тиску ξ , є густина і вид матеріалу порошку. В меншому ступені мають вплив розміри і форма частинок, спосіб отримання порошку та ін. Для його визначення можна скористатись результатами досліджень по визначенню коефіцієнта бічного тиску ξ , що наведені у роботі [1]. Або для його визначення можна використати залежність Г.М.Ждановича, яка враховує вплив густини, пружних і міцнісних параметрів, стан контактів на коефіцієнт бічного тиску [13]:

$$\xi = \frac{\mu_p}{1 - \mu_p},$$

де μ_p – коефіцієнт Пуасона пресовки визначеної густини (ρ , ν).

Він може бути виражений у вигляді функції густини:

$$\mu_p = \mu\nu^a,$$

де a – показник, що враховує вплив пружних, міцнісних властивостей і стан контакту ($a = 1,05 \div 1,3$); μ – коефіцієнт Пуасона матеріалу частинок порошку.

Для визначення явного виду еліпсоїдальної поверхні навантаження окрім коефіцієнта бічного тиску необхідно мати розрахункові чи емпіричні залежності опорів деформуванню у вибраних схемах навантаження. Експериментальна перевірка уточненого рівняння пресування та критерію текучості проводилась за допомогою оригінального експериментального комплексу (до 1000 МПа) (рис.1), розробленого і виготовленого у Луцькому державному технічному університеті, який дозволяє реалізувати як прості так і складні траєкторії навантаження.

Опір гідростатичному стиску визначався за допомогою вищевказаного експериментального комплексу на базі стандартного гідравлічного пресу 1 мод. ПСУ 500 на столі нижнього плунжера якого змонтована камера високого тиску 2.

Керування комплексом забезпечується пультами керування пресом 3 та гідросистемою 5. Подача робочої рідини в камеру високого тиску 2 здійснюється від блоку мультиплікації 4 за

допомогою автономної гідросистеми 5 з гідроприводом 6. Контроль за параметрами процесу ведеться за допомогою вимірювальної апаратури 7. Робочою рідиною у гідросистемах є масло індустріальне марки И-20А ГОСТ 20799-75.

Опір деформуванню при осьовому пресуванні в жорсткій матриці визначався записом діаграм ущільнення на універсальній випробувальній машині 1195 ("Instron-1195", Англія).

З метою зменшення зовнішнього тертя, внутрішня поверхня матриці змащувалась MoS_2 і співвідношення висоти до діаметру пресовки складало 0,3. Пікнометрична і насипна густина визначались за ГОСТ 19440-74.

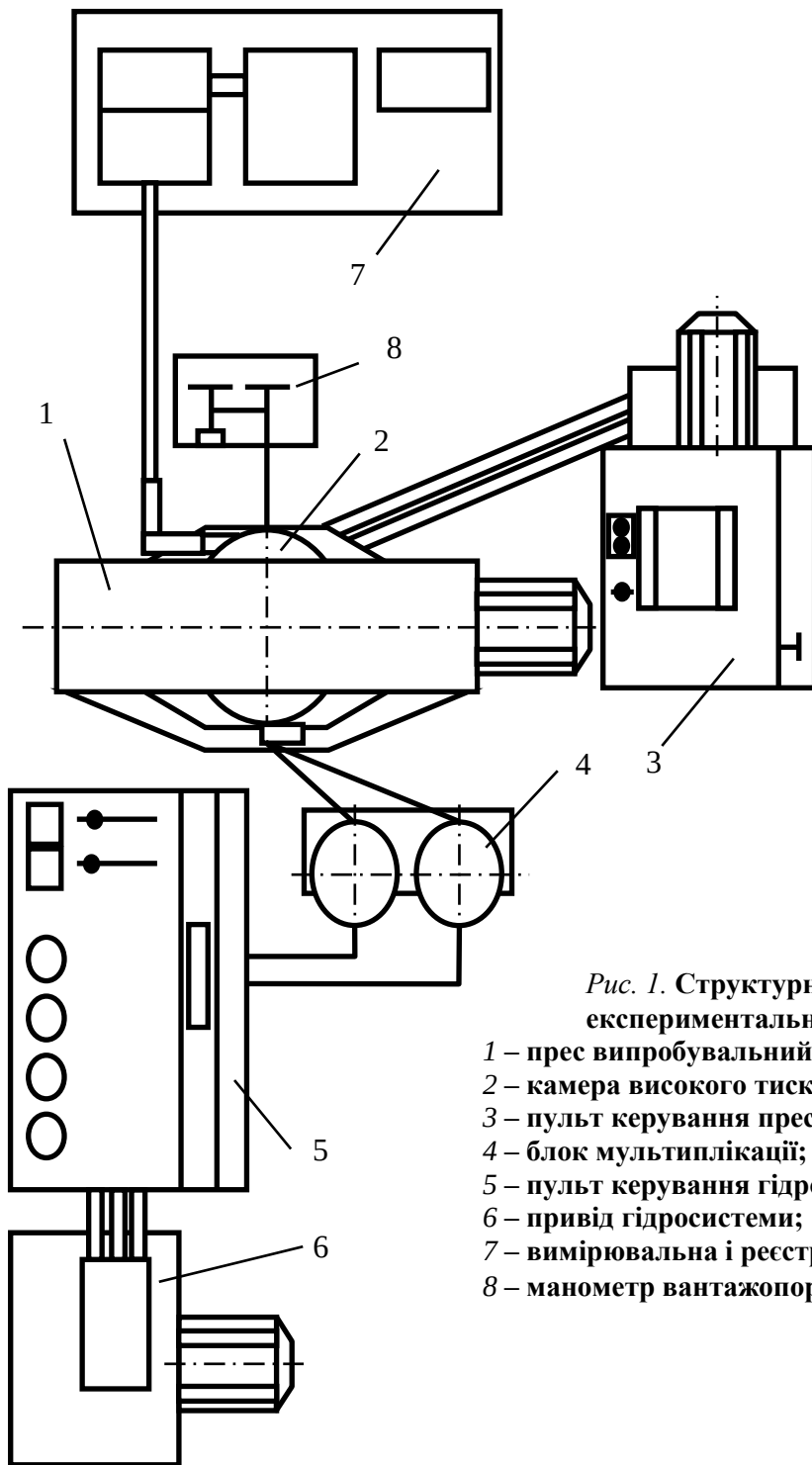


Рис. 1. Структурна схема експериментального комплексу:

- 1 – прес випробувальний мод. ПСУ 500;
- 2 – камера високого тиску;
- 3 – пульт керування пресом;
- 4 – блок мультиплікації;
- 5 – пульт керування гідросистемою;
- 6 – привід гідросистеми;
- 7 – вимірювальна і реєструюча апаратура;
- 8 – манометр вантажопоршневий

На рис. 2. представлені отримані залежності функцій механічних і структурних характеристик залежно від відносної густини пресовок з порошку титану марки ПТС-1 побудованих за рівняннями (3).

На рис. 3. показано вид поверхонь текучості в площині $p - T$ для пресовок титанового порошку марки ПТС-1 побудованих за рівнянням (4).

Отримані залежності для визначення критерію текучості добре узгоджуються з отриманими експериментальними даними і з достатньою для практичних розрахунків точністю описують процеси деформування ПМ у вибраному діапазоні схем навантаження.

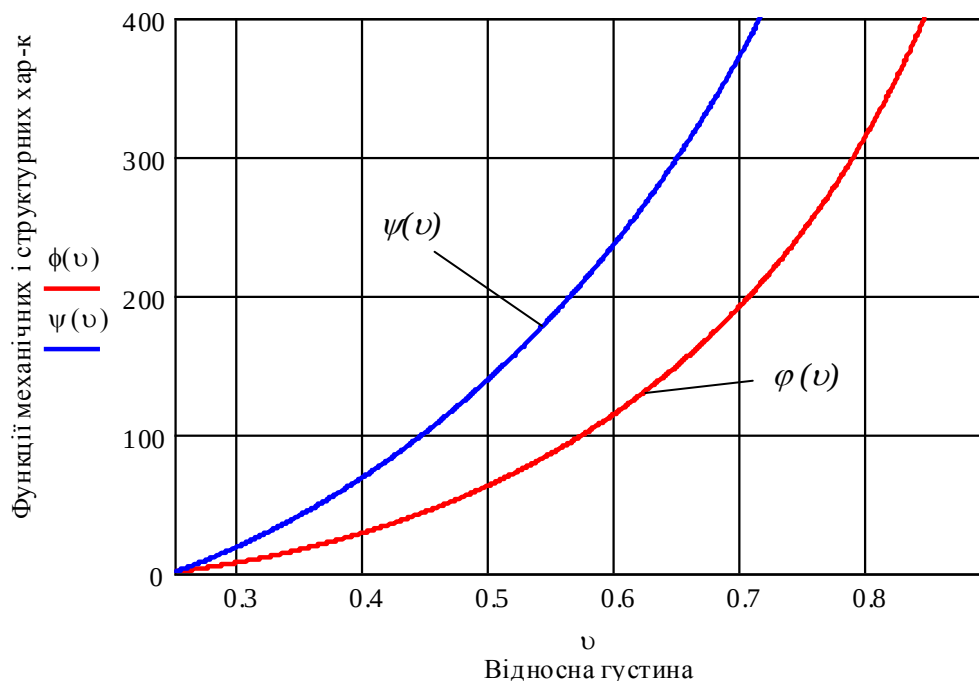


Рис. 2. Залежності функцій механічних і структурних характеристик $\psi(v)$ та $\varphi(v)$ залежно від відносної густини пресовок з порошку титану марки ПТС-1 ($v_0=0,25$)

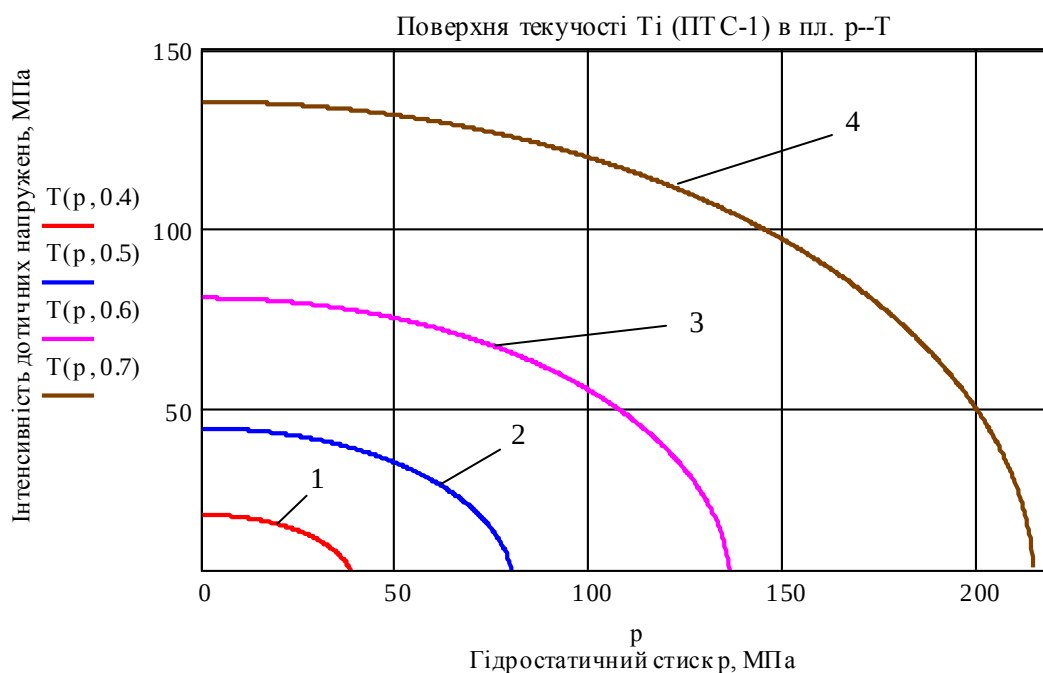


Рис. 3. Вид поверхонь текучості в площині $p - T$ для пресовок з порошку титану марки ПТС-1 ($v_0=0,25$) з кінцевою відносною густиною: 1) $v=0,4$; 2) $v=0,5$; 3) $v=0,6$; 4) $v=0,7$

Таким чином, з позицій континуальної теорії уточнена модель пластичності порошкових середовищ, яка базується на умові текучості з поверхнею навантаження у вигляді центрального еліпсоїда і відрізняється тим, що встановлює зв'язок компонент тензору напружень σ_{ij} не тільки з густиною та механічними характеристиками матеріалу, але й враховує параметри, які містять інформацію про структурні особливості порошкового тіла та зміцнення порошкового матеріалу в процесі пресування. Уточнена модель пластичності (4) є багатопараметричною і може використовуватись для розрахунку технологічних параметрів СР-ІІ [8, 15].

На основі уточненої моделі пластичності визначимо напружено-деформований стан в пресовках при радіальному ущільненні порошків. Спільний розв'язок системи рівнянь (умови пластичності, рівняння рівноваги і асоційованого закону течії при граничних умовах $\tau_{rz}=0$, $\varepsilon_z=0$) дозволив нам встановити значення компонент тензору напружень для радіальної схеми навантаження [16, 17]:

$$\sigma_r = p_{np} = 2\sigma_{T_0} \left(\frac{\nu}{\nu_0} \right)^m \ln \frac{1-\nu_0}{1-\nu} \sqrt{1 + \frac{\left(\frac{\nu}{\nu_0} \right)^{2l} (1-\xi)^2}{9 \left(\frac{\nu}{\nu_0} \right)^{2m} - (1+2\xi)^2 \left(\frac{\nu}{\nu_0} \right)^{2l}}}, \quad (5)$$

$$\sigma_z = \frac{2(\psi^2 - \varphi^2)}{\sqrt{6(2\psi^2 + \varphi^2)}}. \quad (6)$$

На рис. 4 представлено отримані залежності компонент тензору напружень залежно від відносної густини пресовок з порошку титану марки ПТС-1 побудованих за рівняннями (5) і (6).

Осьові напруження σ_z (6) необхідно знати для розрахунку на міцність деталей оснастки і установки. Рівняння (5) не враховує силові витрати на радіальну деформацію еластичних оболонок. Однак, в роботах Л.С.Богінського показано, що для реальних розмірів оболонок товщиною 5-30 мм із поліуретану марки СКУ – 7Л ($G = 10$ МПа), додаткові силові витрати на деформування оболонок складають 2-4% від робочого тиску пресування, при чому, із збільшенням тиску пресування частка витрат на деформування оболонок зменшується. Це дозволяє рахувати, що для оболонок $\bar{\sigma}_r \approx \bar{\sigma}_t \approx \bar{\sigma}_z$, тобто оболонка як рідина рівномірно передає тиск. Разом з тим, зміна тиску на 2-4% призводить до зміни густини до 0,3÷0,5%, що гарантує стабільність властивостей пресовок.

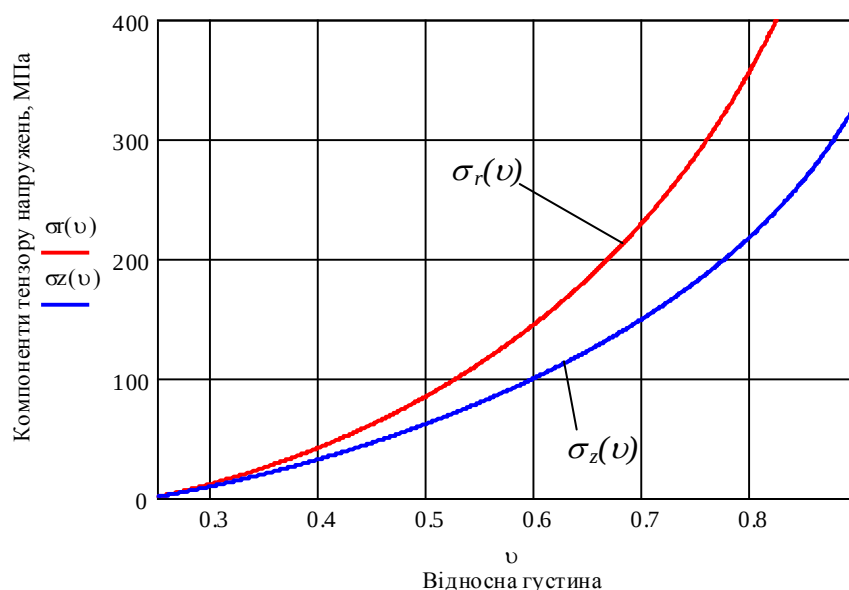


Рис. 4. Залежності компонент тензору напружень від відносної густини пресовок з порошку титану марки ПТС-1 ($\nu_0=0,25$)

Для проведення експериментальних досліджень по визначенню енергосилових параметрів радіального пресування нами спроектовано і виготовлено вдосконалену експериментальну установку (за базовий варіант взято установку для СР-ІІІ описану в роботі [1]), яка дозволяє отримувати вироби із ущільнювальних матеріалів різної природи і форми з граничними розмірами $\varnothing 60 \times 320$ мм, ($p \leq 150$ МПа).

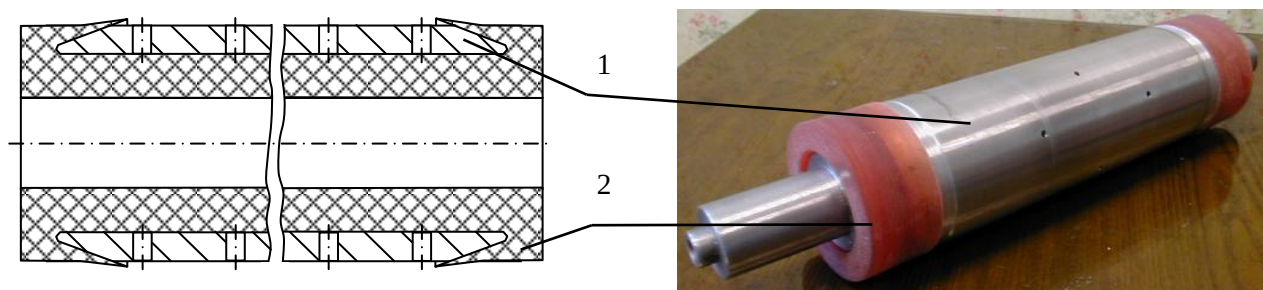
Еластичний інструмент (вкладиш, оболонки, пробки), який розміщений в прес-блоці, виконує чільну роль в процесі пресування. До нього висувається сукупність вимог направлених на забезпечення надійності роботи, технологічності конструкції (мінімум витрат праці) і забезпечення необхідних властивостей ППМ. В базовому варіанті прес-блоку [1] було використано еластичний вкладиш з манжетами, які отримували обробкою різанням.

При обробці різанням на поверхні манжет утворюються мікронерівності (шорсткість поверхні, мікронадриви), що залежать від фізико-механічних характеристик оброблюваного матеріалу та режимів обробки. Ці мікронерівності виступають в якості концентраторів напруг, що призводить до виникнення макро- і мікропошкоджень в робочій зоні манжети і, як результат, суттєвого зниження надійності роботи еластичного вкладиша.

Особливо великий вплив на довговічність деталей вони мають при циклічному навантаженні, що ми маємо при радіально-ізостатичному пресуванні. Як наслідок, стійкість основного елемента прес-блоку складала, в кращому випадку, до 1000 циклів навантаження. Тому і виникла необхідність в удосконаленні конструкції еластичного вкладиша з метою підвищення технологічності та гарантії його надійності і, як наслідок, зменшення вартості основних елементів прес-блоку [9].

Розроблена нами нова конструкція і технологія отримання армованого еластичного вкладиша (рис. 5) [9, 18], передбачає наявність у ньому сталюого елемента, який і формує манжети високого тиску вкладиша ще на стадії його відливання.

Застосування методу литва при виготовленні вкладиша дозволяє уникнути негативних наслідків процесу різання. Це дозволяє підвищити якість його виготовлення, надійність та довговічність роботи прес-блоку, забезпечує герметичність при високих тисках, дозволяє зменшити об'єми проміжних середовищ, що передають тиск, економить еластичний матеріал і підвищує технологічність за рахунок скорочення трудовитрат на його виготовлення.



**Рис. 5. Схема конструкції та загальний вигляд армованого еластичного вкладиша:
1 – елемент армуючий; 2 – вкладиш еластичний**

Прес-блок вдосконаленої експериментальної установки наведено на рис. 6. Він складається із наступних основних деталей: корпусу 1, зовнішнього поліуретанового вкладиша 2, армованого сталюого елементом 3 [9, 18], кришок 4 і 5, набору внутрішніх еластичних оболонок 6, оправки 7, шайби 8, гайки 9 та різних кулачків 10. Між корпусом 1 і армованим вкладишем 2 розміщена область з робочою рідиною. До пресування поза установкою в зазор між оболонкою 6 і оправкою 7 на вібростенді засипається порошок 11, після чого форма закривається шайбою 8 і фіксується гайкою 9. Зібрана форма встановлюється у внутрішню порожнину вкладиша 2. Після загвинчування затвора 12, з метою обмеження осьової деформації, здійснюється радіальне пресування труби з порошку за рахунок створення тиску в установці високого тиску і підводу його в робочу порожнину ізостату через штуцер 13. Контроль робочого тиску ведеться за допомогою встановленого в корпусі 1 манометра 14. Після пресування форма з брикетом вилучається і процес повторюється.

Процес радіально-ізостатичного пресування труб здійснюється ущільненням порошку з обмеженням повздовжньої деформації (рис. 6). Для розрахунку тисків пресування по радіальній схемі використовувалось рівняння (5).

На рис. 7 представлено криві здатності до ущільнювання порошків при статичному радіальному навантаженні. Як видно з рисунку результати розрахунків силових параметрів добре узгоджуються з отриманими нами експериментальними даними.

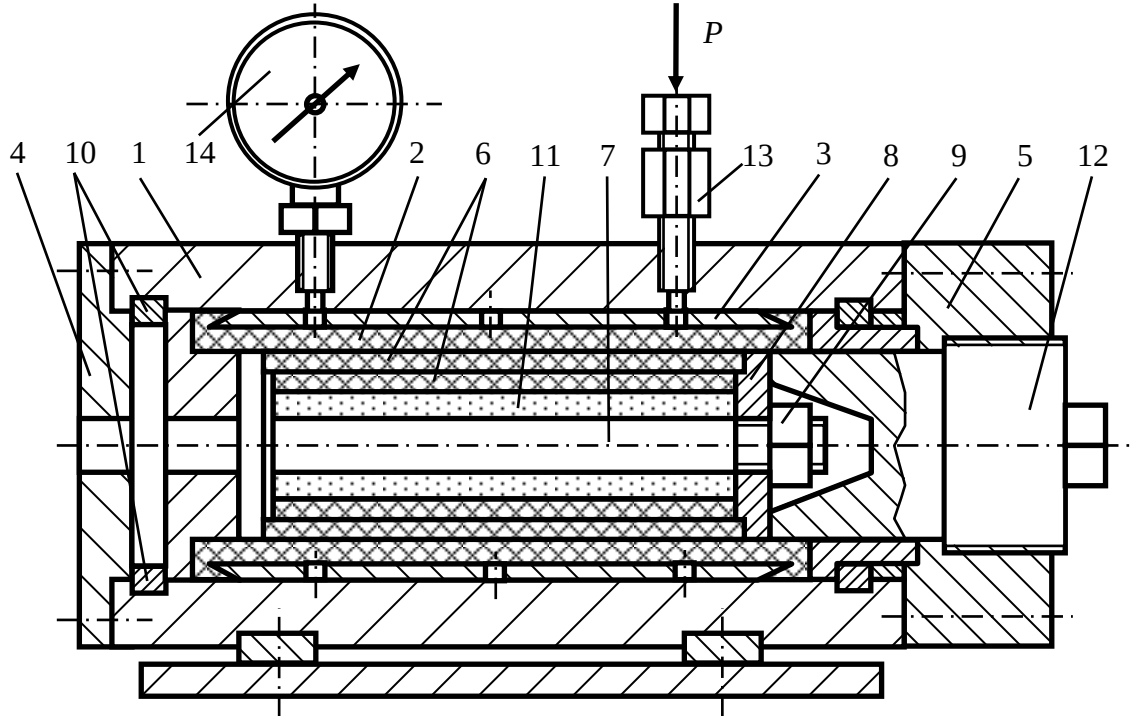


Рис. 6. Принципова схема конструкції прес-блоку установки для СР-III в замкнутому об'ємі: 1 – корпус; 2 – вкладиш поліуретановий; 3 – елемент армуючий; 4, 5 – кришки; 6 – оболонки еластичні; 7 – оправка; 8 – шайба; 9 – гайка; 10 – кулачки розрізні; 11 – порошок; 12 – затвор; 13 – штуцер; 14 – манометр

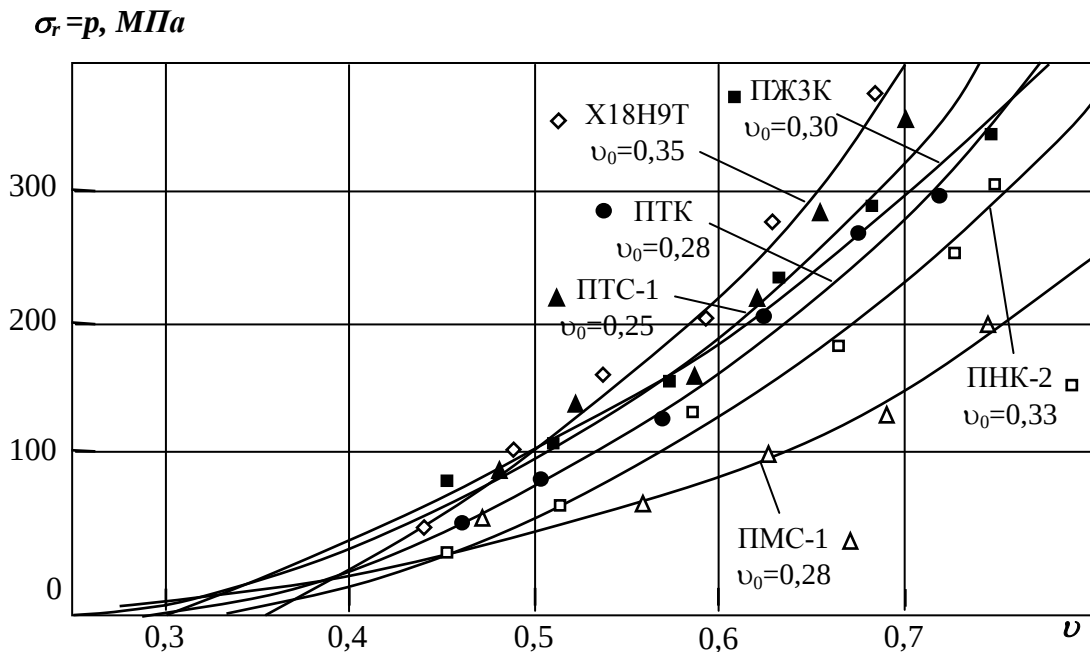


Рис. 7. Залежність тиску від відносної густини при радіальному пресуванні за рівнянням (5). Точки – експериментальні дані

Таким чином, на основі уточненої нами моделі пластичності визначено напружено-деформований стан в пресовках для радіальної схеми навантаження, що дозволяє при розрахунках прогнозувати розподіл фізико-механічних характеристик по об'єму пресовки, а також проводити силовий розрахунок обладнання та оснастки для СР-ПП.

Крім силових параметрів, важливо знати енерговитрати на процес пресування. Розв'язок основних рівнянь дозволив визначити роботу пресування для радіальної схеми навантаження [19]:

$$A = \frac{2 V \sigma_{T_0}}{(1-k)} \left(\frac{v_0}{v} \right)^{1-k} \left[\frac{1}{1-k} \left(1 - \left(\frac{v}{v_0} \right)^{1-k} \right) - \ln \frac{1-v_0}{1-v} + \sum_{n=0}^{\infty} \frac{v^n - v^{1-k} v_0^{n-(1-k)}}{n - (1-k)} \right], \quad (7)$$

де $V = \pi(D_0^2 - d_0^2)l/4$ – початковий об'єм формовки; l – довжина пресовки; D_0 – початковий діаметр формовки; d_0 – діаметр оправки; k – коефіцієнт зміцнення.

На рис. 8 представлена залежність роботи пресування від відносної густини пресовок з порошку титану марки ПТС-1 побудована за рівнянням (7).

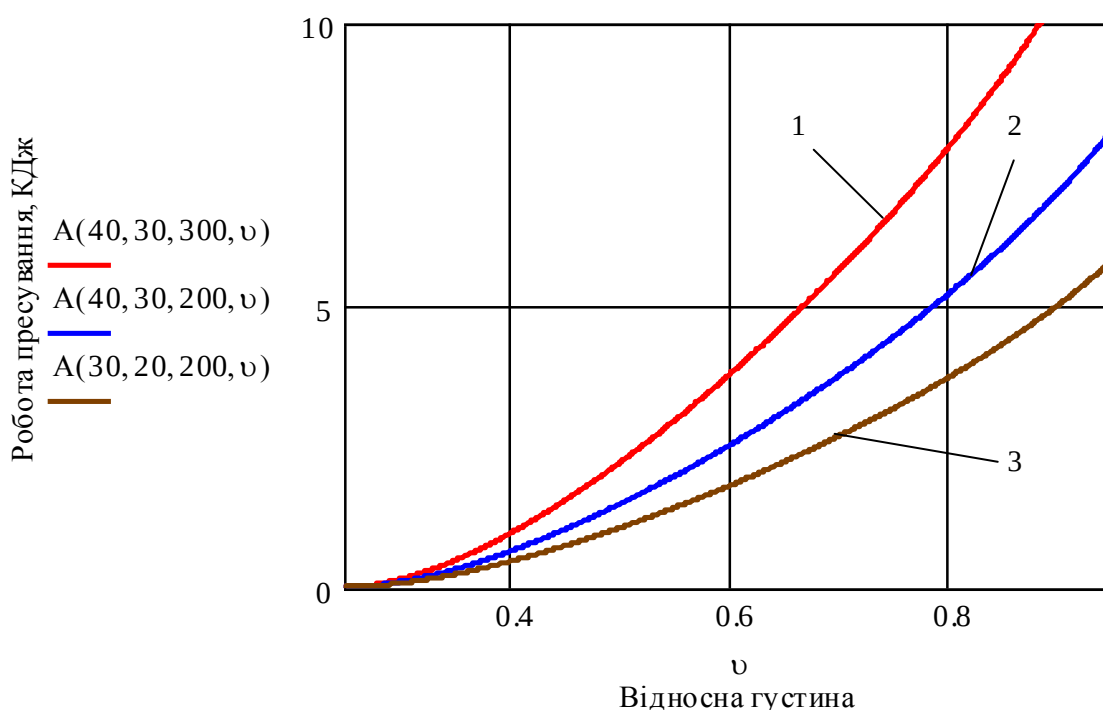


Рис. 8. Залежність роботи пресування від відносної густини пресовок з порошку титану марки ПТС-1 ($v_0=0,25$) при геометрії пресовок: 1) $D_0=40$ мм, $d_0=30$ мм, $l=300$ мм; 2) $D_0=40$ мм, $d_0=30$ мм, $l=200$ мм; 3) $D_0=30$ мм, $d_0=20$ мм, $l=200$ мм

Таким чином, вивчено вплив на роботу пресування при радіальній схемі навантаження початкової і кінцевої густини, геометрії пресовки та фізико-механічних властивостей порошкового матеріалу. Це дозволяє прогнозувати енергосилові параметри СР-ПП. Рівняння (7) дозволяє оцінити енерговитрати, що витрачаються на процес радіально-ізостатичного пресування.

Основним параметром ПМ, що визначає їх експлуатаційні характеристики є густина і рівномірність її розподілу по об'єму виробу. В результаті проведених нами теоретичних і експериментальних досліджень [20, 21] встановлено, що зміна густини по радіусу пресовок знаходиться в межах точності експерименту (1-1,5%). Густина по довжині виробів розподіляється при традиційній схемі СР-ПП рівномірно, але спостерігаються “крайові” ефекти в області торців пресовки, що пов’язані з наявністю зовнішнього тертя і є негативним явищем.

Для усунення цих недоліків нами запропоновано технічне рішення – спеціальні еластичні втулки (рис.9 а, б) [18], використання яких дозволяє створити додаткове осьове зусилля на торець пресовки і, відповідно, забезпечує рівномірний розподіл густини по всій довжині виробу.

При СР-ІІ виробів з ненаскрізним осьовим отвором типу “стакан” за традиційною технологією спостерігається нерівномірність густини в області денця виробу, що призводить до браку як на стадії пресування так і спікання.

Для усунення цього недоліку нами запропоновано технічне рішення – еластична пробка, що герметично заповнена рідиною (рис.9 в) [18, 22], яка за рахунок створення умов квазіізостатичного пресування забезпечує рівномірний розподіл тиску по усій поверхні пресовки, що забезпечує більш рівномірний розподіл густини по всьому об’єму виробу.

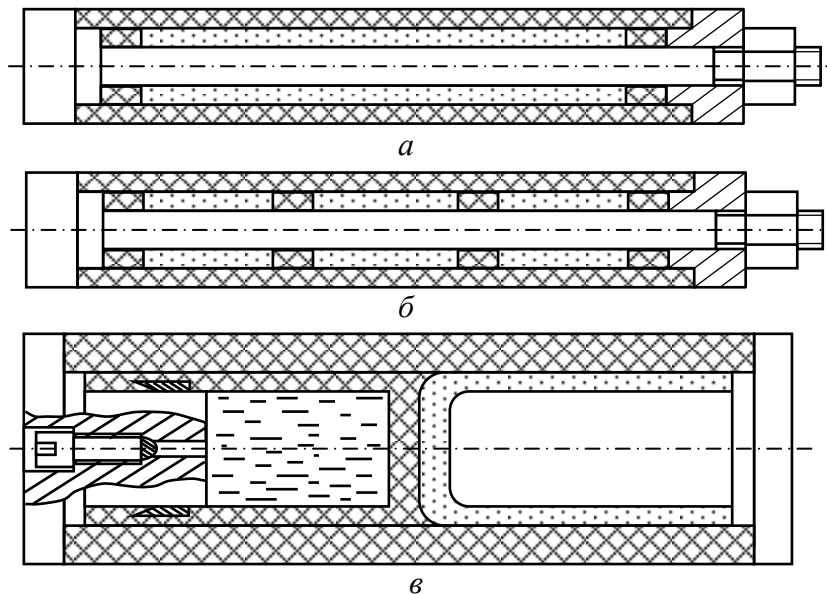


Рис. 9. Наладки для пресування порошкових виробів

Розроблені конструкції і технологія отримання наладок для СР-ІІ ПМ (рис. 9) для отримання трубчатих виробів та виробів складної форми з ненаскрізним осьовим отвором типу “стакан” дозволяють забезпечити постійність робочого тиску по всій поверхні виробу, що суттєво зменшує кількість браку, економить вартісний порошковий матеріал і дозволяє отримувати якісні ПМ з рівномірним розподілом густини по об’єму виробу і стабільними експлуатаційними характеристиками [18, 22].

Таким чином, СР-ІІ із застосуванням запропонованих технічних рішень (рис. 5, рис. 9), вирішує проблему отримання якісних довгомірних виробів з рівномірно розподіленою густиною по об’єму як у виробах простої так і складної в поперечному перетині форми і дозволяє зменшити об’єми проміжних середовищ, енерговитрати процесу, габарити, металомісткість і вартість обладнання, підвищує продуктивність і культуру праці.

На основі отриманих результатів розроблена технологія отримання градієнтних фільтруючих матеріалів (ФМ) простої і складної форми на основі карбіду титану [20]. Встановлено, що запропоновані технічні рішення по вдосконаленню методу СР-ІІ із застосуванням розробленої технології підвищують рівномірність поророзподілу одношарових ФМ на 20...35% і збільшують локальну проникність на 20...25% порівняно з аналогічними ФМ отриманими за традиційною технологією. Технологія отримання двохшарових ФМ методом пошарового СР-ІІ [20] дозволяє підвищити проникність при заданому розмірі пор на 35...50% порівняно з ФМ, що виготовлені пресуванням в сталій прес-формі. Дослідні партії двохшарових ФМ пройшли випробування в умовах ВАТ “Луцький підшипниковий завод”, ВАТ “Електротермометрія” для очищення змащувально-охолоджувальних рідин та технічних вод. Результати проведених випробувань показують, що застосування двохшарових ФМ на основі карбіду титану для очищення подібних середовищ за рахунок їх покращених властивостей (висока хімічна стійкість, необхідна механічна міцність, рівномірний розподіл пор по всій поверхні фільтрації, підвищена проникність та брудомісткість, забезпечення об’ємного фільтрування, можливість регенерації) дає змогу збільшити тривалість експлуатації фільтруючого матеріалу в 1,5 – 2,0 рази. Це підтверджує доцільність використання цієї технології при виробництві порошкових ФМ.

1. Реут О.П., Богинский Л.С., Петюшик Е.Е. Сухое изостатическое прессование уплотняемых материалов. – Мн.: Дзбор, 1998. – 258 с.
2. Витязь П.А., Капцевич В.М., Шелег В.К. Пористые порошковые материалы и изделия из них. – Минск.: Вышэйшая школа, 1987. – 161 с.
3. Витязь П.А., Капцевич В.М., Кусин Р.А. Фильтрующие материалы: свойства, области применения, технология изготовления. – Минск: НИИ ПМ с ОП, 1999. – 304 с.
4. Формирование структуры и свойств пористых порошковых материалов / Витязь П.А., Капцевич В.М., Косторнов А.Г. и др. – М.: Металлургия, 1993. – 240 с.
5. Шибряев Б.Ф. Пористые проницаемые порошковые материалы. – М.: Металлургия, 1982. – 168 с.
6. Степанчук А.Н., Билык И.И., Бойко П.А. Технология порошковой металлургии. – К.: Выща шк. Головное изд-во, 1989. – 415 с.
7. Заболотний О.В. Розвиток процесів пресування порошкових матеріалів // Наукові нотатки. – Луцьк: ЛДТУ, 2001. – Випуск 8. – С. 135-141.
8. Boginsky L., Reut O., Piatyushyk Y., Zabolotny O., Kupryianov I. The Development of Processes of Pressing of Articles from Powders on the Bases of Metals, Ceramics and Graphite // 15 International Plansee Seminar. Austria, Reutte, 2001, V. 3. – P. 197-209.
9. Заболотний О.В., Повстяной О.Ю., Рудь В.Д. Розвиток процесів ізостатичного пресування ущільнювальних порошкових середовищ // Наукові нотатки. – Луцьк: ЛДТУ, 2001. – Вип. 9. – С. 152-156.
10. Божидарнік В.В., Рудь В.Д. Критерії пластичності пористих тіл: світові та вітчизняні тенденції // Реологія, структура, властивості порошкових та композиційних матеріалів: Зб. науков. праць / Ред. кол.: В.В. Божидарнік (відп. ред.) та ін. – Луцьк: РВВ ЛДТУ, 2004. – С. 68-80.
11. Штерн М.Б., Сердюк Г.Г., Максименко Л.А. и др. Феноменологические теории прессования порошков. – Киев: Наукова думка, 1982. – 140 с.
12. Штерн М.Б., Михайлов О.В. Численное моделирование процессов прессования порошковых изделий сложной формы в жестких матрицах: влияние схемы прессования на распределение плотности // Порошковая металлургия. – 2002. – № 11/12. – С. 29-36.
13. Жданович Г.М. Теория прессования металлических порошков. М.: Металлургия, 1969. – 260 с.
14. Мицуков В.З., Рудь В.Д. О состоянии экспериментальных исследований пластических деформаций пористых металлов // Реологические модели и процессы деформирования пористых порошковых и композиционных материалов. – Киев: Наукова думка, 1985. – С. 62-67.
15. Уточнення умови пластичності ущільнювального порошкового середовища з частинками складної форми / О.В.Заболотний // Вісник ЖІТІ. – 2001. – №19 / Технічні науки. – С. 14-17.
16. Рудь В.Д., Заболотний О.В. Энергосиловые затраты при радиально-изостатическом прессовании порошков на оправку. // Теоретические и технологические основы упрочнения и восстановления изделий машиностроения: Сборник научных трудов / Под. ред. С.А.Астапчика, П.А.Витязя. – Минск: «Технопринт», ПГУ, 2001. – С. 209-212.
17. Богинский Л.С., Заболотный О.В., Божко Д.И. Энергосиловые затраты при радиально-изостатическом прессовании порошковых материалов на оправку // Современные методы проектирования машин. Расчет, конструирование и технология изготовления: Выпуск 1. – В 3-х т. Сборник трудов первой Международной научно-технической конференции г. Минск, 11-13 декабря 2002 г. / Под общ. ред. академика НАН Беларуси П.А.Витязя. – Минск: «Технопринт», 2002. – Т.2. – С. 255-258.
18. Заболотний О.В. Вдосконалення еластичного інструменту для сухого радіально-ізостатичного пресування порошкових матеріалів // Наукові нотатки. – Луцьк: ЛДТУ, 2002. – Випуск 10. – С. 77-84.
19. Заболотний О.В. Робота ізостатичного пресування при радіальному ущільненні порошків на оправку // Наукові нотатки. – Луцьк: ЛДТУ, 2002. – Випуск 11. – С. 150-154.
20. Заболотний О.В., Рудь В.Д., Богінський Л.С. Виготовлення фільтруючих матеріалів із застосуванням сухого радіально-ізостатичного пресування // Наукові нотатки. – Луцьк: ЛДТУ, 2003. – Випуск 12. – С.106-123.
21. Повстяной О.Ю., Рудь В.Д., Заболотний О.В. Дослідження структури та визначення пористості фільтруючих матеріалів отриманих із порошку сталі ШХ15 // Наукові нотатки. – Луцьк: ЛДТУ, 2003. – Випуск 13. – С. 249-254.
22. Пат. № 52227 А Україна, МПК 7 B22F3/04. Пристрій для сухого радіально-ізостатичного пресування порошкових матеріалів / О.В.Заболотний; Заявл. 20.03.2002; Опубл. 16.12.2002, Бюл. № 12.

Стаття надійшла до редакції 27.04.2013.

УДК 620.194

О.І. Звірко

ЕЛЕКТРОХІМІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СТАЛЕЙ СІТЧАСТИХ ВЕЖОВИХ КОНСТРУКЦІЙ СИСТЕМИ ШУХОВА

Проведено порівняльні дослідження корозивної тривкості та електрохімічної поведінки вуглецевих сталей сітчастих вежових конструкцій системи Шухова та сучасної вуглецевої сталі у вихідному стані у 3% водному розчині NaCl. Проаналізовано вплив температури на корозійно-електрохімічні характеристики вуглецевих сталей гіперболоїдних конструкцій. Встановлено, що вуглецева сталь Аджигольського маяка характеризується нижчою корозивною тривкістю порівняно з вуглецевою сталлю водонапірної вежі у м. Черкасах, що зумовлене тривалим впливом корозивного наводнювального середовища вищої агресивності.

Ключові слова: вуглецева сталь, вежа Шухова, корозивна тривкість, електрохімічні характеристики.

Табл. 1. Рис. 3. Літ. 6.

О.И. Звирко

ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛЕЙ СЕТЧАТЫХ БАШЕННЫХ КОНСТРУКЦИЙ СИСТЕМЫ ШУХОВА

Проведены сравнительные исследования коррозионной стойкости и электрохимического поведения углеродистых сталей сетчатых башенных конструкций системы Шухова и современной углеродистой стали в исходном состоянии в 3% водном растворе NaCl. Проанализировано влияние температуры на коррозионно-электрохимические свойства углеродистых сталей гиперболоидных конструкций. Установлено, что углеродистая сталь Аджигольского маяка характеризуется более низкой коррозионной стойкостью по сравнению с углеродистой сталью водонапорной башни в г. Черкасы, что обусловлено длительным воздействием коррозионной наводороживающей среды высшей агрессивности.

Ключевые слова: углеродистая сталь, башня Шухова, коррозионная стойкость, электрохимические характеристики.

O. Zvirko

ELECTROCHEMICAL PROPERTIES OF STEELS OF THE SHUKHOV NETLIKE TOWERS

A comparative study of corrosion resistance and electrochemical behavior of carbon steels of the Shukhov netlike towers and modern carbon steel in the initial state in 3% NaCl aqueous solution have been carried out. The influence of temperature on the corrosion and electrochemical properties of hyperboloid construction carbon steels have been analyzed. It has been found that the Adziogol Lighthouse carbon steel is characterized by lower corrosion resistance in comparison with Cherkasy water tower carbon steel, which is caused by long-term exposure to higher aggressiveness corrosive hydrogenating environment.

Key words: carbon steel, Shukhov tower, corrosion resistance, electrochemical properties.

Постановка проблеми. На сьогодні сітчасті вежові конструкції системи інженера В. Г. Шухова є не тільки рідкісним свідченням геніального технічного рішення по мінімізації металоємності конструкцій, але й основою для будівництва сучасних висотних споруд у світі. Конструкції типу “гіперболоїдних веж Шухова” визнані міжнародними експертами одним з вищих досягнень інженерного мистецтва. В Україні є низка таких пам’яток, які потребують негайного дослідження з огляду на їх технічний стан, вимагають вироблення концептуальної методики збереження та можливого подовження їхніх функціональних можливостей. Більшість учених визнали: найкраще об’єкти В. Г. Шухова збереглися в Україні. Це, зокрема, найвищий в Україні 70-метровий Аджигольський маяк (односекційна гіперболоїдна конструкція), побудований в 1911 році неподалік с. Рибальче Херсонської області. Значний інтерес для дослідників становить найдавніша в Україні та одна з найстаріших у світі водонапірна вежа В. Г. Шухова у м. Миколаєві, побудована в березні 1907 року. Проте вежі не захищаються належним чином від корозії, вони потребують комплексної експертизи корозії металоконструкцій, сучасної системи антикорозійного захисту та постійного моніторингу неруйнівними методами поточного стану застарілих конструкцій, адже технології виготовлення металу істотно відрізнялися від сучасних.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Шляхи збереження об’єктів інженерного мистецтва відомого інженера В. Г. Шухова останніми роками шукають вчені з багатьох країн. Зокрема, розв’язанню цієї проблеми були присвячені міжнародні конференції “Heritage at Risk. Збереження архітектури ХХ століття і Світова Спадщина” (відбулася в квітні 2006 року в Москві за участю більше 160 фахівців з 30 країн світу) та “Інженерне мистецтво раннього модерну. Стратегії В. Шухова у проектуванні легких металевих конструкцій” (пройшла в жовтні 2012р. в Мюнхені та Іннсбруку за підтримки академій наук Німеччини, Австрії та Швейцарії). За його унікальними монтажними схемами встановлені водонапірні вежі в Миколаєві, Черкасах, Білій

© О.І. Звірко

Церкві, Фастові, Аджигольський маяк. Ці пам'ятки потребують невідкладного дослідження їхнього технічного стану, вимагають збереження та подовження функціональних можливостей. У 2012 р. проведено технічну експертизу стану водонапірної вежі у м. Миколаєві з огляду на металознавчі та корозійні аспекти цієї проблеми, розглянуто можливі підходи до реконструкції та протикорозійного захисту подібних металокопункцій з використанням сучасних технологій [1]. З огляду на безперервність руйнування та їх унікальність гіперболоїдні вежі В. Г. Шухова потребують негайної наукової реконструкції. Останніми роками для України є актуальною проблема продовження понад встановлений термін експлуатації металокопункцій, зокрема магістральних нафтогазопроводів, нафтоосховищ тощо, яка зумовлена тим, що термін експлуатації значної їх частини є близьким до вичерпання [2, 3]. Тривала експлуатація металокопункцій зазвичай призводить до суттєвого погіршення їх фізико-механічних властивостей, тому для обґрунтування можливості їх подальшої безпечної експлуатації необхідно знати та враховувати їх поточні властивості. Отже, дослідження корозійної тривкості та електрохімічної поведінки вуглецевих сталей тривало експлуатованих сітчастих вежових копункцій системи Шухова є важливим та актуальним завданням.

Мета роботи. Дослідження корозійної тривкості та електрохімічної поведінки вуглецевих сталей сітчастих вежових копункцій системи Шухова та її порівняння з сучасною вуглецевою сталлю у вихідному стані.

Матеріали і методика досліджень. Досліджували вуглецеві сталі з водонапірної вежі (м. Черкаси), з Аджигольського маяка та з сучасного кутника у вихідному стані. Випробовували у середовищі 3%-го водного розчину NaCl. Електрохімічні дослідження проводили шляхом зняття поляризаційних потенціодинамічних кривих, застосовуючи потенціостат IPC-Pro, під'єднаний до комп'ютера. Швидкість розгортки потенціалу – 1 мВ/сек. Використовували стандартну трохелектродну термостатовану електрохімічну комірку. Як електрод порівняння використовували насичений хлорсрібний електрод, допоміжний електрод – платиновий. Для оцінки впливу температури на швидкість корозії дослідження проводили за температур 291 К, 298 К та 305 К.

Базові електрохімічні характеристики матеріалу (потенціал без струму $E_{i=0}$, густину струму корозії i_{cor} , густину граничного дифузійного струму i_d , константи Тафеля b_k , b_a) визначали графічно-аналітичним методом. Поляризаційний опір R_p розраховували за рівнянням Стерна-Гірі [4]:

$$\Delta E / \Delta i = R_p = K / i_{cor},$$

$$\text{де } K = \frac{b_a \times b_k}{2.3 \times (b_a + b_k)} - \text{константа,}$$

b_a і b_k – константи Тафеля анодної та катодної реакцій.

Результати досліджень та їх обговорення. Сітчасті вежові копункції системи Шухова виготовлені з вуглецевих сталей та володіють недостатньою корозійною тривкістю, тому основною причиною погіршення їх експлуатаційних характеристик є корозія, яка спричиняється зовнішніми (атмосферна корозія) чинниками. Вежі складені зі сталей майже прямолінійних кутників з розмірами полиць 12...15 см.

На швидкість атмосферної корозії вуглецевих сталей впливає багато факторів, проте вирішальними є наявність в навколишньому середовищі агресивних речовин і вологи [5]. Волога зумовлює електрохімічну природу корозії сталі. У вологому середовищі, особливо забрудненому агресивними хімічними елементами, сталь починає інтенсивно кородувати. Найвищих значень швидкість корозії досягає під адсорбційними плівками вологи завтовшки 1...10 мкм. За більшої товщини плівки вологи (до 1 мм) швидкість корозії через дифузійні обмеження доступу кисню до кородуючого металу знижується. Зі збільшенням товщини шару води понад 1 мм швидкість корозії стає практично постійною. Швидкість атмосферної корозії сталі зростає також при забрудненості атмосфери. Зокрема, в умовах менш забрудненого повітря сіл швидкість корозії сталі становить близько 0,004 мм/рік; у містах – вона може досягати 0,03...0,06 мм/рік; поблизу промислових об'єктів – 0,04...0,11 мм/рік; в умовах морського повітря, що містить значну кількість вологи і солей, – 0,07...0,16 мм/рік. У діапазоні температур 0...+60 °С швидкість корозії вуглецевих сталей змінюється незначно, а за вищих температур вона зменшується через швидке випаровування вологи.

Потенціодинамічні поляризаційні дослідження виявили, що сталь у вихідному стані у 3%-му водному розчині NaCl кородує в активному стані (рис. 1). Протікання електрохімічних процесів

головним чином залежить від електродного потенціалу кородуючого металу. Потенціал без струму при зануренні сталюого зразка у корозивне середовище за температури 291 К становить -433 мВ, при подальшій експозиції потенціал без струму зміщується у сторону більш від'ємних значень і після 35 хв. експозиції стабілізується на рівні -535 мВ (табл. 1). При підвищенні температури з 291 К до 305 К потенціал без струму сталі у вихідному стані зсувається у сторону більш від'ємних значень і становить -560 мВ. Лімітуючою стадією корозійного процесу є дифузія деполяризатора. Інтенсивність катодних та анодних процесів при підвищенні температури зростає. Густина струму корозії сталі у вихідному стані при зростанні температури з 291 К до 305 К збільшується в 1,7 рази та досягає значень $11,1 \mu\text{A}/\text{cm}^2$.

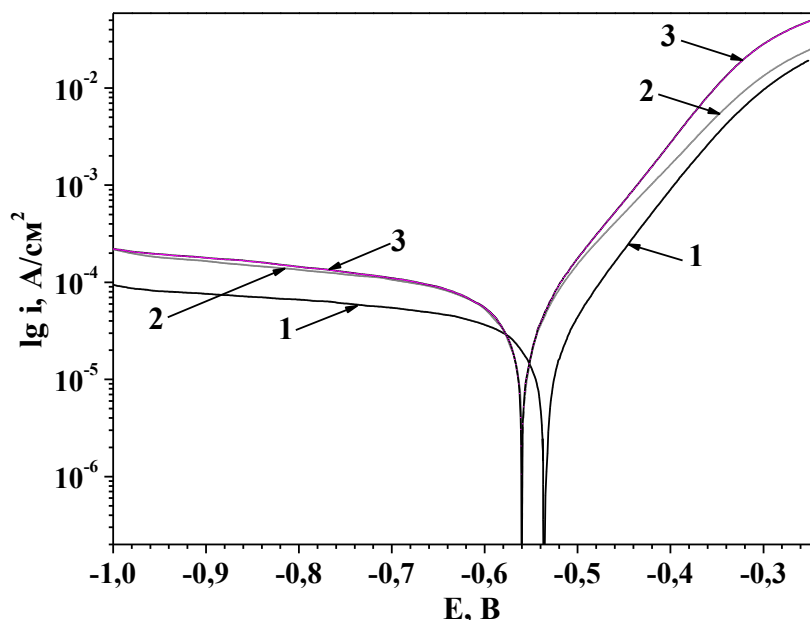


Рис. 1. Потенціодинамічні поляризаційні криві сучасної сталі у вихідному стані у 3%-ному водному розчині NaCl за температур 291 К (1), 298 К (2), 305 К (3).

Таблиця 1. Електрохімічні параметри сталей сітчастих вежових конструкцій системи Шухова у 3% розчині NaCl

Об'єкт дослідження	Температура t , К	Потенціал без струму $E_{i=0}$, мВ			Густина струму корозії i_{cor} , $\mu\text{A}/\text{cm}^2$	Густина граничного дифузійного струму $i_d \cdot 10^4$, A/cm^2	Константи Тафеля, мВ		Поляризаційний опір R_p , Ом·см ²
		Тривалість експозиції 0 с.	Тривалість експозиції 15 с.	Тривалість експозиції 35 хв.			$-b_k$	b_a	
Сучасна сталь	291	-433	-490	-535	6,55	0,65	70	41	1716,3
	298	-438	-517	-560	8,4	1,37	68	39	1282,9
	305	-442	-531	-560	11,1	1,48	64	39	949,2
Сталь водонапірної вежі	291	-439	-472	-535	5,12	0,56	41	40	1719,3
	298	-465	-485	-560	6,57	0,86	34	39	1202,1
	305	-483	-552	-580	8,21	1,10	33	32	860,4
Сталь маяка	291	-482	-573	-677	10,5	0,62	39	40	817,7
	298	-493	-582	-679	14,0	1,21	31	32	489,0
	305	-498	-598	-680	17,3	1,24	30	30	377,0

Потенціал без струму сталі водонапірної вежі через 35 хв. після занурення у 3%-ний водний розчин NaCl стабілізується на значеннях -535 мВ, -560 мВ та -580 мВ за температур 291 К, 298 К та 305 К відповідно (табл. 1). Сталь водонапірної вежі в дослідженому корозивному середовищі в температурному діапазоні 291 К...305 К знаходиться в активному стані (рис. 2). Характер та інтенсивність протікання корозійних процесів на сталі водонапірної вежі є аналогічним, як і на

сталі у вихідному стані. Підвищення температури корозивного середовища з 291 К до 305 К незначно впливає на інтенсифікацію катодних та анодних процесів. Корозійна тривкість сталі водонапірної вежі за температури 291 К у 3%-ному водному розчині NaCl є практично такою ж як і сталі у вихідному стані (рис. 1, 2, табл. 1): потенціал без струму обох сталей становить -535 мВ, значення поляризаційного опору відрізняється незначно ($1716,3 \text{ Ом}\cdot\text{см}^2$ та $1719,3 \text{ Ом}\cdot\text{см}^2$), а густина струму корозії сталі у вихідному стані є дещо вищою. За температур 298 К та 305 К сталь водонапірної вежі характеризується дещо вищою корозійною активністю порівняно зі сталлю у вихідному стані у 3%-ному водному розчині NaCl (рис. 1, 2, табл. 1). Зокрема, поляризаційний опір сталі у вихідному стані за даних температур є дещо вищим за поляризаційний опір сталі водонапірної вежі. Для сталі водонапірної вежі характерними є нижчі значення констант Тафеля анодної, і, особливо, катодної реакцій порівняно зі сталлю у вихідному стані, що вказує на полегшений перебіг катодних та анодних реакцій на сталі водонапірної вежі.

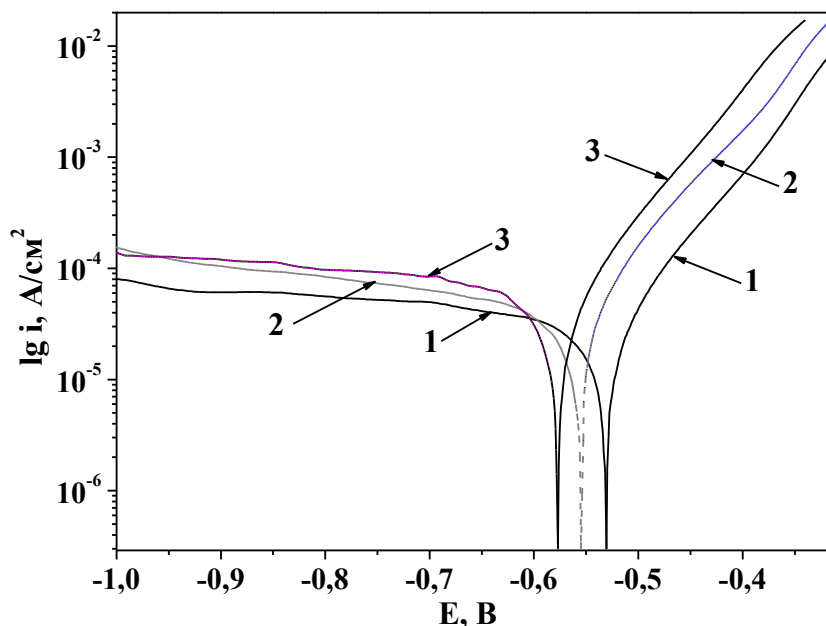


Рис. 2. Потенціодинамічні поляризаційні криві сталі водонапірної вежі у м. Черкасах у 3%-ному водному розчині NaCl за температур 291 К (1), 298 К (2), 305 К (3).

Найнижчою корозивною тривкістю у 3%-ному водному розчині NaCl володіє сталь Аджигольського маяка (рис. 3, табл. 1). Потенціал без струму сталі маяка при зануренні у корозивний розчин становить -482 мВ, -493 мВ та -498 мВ за температур 291 К, 298 К та 305 К відповідно (табл. 1). Впродовж експозиції потенціал без струму сталі плавно зміщується у сторону більш від'ємних значень та стабілізується через 35 хв. на рівні значень -678 ± 2 мВ. Тобто, сталі маяка властиве найнижче значення потенціалу без струму у 3%-ному водному розчині NaCl серед досліджених сталей. Сталь маяка кородує в активному стані (рис. 3). Корозійний процес протікає з дифузійним контролем. Інтенсивність корозійного процесу при підвищенні температури зростає. Густина струму корозії сталі маяка зростає на 33% при збільшенні температури з 291 К до 298 К та на 24% при збільшенні температури з 298 К до 305 К. Сталь маяка характеризується суттєво нижчим поляризаційним опором порівняно зі сталлю у вихідному стані та сталлю водонапірної вежі. Зокрема, поляризаційний опір сталі маяка за температури 291 К у $\sim 2,1$ рази нижчий за поляризаційний опір сталі у вихідному стані та сталі водонапірної вежі, а за температури 305 К — у 2,3...2,5 рази. Про найнижчу корозійну тривкість сталі маяка серед досліджених сталей у 3%-ному водному розчині NaCl свідчать також найвищі значення густини струму корозії та найнижчі значення коефіцієнтів Тафеля катодної та анодної поляризаційних кривих в температурному діапазоні 291 К...305 К (табл. 1). Така понижена корозійна тривкість сталі маяка порівняно зі сталлю водонапірної вежі та сталі у вихідному стані зумовлена, очевидно, її тривалим кородуванням в процесі експлуатації у високоагресивному хлоридвмісному середовищі в умовах морського повітря, що містить велику кількість вологи і солей, в тому числі хлоридів. Відомо [6], що в умовах атмосферної корозії відбувається наводнювання сталі — при наявності тонкої плівки води на сталевій поверхні водень проникає у сталь під час процесу висушування плівки вологи

внаслідок зміни рН та потенціалу поблизу поверхні кородуючого металу. Отримані результати вказують на те, що сталь маяка, ймовірно, наводнювалась під час тривалого кородування в процесі експлуатації.

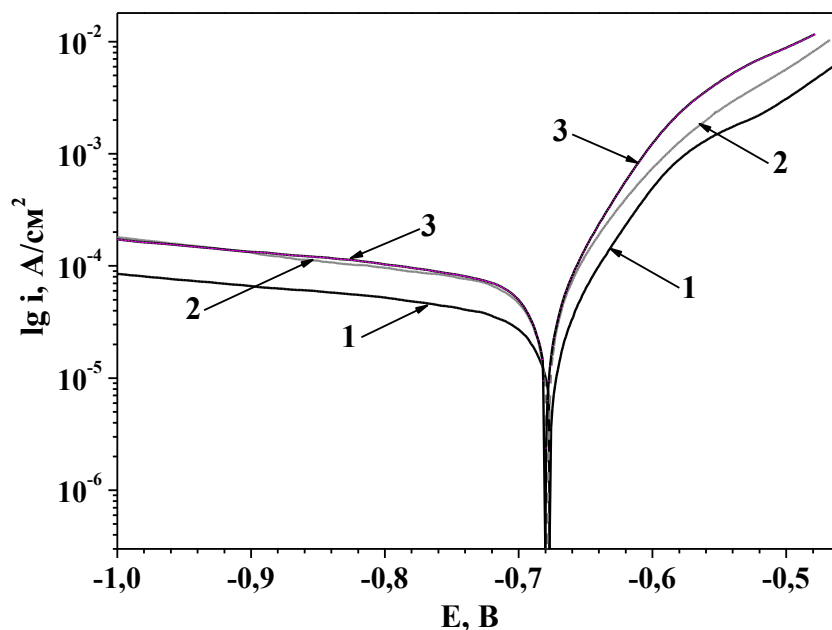


Рис. 3. Потенціодинамічні поляризаційні криві сталі Аджигольського маяка у 3%-ному водному розчині NaCl за температур 291 К (1), 298 К (2), 305 К (3).

Висновки. Вуглецеві сталі сітчастих вежових конструкцій системи Шухова (водонапірної вежі та маяка) характеризуються зниженою корозійною тривкістю порівняно з сучасною вуглецевою сталлю у вихідному стані у 3%-ному водному розчині NaCl в діапазоні температур 291...305 К. Виявлено вищу інтенсивність протікання електрохімічних процесів у 3%-ному водному розчині NaCl на експлуатованих сталях гіперболоїдних конструкцій порівняно зі сталлю у вихідному стані, в тому числі і за підвищених температур. Сталь Аджигольського маяка характеризується нижчою корозійною тривкістю порівняно зі сталлю водонапірної вежі у м. Черкасах, що зумовлене, очевидно, тривалим впливом корозивного наводнювального середовища вищої агресивності. Корозія вуглецевих сталей у 3%-ному водному розчині NaCl протікає з кисневою деполаризацією та лімітується стадією дифузії розчиненого кисню. Для збереження сітчастих вежових конструкцій системи Шухова необхідно забезпечити їх ефективний протикорозійний захист із застосуванням сучасних технологій.

Робота виконана за фінансової підтримки Фонду фундаментальних досліджень Державного агентства з питань науки, інновацій та інформатизації України у рамках проекту № Ф39.1/002 "Дослідження структурного, механічного та корозійного стану тривало експлуатованих об'єктів типу "гіперболоїдних веж Шухова".

1. *Діагностування стану експлуатованих понад 100 років сітчастих гіперболоїдних веж В. Г. Шухова / Г. Никифорчин, А. Кутний, Т. Кремінь [та ін.] // Теорія та практика раціонального проектування, виготовлення і експлуатації машинобудівних конструкцій: 3-я Міжнар. наук.-техн. конф., 7-9 листопада 2012 р.: тези допов. – Львів: КІНПАТРИ ЛТД, – 2012. – С. 7-8.*
2. *Embrittlement of the steel of an oil-trunk pipeline / O. T. Tsyrl'nyk, H. M. Nykyforchyn, O. I. Zvirko et al. // Materials Science. – 2004. – Vol. 40. – № 2. – Pp. 302-304.*
3. *Zvirko O. Corrosion and electrochemical properties of the steel of exploited oil tanks in bottom water / O. Zvirko and A. Zagórski // Materials Science. – 2008. – Vol. 44. – № 1. – Pp. 126-132.*
4. *Шрайер Л. Л. Коррозия: Справочник / Л. Л. Шрайер. – М.: Металлургия, 1981. – 632 с.*
5. *Лугченко О. І. Будівельні конструкції. Частина 1. Металеві конструкції / О. І. Лугченко. – Харків: ХНАМГ, 2006. – 159 с.*
6. *Hydrogen entry into steel during atmospheric corrosion process / T. Tsuru, Y. Huang, M. R. Ali et al. // Corrosion Science. – 2005. – Vol. 47. № 10. – Pp. 2431-2440.*

Стаття надійшла до редакції 27.04.2013.

С.Г. Иваницкий, М.Б. Штерн, Ю.Н. Чувашов

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ БАЗАЛЬТОВЫХ РАСПЛАВОВ НА ПРОЧНОСТЬ НЕПРЕРЫВНЫХ ВОЛОКОН В ПРОЦЕССЕ ИХ ФОРМИРОВАНИЯ

Обсуждаются вопросы оптимизации процесса вытягивания базальтовых волокон с целью повышению их прочности. Для выяснения связи между механическими показателями волокон и термическими характеристиками расплава базальта в процессе вытягивания проведены экспериментальные и теоретические исследования. Оценка скорости охлаждения струи расплава на стадии стеклования проводится с использованием математической модели, адекватно описывающей теплоперенос в процессе вытягивания волокна. Установлено, что прочность волокна пропорциональна скорости охлаждения расплава, которая зависит от начальных условий вытягивания. Результаты исследования рассматриваются как теоретические основы для выбора и управления технологическими параметрами производства стеклянных и базальтовых волокон.

Ключевые слова: базальтовый расплав, скорость охлаждения, непрерывное волокно, прочность, параметры процесса формования.

Форм. 4. Рис. 4. Лит. 9.

С.Г. Іваницький, М.Б. Штерн, Ю.М. Чувашов

ВПЛИВ ШВИДКОСТІ ОХОЛОДЖЕННЯ БАЗАЛЬТОВИХ РОЗПЛАВІВ НА МІЦНІСТЬ НЕПЕРЕРВНИХ ВОЛОКОН В ПРОЦЕСІ ЇХ ФОРМУВАННЯ

Обговорюються проблеми оптимізації процесу витягування базальтових волокон з філь'єри з метою підвищення їх міцності. Для з'ясування зв'язку між механічними показниками волокон і термічними характеристиками розплаву базальту в процесі витягування проведено комплекс експериментальних та теоретичних досліджень. Оцінку швидкості охолодження струменя розплаву на стадії склування проведено із застосуванням математичної моделі, яка адекватно описує умови теплообміну в процесі витягування волокна. Показано, що міцність волокна пропорційна швидкості охолодження розплаву, яка залежить від початкових умов витягування. Результати дослідження можна розглядати як теоретичні основи для вибору і керування технологічними параметрами виробництва скляних та базальтових волокон.

Ключові слова: базальтовий розплав, швидкість охолодження, неперервні волокна, міцність, параметри процесу формування.

S. Ivanitsky, M. Shtern, Ju. Chuvashov

EFFECT OF COOLING RATE OF BASALT MELTS ON STRENGTH OF CONTINUOUS FIBER IN THE DRAWING PROCESS

The questions of optimizing the operation parameters of basalt fiber drawing with the view to raising fiber strength are considered. To find out the interdependency between mechanical properties of fibers and thermal characteristics of basalt melt in the drawing process both mathematical modeling and experimental investigations have been undertaken in this study. The accurate numerical model, which describe adequately heat transfer in the drawing process of glass fiber has been used to determine the cooling rate of a melt jet in the vitrification stage. The fiber strength is found to be proportional to the melt cooling rate which is specified completely by the initial conditions of drawing. The results provide the theoretical basis of choosing and regulating technological parameters in the production of basalt and glass fibers.

Key words: basalt melt, cooling rate, continuous fiber, strength, molding parameters.

Введение. Волокнистые материалы различного целевого назначения, получаемые из базальтовых непрерывных волокон, обладают высокими физико-химическими характеристиками, по которым уступают лишь дорогостоящим композитам на основе углеродных и карбидокремниевых волокон. Базальтовые непрерывные волокна характеризуются повышенными показателями прочности и модуля упругости. По прочностным свойствам непрерывные базальтовые волокна сравнимы со стеклянными волокнами, а по модулю упругости превосходят их. Возможность управления свойствами волокон при производстве базальтовых волокон является важным этапом на пути усовершенствования и оптимизации технологии их производства.

Получение базальтовых волокон с высокими значениями прочности и модуля упругости требует понимания основных факторов, влияющих на эти параметры. К ним, в первую очередь, следует отнести химический и минералогический состав исходного сырья, температуру расплава в питателе, особенности протекания процесса вытягивания волокон из фильера.

Для выяснения степени влияния указанных факторов на прочностные характеристики стеклянных и базальтовых волокон необходимо комплексное изучение процесса волокнообразования с учетом теплофизических, химических, реологических и структурных характеристик расплава, а также режимных параметров формования из них волокон.

Состояние проблемы. Современные технологии производства силикатных непрерывных волокон используют фильерный способ их получения, поскольку при формировании волокон из

фильер, как показывает практика, образуется существенно меньше поверхностных дефектов и трещин, что, в результате, обеспечивает их высокую прочность.

Вообще стеклянные волокна, в том числе и базальтовые, обладают существенно более высокой прочностью по сравнению с массивными стеклами. Это объясняется эффектом «замораживания» изотропной структуры высокотемпературного расплава стекла в процессе формирования волокна, что обусловлено резким переходом от равновесной к неравновесной структуре при быстром охлаждении и одновременно сильным динамическим воздействием в процессе вытяжки волокна. [1]

На стадии стеклования расплава, когда аморфное вещество в интервале температур 20-30°C плавно переходит из жидкого состояния в твердое, характерное время изменения температуры и механических напряжений становится меньше времени релаксации молекулярных процессов в жидкости из-за существенного возрастания вязкости в процессе охлаждения [1-3]. Достижение в процессе формирования волокна достаточно высокой скорости охлаждения струи расплава, превышающей скорость релаксационных процессов, способствует снижению интенсивности образования и роста кристаллических зародышей [1,2]. Микрорекристаллы в аморфном стекле рассматриваются как потенциальные центры микро- и макротрещин и как основная причина возникновения дефектов. Кристаллизационная способность стекол является негативным свойством, т.к. приводит к нарушению гомогенной аморфной структуры, что, в конечном итоге, снижает механическую прочность стеклянных и базальтовых волокон. Отмечено, что присутствие микрорекристаллов в расплаве, соизмеримых с диаметром волокна, вызывает снижение его прочности до 40 % [2].

Известно, что с понижением диаметра и с увеличением длины базы стеклянных и базальтовых волокон их прочность существенно повышается. Возможные причины высокой прочности волокон малого диаметра широко обсуждаются в литературе на уровне гипотез [1,4], однако природа и физические механизмы этой взаимосвязи до сих пор не установлены.

Исследование прочности и других механических свойств силикатных волокон в зависимости от условий формирования и обоснования выбора оптимальных режимов формирования является весьма важной прикладной задачей. В то же время эта проблема представляет интерес с научной точки зрения, поскольку дает возможность получить новую полезную информацию о физике стекла и о кинетике процесса стеклования аморфных веществ. Наряду с экспериментальными методами исследования необходимым инструментом для изучения сложных теплофизических и реологических явлений в процессе формирования элементарного базальтового волокна являются методы математического моделирования с использованием современного программного обеспечения [6-8]. Разработанные различными авторами математические модели формирования волокон и полученная на их основе полезная информация относительно геометрии струи, температурного поля в струе и условий теплообмена доказывают эффективность и перспективность численных методов при решении такого рода задач.

Вместе с тем, в известных на сегодня математических моделях формирования силикатных волокон не рассматривается явление образования микрорекристаллов в расплаве и отсутствует численный анализ влияния скорости охлаждения расплавов на кинетику процессов кристаллизации и на закономерности протекания стадии стеклования.

Целью данного исследования является определение оптимальных режимов охлаждения струи расплава в процессе формирования базальтового волокна и определение основных факторов, обеспечивающих повышение прочности волокна при высоких скоростях охлаждения.

Методы исследования. Экспериментальные методы позволяют с высокой точностью определить механические показатели силикатных волокон, такие как прочность, модуль упругости, а также основные теплофизические и реологические параметры расплавов (плотность, поверхностное натяжение, теплоемкость, теплопроводность, вязкость и др.), определяющие условия формирования при заданных режимах. Вместе с тем, в эксперименте чрезвычайно трудно измерить распределение температуры и вязкости по длине струи расплава и по ее сечению. Даже с использованием прецизионных методов регистрации не удастся оценить с необходимой степенью точности скорости изменения температуры и динамических напряжений в струе расплава на стадии стеклования, учитывая, что длительность этой определяющей стадии формирования волокна измеряется микросекундами, а диаметр струи в зоне стеклования составляет десятки микрометров. Кроме того, необходимо принимать во внимание неравномерность температуры, вязкости и динамических напряжений по сечению струи.

Поэтому изучение взаимосвязи прочности волокна со скоростью охлаждения струи расплава проводилось с использованием как экспериментальных, так и теоретических методов исследования.

В эксперименте исследовалась прочность базальтовых волокон, полученных при разных значениях следующих параметров: температуры расплава в лабораторном одно-фильном питателе T_0 , уровня расплава в питателе H и диаметра волокна d . Эксперименты проводились при постоянном внутреннем диаметре фильеры равном 2,2 мм.

Температура расплава в питателе варьировалась в интервале от 1380 до 1450°C с промежутками в 10°C. Уровень расплава в питателе в ходе проведения экспериментов варьировался в интервале от 2 до 6 см. Исследовалась прочность волокон с диаметрами от 9 до 18 мкм. Волокна различного диаметра получали за счет изменения скорости вытягивания. Прочность полученных волокон определялась на разрывной машине по стандартной методике [9].

Для определения температурного поля, скорости движения и скорости охлаждения струи расплава и сформированного волокна использовалась разработанная нами математическая модель формирования силикатных волокон из фильеры. В модели приняты следующие основные допущения.

Процессы течения, охлаждения в струе расплава и формирования из него волокна считаются стационарными.

Расплав является несжимаемой вязкой ньютоновской жидкостью.

Скорость струи постоянна по сечению.

Температурное поле в струе рассматривается как двухмерное – в осевом и в радиальном направлении.

Теплообмен струи с воздухом осуществляется за счет теплообмена излучением и конвекцией.

Теплоемкость и теплопроводность расплава исследуемого базальта не зависят от температуры. Для представления температурных зависимостей вязкости, поверхностного натяжения и плотности расплава конкретного исследуемого базальта используются эмпирические уравнения, которые адекватно описывают результаты экспериментальных измерений соответствующих параметров в широком интервале температур.

Для учета степени деформации стекломассы на начальном и на завершающем участке стадии стеклования под действием резко меняющихся напряжений используются модели Максвелла и Кельвина-Фойгта, характеризующие вязкоупругое состояние застывающего расплава и его переход в аморфное стеклянное волокно за счет силы натяжения, создаваемой наматывающим устройством. Система основных уравнений модели в струе с учетом принятых допущений в цилиндрической системе координат имеет следующий вид:

$$\text{уравнение движения} - \rho v_z \frac{dv_z}{dz} = -\frac{dp}{dz} + \mu \frac{d^2 v_z}{dz^2} + \rho g; \quad (1)$$

$$\text{уравнение энергии} -; \rho c v_z \frac{\partial T}{\partial z} = \lambda \left[\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \frac{\partial T}{\partial r} + \frac{\partial^2 T}{\partial r^2} \right) \right]; \quad (2)$$

$$\text{уравнение неразрывности} - \rho v_z r^2 = G_m; \quad (3)$$

$$\text{реологическое уравнение} - \mu = A_0 \exp \left(\frac{W}{RT} \right). \quad (4)$$

Здесь z , r – цилиндрические координаты; ρ – плотность расплава; μ – вязкость расплава; c – теплоемкость расплава; λ – теплопроводность расплава; v_z – скорость струи в направлении оси z ; p – давление; T – температура струи; G_m – массовый расход расплава; A_0 – предэкспоненциальный множитель; W – энергия активации; $\tilde{R}$ – газовая постоянная.

Совместное решение уравнений (1)–(4) численными методами, с учетом теплофизических и реологических свойств расплава, определяет температурное поле и скорость движения расплава в струе. На основе этих данных рассчитывается скорость охлаждения струи $dT/d\tau = f(z)$ при различных условиях формирования волокон.

Анализ результатов исследования. Для определения факторов, влияющих на прочность базальтовых волокон, рассмотрены основные закономерности и режимы их формирования на

примере базальта, используемого в производстве в качестве сырья для получения непрерывных волокон. Изучена зависимость средней прочности полученных волокон от различных параметров: их диаметра, температуры формования и уровня расплава в питателе.

На рис. 1а представлена зависимость прочности волокон от температуры расплава в питателе (температура формования) при постоянном значении уровня расплава в питателе и постоянном значении диаметра волокна. На рис.1б показано, как меняется прочность волокна постоянного диаметра в зависимости от уровня расплава в питателе при постоянной температуре питателя в расплаве и при постоянном диаметре волокна. На рис.1в приводится зависимость прочности волокон от их диаметра, полученных при постоянной температуре формования и постоянном уровне расплава в питателе.

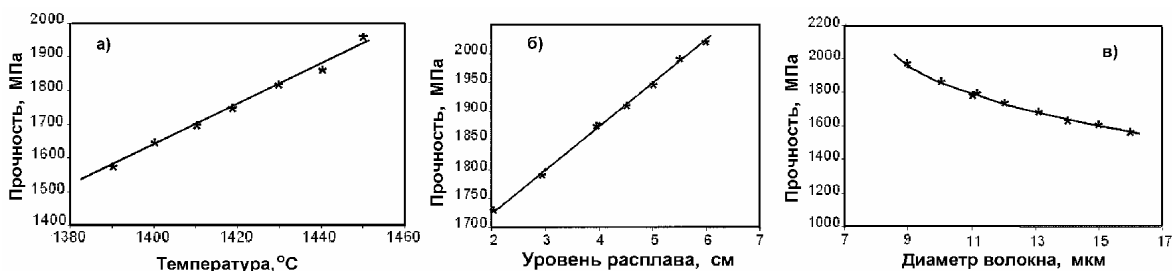


Рис. 1. Зависимости прочности базальтового волокна от параметров формования (экспериментальные данные): а) зависимость от температуры расплава в питателе T_0 (при уровне расплава в питателе $H=5$ см и конечном диаметре волокна $d=9$ мкм.); б) зависимость от уровня расплава в питателе H (при $T_0=1450^\circ\text{C}$ и $d=9$ мкм); в) зависимость от конечного диаметра волокна d (при $T_0=1450^\circ\text{C}$ и $H=5$ см)

Представленные на рисунках 1а,б,в экспериментальные результаты по измерению прочности базальтовых волокон в зависимости от различных параметров формования показывают, что при заданном диаметре волокна прочность его возрастает по линейному закону с увеличением температуры расплава в питателе и с повышением уровня расплава. При постоянных значениях параметров T_0 и H прочность волокна тем выше, чем меньше диаметр волокна. Учитывая, что в стационарном режиме формования диаметр волокна обратно пропорционален скорости вытягивания, прочность волокна при постоянстве параметров T_0 и H должна повышаться с увеличением скорости вытягивания.

С увеличением температуры и уровня расплава в питателе возрастает массовый расход расплава из фильеры и, следовательно, повышается линейная скорость струи, а значит и скорость расплава в зоне стеклования. Точно также скорость расплава возрастает с увеличением скорости вытяжки. Таким образом, экспериментальные данные, представленные на всех трех графиках рисунка 1 свидетельствуют о том, что прочность волокна увеличивается с возрастанием скорости движения струи в данном сечении, независимо от причин, которые обеспечивают повышение скорости.

В рамках математической модели проведены численные исследования изменения скорости охлаждения расплава в процессе формования волокна в зависимости от тех же параметров T_0 , H и d .

На рис.2а,б представлены результаты расчета изменения скорости охлаждения расплава в зависимости от расстояния от выходного сечения фильеры при различных значениях начальной температуры расплава T_0 и уровня расплава в питателе H при постоянном диаметре волокна $d=9$ мкм.

Кривые скорости охлаждения представлены для участка струи, включающего зону стеклования, в которой базальт переходит из жидкого состояния в твердое аморфное стекло. Резкое падение температуры струи после выхода расплава из фильеры обусловлено двумя факторами. Во-первых, струя охлаждается из-за высокой разности температур между расплавом и окружающим холодным воздухом. На рис. 2 представлены результаты расчета

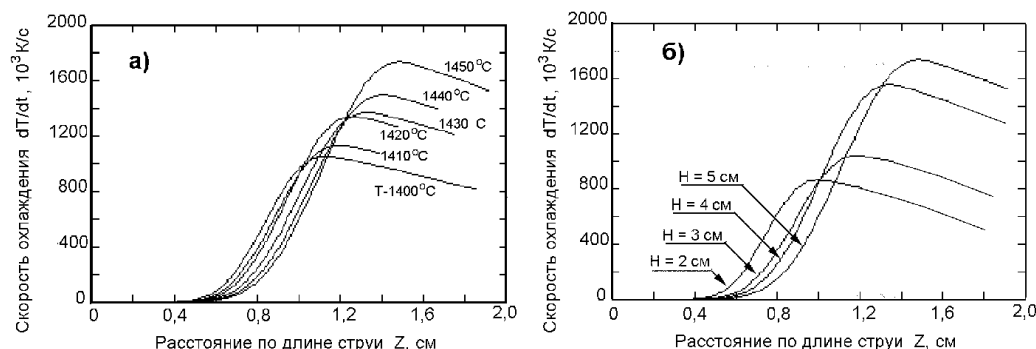
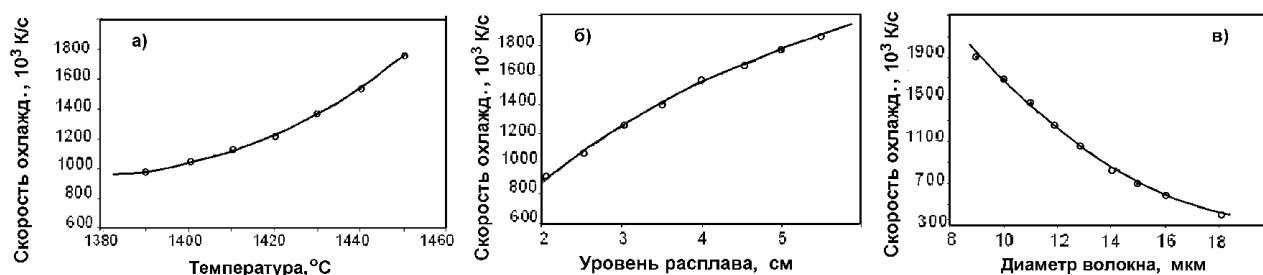


Рис.2. Изменение скорости охлаждения расплава базальта по длине струи $dT/d\tau$ при различных значениях температуры расплава в питателе T_0 (а) и от уровня расплава в питателе H (б) при производстве волокна с диаметром $d = 9$ мкм.

скорости охлаждения с учетом теплового излучения и конвективного теплообмена без принудительного обдува. Вторым фактором, обеспечивающим быстрое падение температуры струи, является резкое уменьшение диаметра струи и, как следствие, увеличение удельной межфазной поверхности теплообмена. На рассматриваемом участке струи длиной 2 см диаметр струи понижается от 2200 мкм до 9 мкм. По завершении стадии стеклования диаметр струи остается постоянным и равным диаметру получаемого волокна. Представленные на рис.2 экстремальные значения скорости охлаждения соответствуют расстояниям, на которых стабилизируется постоянный диаметр волокна.

Именно эти экстремальные значения $dT/d\tau$ в данном исследовании определяют величины скорости охлаждения, которые рассматриваются далее. Использование экстремальных значений скорости охлаждения, которые характеризуют завершение стадии стеклования, позволяют указывать точные и определенные значения этого параметра. Большинство исследователей отмечают влияние повышения скорости охлаждения расплава в струе на механические характеристики волокна, без указания на то, в каком сечении струи определяется этот показатель. В работе [1] в качестве скорости охлаждения принимается значение параметра, усредненного по длине струи.

Результаты численных расчетов зависимости скорости охлаждения расплава в струе $dT/d\tau$ от параметров формования T_0 , H и d представлены на рисунках 3а,б,в



стеклования $dT/d\tau$ от параметров формования. (расчет по модели)

а) зависимость от температуры расплава в питателе T_0 (при уровне расплава в питателе $H = 5$ см и конечном диаметре волокна $d = 9$ мкм.); б) зависимость от уровня расплава в питателе H (при $T_0 = 1450^\circ\text{C}$ и $d = 9$ мкм); в) зависимость от конечного диаметра волокна d (при $T_0 = 1450^\circ\text{C}$ и $H = 5$ см).

Приведенные на рисунках 3а,б,в кривые показывают, что скорость охлаждения, как и прочность, повышается с увеличением температуры T_0 , уровня расплава и понижается с увеличением диаметра H , но характер зависимости $dT/d\tau$ от этих параметров качественно иной, чем на рисунке 1. Из графиков рис.3 следует, что скорость охлаждения расплава в процессе формования, как и прочность, будет увеличиваться с повышением скорости струи в зоне

формования. Данные, представленные на рис.1 и рис.3, указывают на определенную взаимосвязь прочности волокна со скоростью охлаждения расплава в процессе формования.

Поскольку, как показывают результаты исследования, каждому фиксированному сочетанию параметров T_0 , H и d соответствует определенное значение прочности и определенное значение скорости охлаждения, на основании данных, приведенных на рис.1 и рис.3, можно построить зависимость прочности волокна от скорости охлаждения расплава в процессе формования волокна, независимо от того при каких условиях достигнуто это значение скорости охлаждения. Зависимость прочности волокон от скорости охлаждения, построенная на основании обработки экспериментальных и теоретических данных и в широких пределах изменения параметров формования представлена на рис.4.

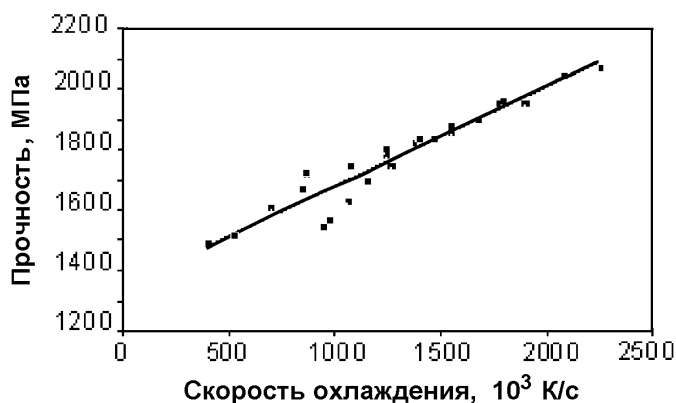


Рис.4. Зависимость прочности базальтового волокна от скорости охлаждения струи расплава на стадии стеклования

Результаты комплексного исследования показывают, что при всех условиях формования волокна в широких интервалах изменения температуры, массового расхода расплава и скорости вытягивания увеличение скорости охлаждения повышает прочность получаемого волокна. Природа и физический механизм такой взаимосвязи пока не находят четкого объяснения. Необходимо принимать во внимание, что возрастание прочности с повышением температуры формования объясняется не только соответствующим увеличением скорости движения струи и скорости охлаждения. С повышением температуры расплава в питателе сокращается начальное количество кристаллических зародышей, что обеспечивает уменьшение количества микродефектов в волокне и способствует повышению его прочности. Повышение прочности волокна с уменьшением его диаметра, кроме влияния высокой скорости вытягивания и, соответственно, увеличением скорости охлаждения можно связать также с упрочнением поверхностного слоя в тонких волокнах или образованием в них прочной цепочечной структуры [1,4].

Заключение. Проведенные исследования показали, что увеличение скорости охлаждения расплава при формовании волокна на стадии стеклования способствует повышению его механической прочности. По-видимому, это объясняется формированием гомогенной структуры волокна и снижением количества микродефектов из-за чрезвычайно быстрого перехода структуры расплава базальта из равновесного в неравновесное состояние.

Установлено, что волокна, полученные при верхней температуре интервала формования (1380°C - 1450°C) и при высоких уровнях расплава в питателе имеют большую прочность. Непрерывные волокна, полученные при минимальной температуре указанного интервала формования, имеют в среднем на 10-20 % меньшую прочность. Это объясняется увеличением дефектов на поверхности волокон и наличием микрокристаллов в их составе. Большей прочностью обладают волокна, имеющие наименьший диаметр, то есть вытянутые с большой скоростью, что также связано с увеличением скорости их охлаждения.

Таким образом, оптимальными параметрами получения высокопрочных базальтовых волокон из данного расплава являются: максимальная скорость вытягивания, верхняя, наибольшая температура формования и высокие уровни расплава в питателе.

1. *Асланова М.С.* Стекланные волокна /М.С. Асланова, Ю.И. Колесов, В.Е. Хазанов и др. -М.: Химия, 1979 – 256 с.
2. *Гутников С.И.* Стекланные волокна /С.И.Гутников, Б.И.Лазорьяк, А.Н.Селезнев –М.: Изд. МГУ, 2010. – 53 с.
3. *Минько Н.И.* Неравновесные дефекты в стекле и их роль в процессах кристаллизации /Н.И. Минько, Е.И. Евтушенко, И.Н. Михальчук /Стекло и керамика. – 2000. – № 1. – С. 12-16.
4. *Эпельбаум М.Б.* Возможные причины повышенной прочности стеклянного волокна /М.Б. Эпельбаум // Стекло и керамика. 1961. № 3. – С. 10-14.
5. *Соколинская М.А.* Прочностные свойства базальтовых волокон /М.А. Соколинская, Л.К. Забава Т.М. Цибуля А.А. и др. // Стекло и керамика. 1991. № 10. – С. 8-9.
6. *Калабин А.Л.* Программная система для моделирования физико-химических процессов формирования химических волокон и ее практическое применение / А.Л. Калабин, А.В. Керницкий, Э.А. Пакшвер // Химические волокна. – 2008. – № 4. – С. 34-37.
7. *Quanying Yan* Numerical simulation of the viscosity flow process in the region of formation of basalt fibre / Yan Quanying; Yan Quansheng. // Glass technology- 2004.-Vol.45, N55. – pp. 227-232.
8. *Чурбанов М.Ф.* Численное исследование устойчивости течения расплава стекла при вытягивании волокна из фильеры / М.Ф. Чурбанов, Г.Е. Снопатин, Р.М. Шапошников //Проблемы прочности и пластичности - вып. 2006 г № 68 –С. 203-211.
9. *Пелех Б.Л.* Методы исследований базальтовых волокон и их физико-химические свойства / Б.Л. Пелех М.Ф. Махова, Д.Д. Джигирис // Базальтоволокнистые композиционные материалы и конструкции.– К.: Наук. думка.– 1980.– С. 81-112.

Стаття надійшла до редакції 29.04.2013.

УДК 669.01:669.296.017.12

О.М. Іванова, Ю.М. Подрезов, О.А. Щерецький
ОСОБЛИВОСТІ ДЕФОРМАЦІЇ ТА РУЙНУВАННЯ ПСЕВДОЕЛАСТИЧНИХ
СПЛАВІВ НА ОСНОВІ ІНТЕРМЕТАЛІДА Ti_3Sn

Досліджено статистичні та динамічні механічні властивості сплавів на основі інтерметаліда Ti_3Sn . В цьому матеріалі протікає мартенситне перетворення при температурах близьких до кімнатних, яке спричиняє аномально велику пластичність, низькі межі плинності та модуль пружності, а також високу демпфуючу ємність. Відмічено особливий характер утворення тріщин: макротріщина формується шляхом об'єднання декількох мікротріщин

Ключові слова: мартенситне перетворення, механічні властивості, рентгеноструктурний аналіз, двійникування, динамічний механічний аналіз, руйнування матеріалів

Форм. 1. Табл. 3. Рис. 6. Літ. 6.

О. М. Иванова, Ю.Н. Подрезов, А.А. Щерецкий
ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ПСЕВДОЭЛАСТИЧНЫХ
СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА Ti_3Sn

Исследовано статистические и динамические механические свойства сплавов на основе интерметаллида Ti_3Sn . В этом материале протекает мартенситное превращение при температурах, близких к комнатной, которое обуславливает аномально большую пластичность, низкие предел текучести и модуль упругости, а также высокую демпфирующую емкость. Отмечено особенный характер образования трещины: макротрещина формируется путем объединения нескольких микротрещин.

Ключевые слова: мартенситное превращение, механические свойства, рентгеноструктурный анализ, двойникование, динамический механический анализ, разрушение материалов

O. Ivanova, Y. Podrezov, A. Scheretsky
DEFORMATION AND FRACTURE BEHAVIOUR OF PSEUDOELASTIC Ti_3Sn -BASED
ALLOYS

The statical and dynamical mechanical properties of Ti_3Sn -based alloys have been investigated. These alloys undergo martensitic transformation at near-room temperatures which cause high plasticity, low yield stress and Young's modulus, heightened damping capacity. The mechanisms of crack initiation and propagation were proposed. The macrocrack forms by coalescence of microcracks.

Keywords: martensitic transformation, mechanical properties, X-Ray analysis, twinning, dynamical mechanical analysis, fracture

В попередніх роботах [1-3], нами була відмічена незвична механічна поведінка сплавів на основі інтерметаліду Ti_3Sn . Наведений на рис.1 фрагмент діаграми фазових рівноваг системи титан-олово [4] свідчить про те, що в області гомогенності при температурі солідус інтерметалід існує в інтервалі концентрацій олова від 22,8 до 25,2 ат. %. При зниженні температури область гомогенності звужується таким чином, що при кімнатній температурі однофазним є лише сплав з 24,5 ат. % Sn (тут і в далі всі значення наводяться в ат. %). Концентраційні залежності механічних властивостей литих зразків інтерметаліда Ti_3Sn , наведені на рис. 2, повністю узгоджуються з діаграмою стану. Залежність межі плинності (рис.2.a) і деформації до руйнування при вигині (рис.2б) від концентрації олова мають екстремальний характер. Мінімальне значення межі плинності 65 МПа і максимальну пластичність до руйнування $\epsilon = 15\%$ демонструє нестехіометричний інтерметалід, який містить 24,5% Sn. Результати випробувань на 4-х точковий вигин нестехіометричного інтерметаліда і сплавів близького складу демонструють аномально низьке значення модуля пружності, яке у деяких сплавів (табл. 1) більше ніж на порядок менше, ніж у титана (110 ГПа). Результати електронно-мікроскопічних досліджень [1-3] показали, що сплави на основі нестехіометричного інтерметаліда Ti_3Sn виявляють більшу схильність до двійникування.

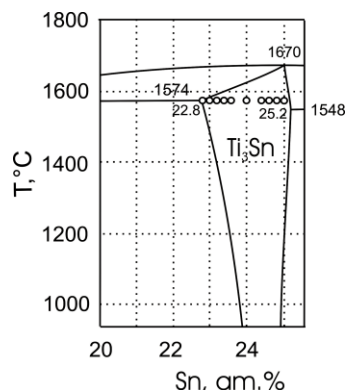


Рис. 1 Фрагмент діаграми стану системи $Ti-Sn$ в області гомогенності інтерметаліду Ti_3Sn

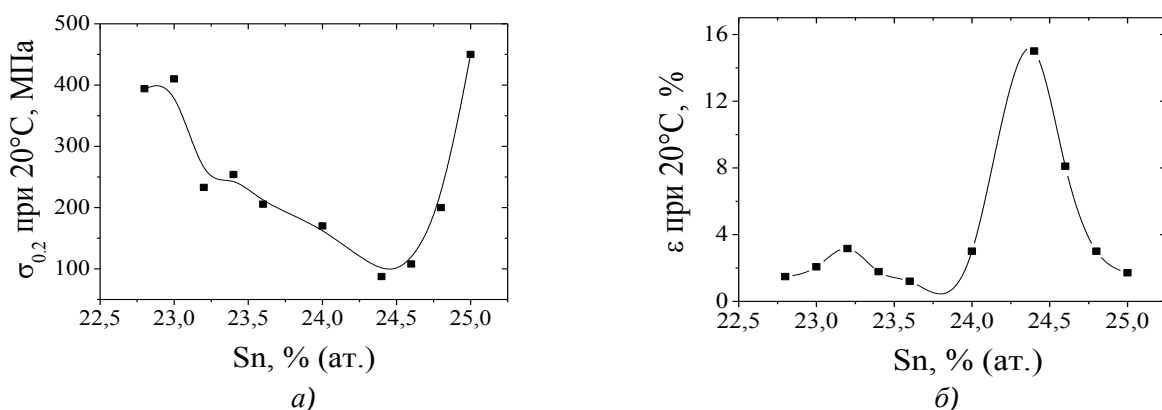


Рис. 2. Залежність межі плинності при стисненні (а) і ступеню деформації при 3-точковому вигині (б) від концентрації олова

З огляду на те, що бездифузійний механізм деформації найчастіше асоціюється з утворенням мартенситу, нами була досліджена температурна залежність деформації перетворення, наявність якої є характерною особливістю перетворень мартенситного типу. Суть цього явища полягає в тому, що в інтервалі температур мартенситного перетворення граничне напруження деформації матриці різко знижується і, при наявності невеликих зовнішніх напружень, відбувається значна деформація матеріалу, при цьому процес формозміни протікає без підвищення температури.

Таблиця 1. Значення модуля пружності сплавів на основі інтерметаліда Ti_3Sn

Склад сплаву, % (ат.)	Модуль пружності, МПа
75,5Ti – 24,5Sn	5,3
75,4Ti – 24,5Sn – 0,1Dy	6,23
75,4Ti – 24,5Sn – 0,3Dy	13,7
75Ti – 24Sn – 1Al	13,8
75Ti – 22Sn – 3Al	24,6
73Ti – 24Sn – 3Zr	13,3

Зразки для досліджень готувались стандартних розмірів $0,4 \times 3 \times 20$ мм. Для активізації процесу використовувався малий вантаж $P = 50$ г з огляду на низькі значення межі плинності та модуля пружності досліджуваного сплаву. Нагрівання відбувалось в лабораторній печі опору в діапазоні температури $20-400$ °С. Охолодження проводили в парах рідкого азоту при температурах -196 до 20 °С.

На рис. 3 наведена термдеформаційна крива в координатах температура-деформація. Ступінь деформації визначали за формулою:

$$\varepsilon = \frac{4hb}{L^2 + b^2} \times 100\%, \quad (1)$$

де ε – деформація; h – висота зразка; b – стріла прогину; L – відстань між опорами.

З наведених кривих визначали характеристичні температури мартенситного перетворення (прямого і зворотного), як точки перегину отриманих деформаційних кривих. Температура M_n визначалась як температура початку різкого збільшення деформації при охолодженні зразка, вона відповідає температурі початку прямого мартенситного перетворення і для досліджуваного зразка становить $M_n = 150$ °С. Температура M_k визначається як температура завершення формозміни, вона ототожнюється із завершенням прямого перетворення. Для заданого зразка $M_k = -150$ °С.

При подальшому нагріванні зразка аналогічно визначаються температури початку та кінця зворотного мартенситного перетворення. У відповідності до результатів, наведених на рис.3, їх значення $A_n = -100$ °С; $A_k = 110$ °С.

Температурна залежність модуля Юнга E і демпфуючої ємності $\tan \phi$ сплавів на основі інтерметаліду Ti_3Sn досліджувались за допомогою динамічного механічного аналізу. Прямокутні зразки розмірами $3 \times 3 \times 30$ мм динамічно навантажувались за схемою 3-х точкового вигину з частотою 1 Гц. При цьому здійснювався циклічний нагрів і охолодження від -100 °С до 350 °С. Зі

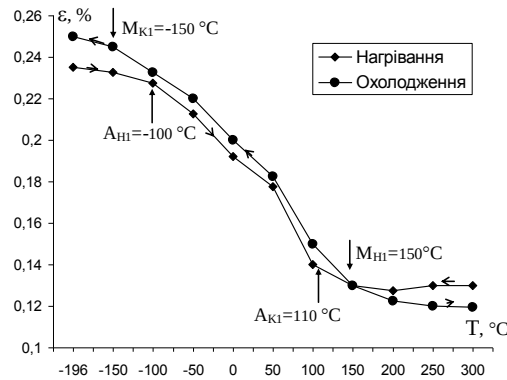


Рис. 3. Результати досліджень температурних інтервалів відновлення форми для сплаву $Ti_{75,5}Sn_{24,5}$

швидкістю 3 град./хв. Сумарний час кожного експерименту становив 10 год. За цей відрізок часу здійснювалось два цикли нагріву та охолодження. За цією методикою досліджувались зразки нестехіометричного інтерметаліду $Ti_{75,5}Sn_{24,5}$ та сплавів на його основі.

На рис.2 подано залежності модуля Юнга та демпфуючої ємності від часу сплавів $Ti_{75,5}Sn_{24,5}$ (рис.2а) і $74Ti - 25Sn - 1Zr$ (рис.2б). на графіках також показана зміна температури від часу, що дозволяє простежити за температурною чутливістю даних сплавів в різних циклах.

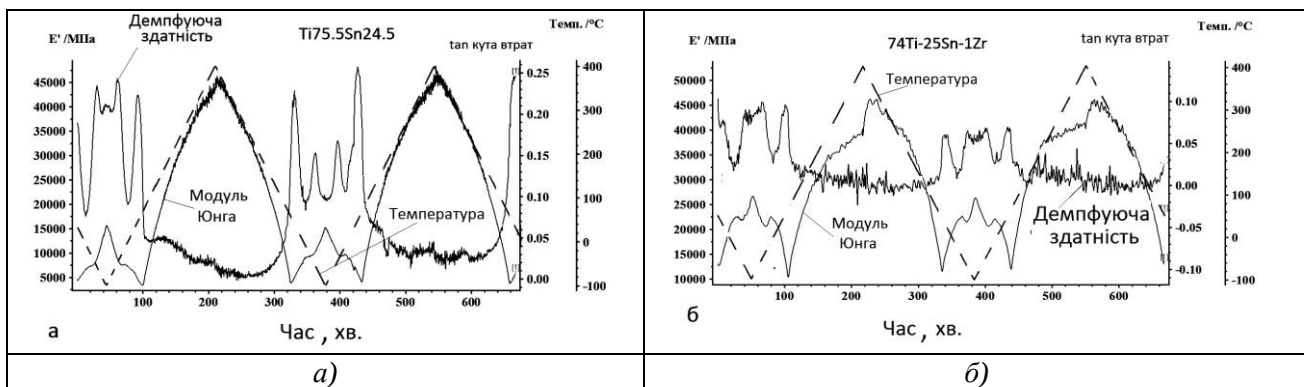


Рис.2. Залежності модуля Юнга і демпфуючої ємності від часу для сплавів $Ti_{75,5}Sn_{24,5}$ (а) і $74Ti - 25Sn - 1Zr$ (б)

З наведених залежностей видно, що в обох сплавах в області мартенситного перетворення відбувається різка зміна механічних властивостей: модуль пружності різко знижується, а демпфуюча ємність зростає. Температурні залежності досліджених властивостей в циклі нагрів – охолодження практично симетричні. Мінімальне значення модуля пружності досягається при температурі 65°C. Максимальне значення демпфуючої ємності зафіксовано при нижчій температурі, яка для обох сплавів рівна 50°C. Порівняння результатів, представлених на рис.2 дозволяє зробити висновок, що характер зміни механічних властивостей подібний. Але абсолютні значення механічних характеристик в області мартенситного перетворення суттєво відрізняються. Подібним чином поведуться інші досліджувані сплави $75,4Ti - 24,5Sn - 0,1Du$ і $4\ 75Ti - 24Sn - 1Al$. В таблиці 2 подані екстремальні значення модуля пружності і демпфуючої ємності в області мартенситного перетворення, а також їх величини при кімнатній температурі.

З таблиці видно, що нестехіометричний інтерметалід $Ti_{75,5}Sn_{24,5}$ демонструє аномально низький модуль пружності і дуже високу демпфуючу здатність в області мартенситного перетворення. Інші сплави також демонструють надзвичайно низький модуль Юнга і високу демпфуючу здатність. На рис. 3 представлені температурні залежності механічних властивостей інтерметаліда $Ti_{75,5}Sn_{24,5}$ в першому циклі нагріву і останньому циклі охолодження.

Таблиця 2. Модуль пружності та демпфуюча ємність сплавів в області мартенситного перетворення

Сплав	E_{min} , ГПа	$E(20)$, ГПа	Q_{max}	$Q(20)$
75,5Ti – 24,5Sn	3,2	6,0	0,25	0,15
75Ti–25Sn	6,0	10	0,28	0,1
75Ti–24Sn – 1Al	12,3	21	0,22	0,08
74Ti–25Sn – 1Zr	11	16	0,1	0,08
75,4Ti–24,5Sn– 0,1Dy	13	23	0,14	0,12

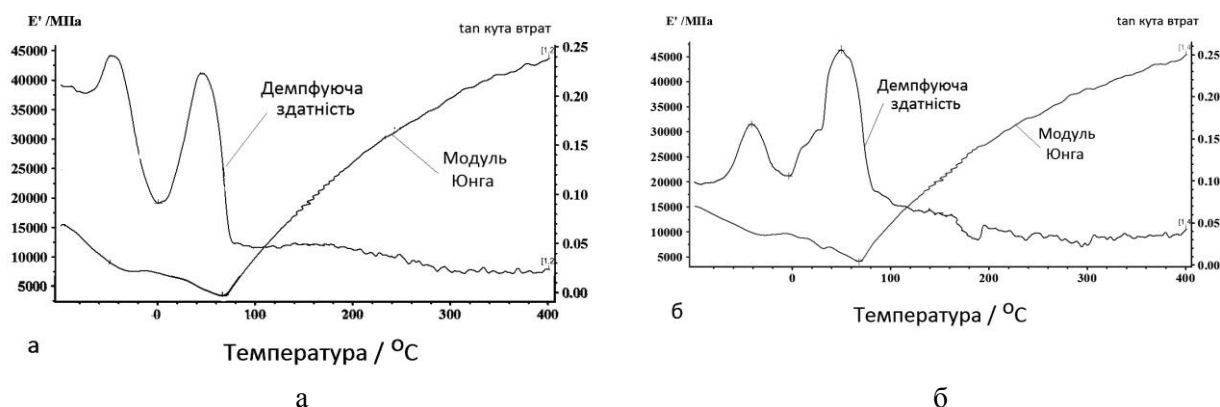


Рис.3. Температурні залежності механічних властивостей інтерметаліду 75, 4Ti – 24,5Sn

Представлені результати свідчать про те, що довготривала динамічна дія (10 годин) і два цикли термічної дії слабо вплинули на характер температурної залежності механічних властивостей. Слід звернути увагу на деяке підвищення модуля пружності при збільшенні тривалості експерименту. Цей ефект має місце не тільки у нестехіометричному інтерметаліді але і в інших сплавах.

Відзначимо, що мінімальне значення модуля пружності має місце в області температур, де виявляється максимальна зміна деформації перетворення з температурою (рис.1). Практично всі досліджувані сплави в литому стані при кімнатній температурі мають високу пластичність (більше 40%), при цьому межа плинності, так само як і в сплавах з цирконієм, збільшувався при збільшенні вмісту алюмінію від 79 МПа при 1% Al до 380 МПа при вмісті алюмінію 10%.

Таблиця 3. Екстремальні значення механічних характеристик і відповідна їм температура після різних циклів нагрівання (охолодження)

Сплав	E_{min} , ГПа	T_{min} , °C	Q_{max}	T_{max} , °C
1 нагрів	3,2	66,7	0,25	45,3
1 охолодження	4,2	67,9	0,23	49,8
2 нагрів	4,5	54,8	0,25	39,2
2 охолодження	4,5	66,7	0,26	38,0

Відпал при температурі 1500°C, 30 годин майже не вплинув на пластичність сплавів, які містять менше 5% алюмінію, але суттєво підвищив крихкість, який містить 10% алюмінію. Таким чином легування алюмінієм чи цирконієм інтерметаліду Ti_3Sn відтворює результат, отриманий на нестехіометричному інтерметаліді: різко знижує межу плинності та підвищує пластичність.

Для дослідження кристалографії мартенситного перетворення були проведені рентгеноструктурні дослідження. Фрагменти рентгенограм литого $Ti_{75,5}Sn_{24,5}$ при кімнатній температурі і при 200°C наведені на рис.4. Рентгенограма інтерметаліду складу $Ti_{75,5}Sn_{24,5}$ при кімнатній температурі схожа на рентгенограму гексагонального $DO_{19} Ti_3Sn$, проте містить декілька

додаткових піків, раніше відмічених в [2], які відсутні на рентгенограмі гексагонального DO_{19} Ti_3Sn . Піки на кутах $35,5^\circ$ та $40,5^\circ$ (позначені зірочкою) не належать гексагональній структурі Ti_3Sn та жодній із фаз системи Ti-Sn (Рис. 4а). Ці піки свідчать про зміну кристалічної структури фази матеріалу в порівнянні з гексагональним Ti_3Sn . При температурі 200°C додаткові рефлекси на кутах $35,5^\circ$ і $40,5^\circ$ зникають (Рис. 4б). Рентгенограма при температурі 200°C відповідає структурі гексагональної фази DO_{19} . Після охолодження зразка $\text{Ti}_{75,5}\text{Sn}_{24,5}$ до кімнатної температури додаткові рефлекси на кутах $35,5^\circ$ і $40,5^\circ$ з'являються знову, а при повторному нагріванні знову зникають, що свідчить про зворотність перетворення.

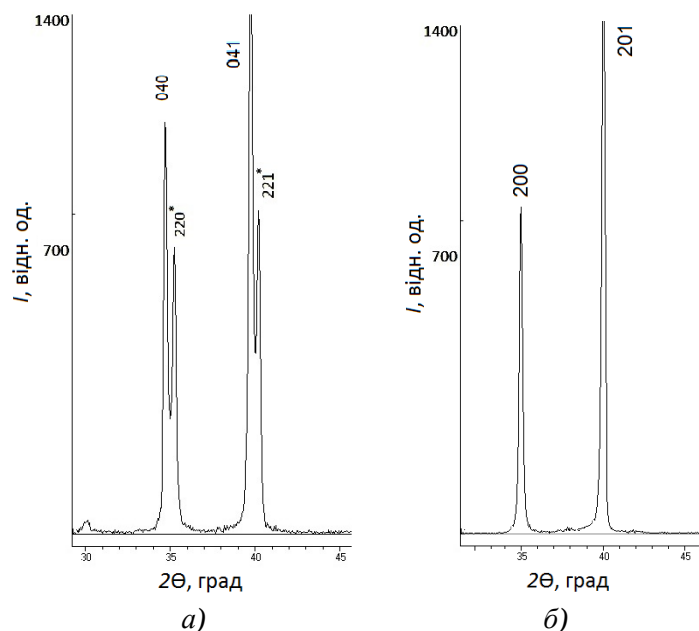


Рис.4 Фрагменти рентгенограм литого $\text{Ti}_{75,5}\text{Sn}_{24,5}$ при кімнатній температурі (а) та при температурі 200°C (б)

Рентгенограма, знята при кімнатній температурі, була індексована в орторомбічну фазу (Cmcm, група симетрії № 63, прототип - NaHg) з параметрами $a=5.856\pm0.001\text{\AA}$, $b=10.364\pm0.001\text{\AA}$, $c=4.813\pm0.003\text{\AA}$, співвідношення $c/a=0,81$, густина $5,967\text{ г/см}^3$. Цій орторомбічній фазі належать рефлекси на кутах $35,5^\circ$ і $40,5^\circ$ в литому зразку $\text{Ti}_{75,5}\text{Sn}_{24,5}$ (Рис.4а). При нагріванні до 200°C відбувається перетворення із орторомбічної фази в гексагональну $\text{P6}_3/\text{mmc}$, при цьому виконується орієнтаційне співвідношення: $(110)_{\text{ortho}} \parallel (10-10)_{\text{hex}}$, $\langle 001 \rangle_{\text{ortho}} \parallel \langle 0001 \rangle_{\text{hex}}$. Методом трансмісійної електронної мікроскопії (ТЕМ) досліджували мікроструктуру сплаву. Метод мікродифракції використовувався для ідентифікації кристалічної ґратки і площин двійникування. Результати експерименту представлені на рис.5. Результати досліджень нестехіометричного інтерметаліда методом ТЕМ показали, що литий $\text{Ti}_{75,5}\text{Sn}_{24,5}$ містить велику кількість двійників: електронна грама містить дві сітки рефлексів: одна відповідає зоні $[001]$, інша – $[00-1]$; площина двійникування – (110) .

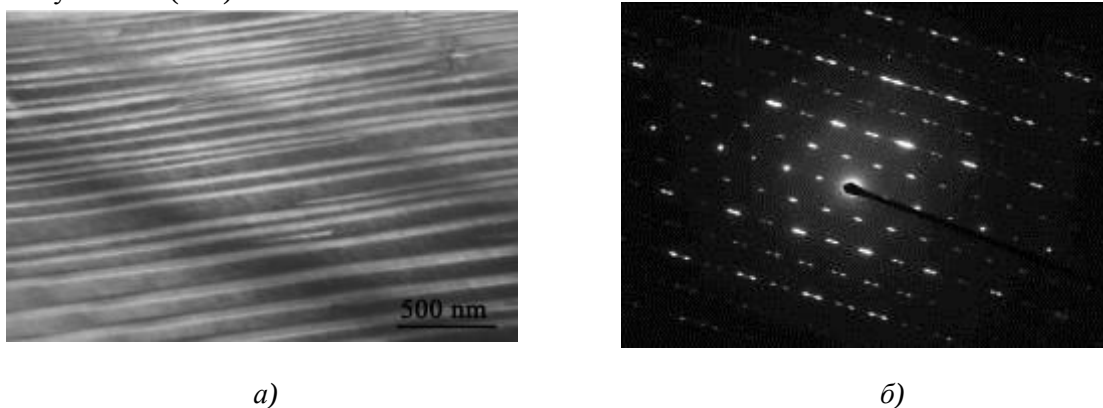


Рис.5. Результати ТЕМ аналізу литого $\text{Ti}_{75,5}\text{Sn}_{24,5}$ сплаву. а – світлопольне зображення двійників, б – мікродифракція

Відзначимо високу пластичність досліджуваних матеріалів. При випробуваннях на стиснення вони не руйнуються повністю навіть при деформаціях, більших за 60%. В зразку вже на ранніх стадіях деформації утворюються мікротріщини, про що свідчать дослідження бокової поверхні зразків, які попередньо стискалися до різних ступенів деформації. Перші тріщини зароджуються уже при деформації $\sim 1\%$.

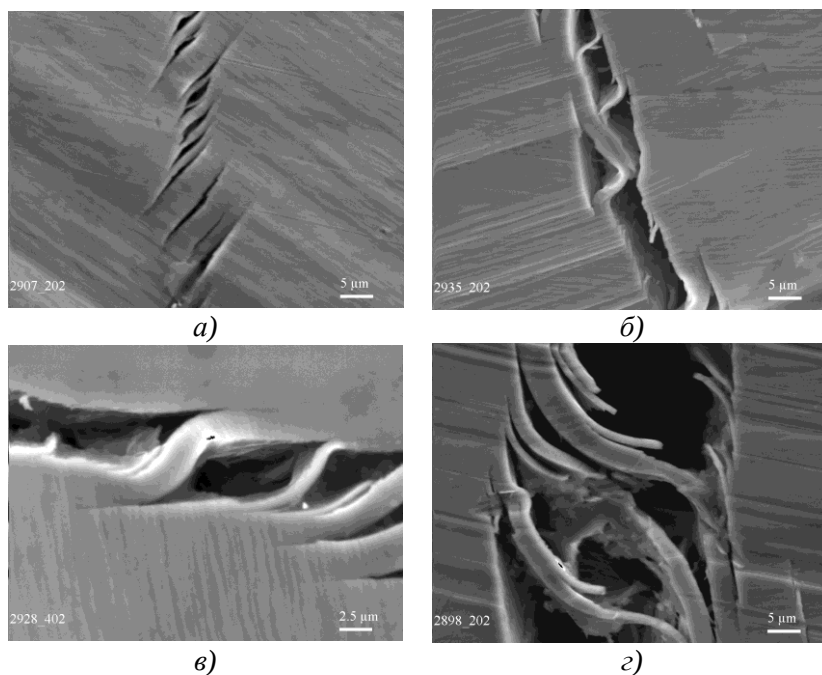


Рис. 6. Зародження і розповсюдження тріщини в інтерметаліді Ti_3Sn , легованого алюмінієм:
а) початкова стадія зародження тріщини, б, в) розвиток містків, що сполучують береги тріщини, з) руйнування містків

Вони мають великі лінійні розміри, але не розповсюджуються через увесь зразок при збільшенні деформації. Більш того, вони затуплюються і суттєво збільшують свої розміри в поперечному напрямку. Внаслідок цього, при великих ступенях деформації зразок повністю посічений системою тріщин, але зберігає цілісність і не розпадається на окремі фрагменти при деформації, більшій ніж 50%.

Слід звернути увагу на особливості зародження тріщини (рис. 6). Макротріщина утворюється шляхом об'єднання декількох мікро тріщин (рис. 6а). Такі мікротріщини формують магістральну тріщину з внутрішніми перетинками (рис. 6б і 6в). При подальшому збільшенні деформації перетинки поступово розриваються, стримуючи при цьому ріст магістральної тріщини. (рис. 6г). Відзначимо, що лінії деформаційного рельєфу, які мають двійникові природу, орієнтовані перпендикулярно площинам залягання первинних тріщин.

Явище руйнування інтерметалідів з утворенням внутрішніх містків неодноразово спостерігалось в сплавах на основі інтерметаліду TiAl [5,6]. При цьому, на думку авторів цих робіт, наявність містків, які з'єднують береги тріщин, суттєво підвищують в'язкість руйнування інтерметалідів.

Висновки.

1. Проведені експерименти підтвердили гіпотезу про мартенситний характер фазового перетворення в нестехіометричному інтерметаліді Ti_3Sn . Серед титанових інтерметалідів з ґраткою D0_{19} такий ефект спостерігається вперше. Мартенситне перетворення протікає в околі кімнатних температур і впливає на комплекс механічних властивостей сплавів на основі Ti_3Sn . Сплави на основі цього інтерметаліду демонструють аномально низькі значення модуля пружності та високу низькотемпературну пластичність при випробуваннях на стиснення та вигин.

2. Проведений рентгеноструктурний аналіз нестехіометричного інтерметаліду складу $\text{Ti}_{75,5}\text{Sn}_{24,5}$. Низькотемпературна (мартенситна) фаза має орторомбічну структуру, яка при нагріванні перетворюється в гексагональну структуру. Між цими фазами існує орієнтаційне співвідношення $(110)_{\text{orto}} \parallel (10\text{-}10)_{\text{hex}}$, $\langle 001 \rangle_{\text{orto}} \parallel \langle 0001 \rangle_{\text{hex}}$.

3. Результати аналізу структури методом ТЕМ показали, що литий сплав $Ti_{75,5}Sn_{24,5}$ має характерну для мартенсита двійникову мікроструктуру, площина двійникування – (110).

4. Проведені дослідження однофазних сплавів на основі інтерметаліду Ti_3Sn методами динамічного механічного аналізу показали, що в цих сплавах спостерігається екстремальне зниження модуля пружності та збільшення демпфуючої здатності в околі температури мартенситного перетворення. Значення модуля Юнга залишається дуже низьким, а демпфуючої ємності – дуже високим при кімнатній температурі для всіх досліджених сплавів. Найнижче значення модуля Юнга ($E=6$ ГПа) та найвище значення демпфуючої ємності ($Q=0.15$) за кімнатних температур демонструє бінарний сплав $Ti_{75,5}Sn_{24,5}$, а легування Al та Zr зумовлюють підвищення модуля Юнга та пониження демпфуючої ємності.

5. Процес руйнування інтерметаліда відбувається в такій послідовності: макротріщина формується шляхом об'єднання кількох мікротріщин. Утворена макротріщина формує магістральну тріщину з внутрішніми перетинками. При подальшому збільшенні деформації перетинки поступово розриваються, стримуючи таким чином ріст магістральної тріщини.

1. Окунь И. Ю. Аномальная пластичность в интерметаллиде Ti_3Sn / И. Ю. Окунь, А. В. Котко, С. А. Фирстов, Ю. Н. Подрезов, Я. И. Евич, Ю. В. Фартушная, Буланова М.В // Электронная микроскопия и прочность материалов. Тр. ИПМ НАН Украины. – 2007. – вып. 14. – С. 12–20.
2. Vdovychenko O.V. Dynamic mechanical behavior of intermetallide Ti_3Sn / O. V. Vdovychenko, M. V. Bulanova, Yu. V. Fartushna, A. A. Shcheretsky // Scripta Materialia – 2010. – Vol. 62. – P. 758–761.
3. М. В. Буланова Влияние низкотемпературного фазового превращения на механическое поведение сплавов на основе интерметаллида Ti_3Sn / М. В. Буланова, Ю. Н. Подрезов, Ю. В. Фартушна, М. В. Ремез, А. В. Котко // Электронная микроскопия и прочность материалов. Тр. ИПМ НАН Украины. – 2010. – вып. 17. – С. 72–82.
4. Yin F Thermodynamic modelling of the Ti-Sn system and calculation of the Co-Ti-Sn system / F. Yin, J.-C. Tedenac, F. Gascoin. // Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry. – 2007. – Vol. 31. – P. 370–379.
5. M. H. Yoo Twinning and Mechanical Behavior / M. H. Yoo // Intermetallic Compounds. – 2002. – Vol. 3. – P.403 – 436
6. B.C. Ng The role of mechanical twinning on microcrack nucleation and crack propagation in a near-g TiAl alloy / B.C. Ng, B.A. Simkin, M.A. Crimp, T.R. Bieler // Intermetallics 2004. – Vol.12. – P. 1317–1323

Стаття надійшла до редакції 27.04.2013.

УДК 621.921.343

Г.Д. Ильницкая, Н.А. Олейник, И.Н. Зайцева, В.В. Тимошенко
ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ СЕДИМЕНТАЦИИ СУСПЕНЗИИ АЛМАЗНЫХ
НАНОПОРОШКОВ

В статье исследована кинетика седиментации наноалмазных порошков в зависимости от времени, температуры, pH раствора. Скорость седиментации определяли по изменению оптической плотности наноалмазных частиц в растворе. Установлено, что скорость седиментации возрастает с ростом температуры. Скорость седиментации зависит от pH раствора.

Ключевые слова: наноалмазные частицы, агрегация наноалмазных частиц, седиментационный анализ, кинетика, оптическая плотность.

Табл. 2. Рис.6 Лит. 9.

Г.Д. Ільницька, Н.О. Олійник, І.М. Зайцева, В.В. Тимошенко
ДОСЛІДЖЕННЯ КІНЕТИКИ СЕДІМЕНТАЦІЇ АЛМАЗНИХ НАНОПОРОШКІВ

У статті досліджено кінетику седиментації наноалмазних порошків в залежності від часу, температури, pH розчину. Швидкість седиментації визначали по зміні оптичної щільності наноалмазних частинок в розчині. Встановлено, що швидкість седиментації зростає з ростом температури. Швидкість седиментації залежить від pH розчину. Показано, що підлогування розчину призводить до зниження швидкості седиментації за рахунок дисоціації кисневмісних сполук поверхневого шару.

Ключові слова: наноалмазні частинки, агрегація наноалмазних частинок, седиментаційний аналіз, кінетика, оптична щільність.

Табл. 2., Рис. 6, Лит. 9.

G. Initskaya, N. Oliynyk, I. Zaitseva, V. Tymoshenko
STUDY OF THE KINETICS SEDIMENTATION FOR DIAMOND NANOPPOVDERS

It is investigated kinetic sedimentation of nanodiamond powders depending on time, temperature, pH a solution in article. Speed of sedimentation determined on change of optical density nanodiamond particles in solution. It is established, that speed of sedimentation grows with growth of temperature. Speed of sedimentation depends from pH a solution. It is shown, that increase pH a solution results to reduction of speed of sedimentation for the account dissociation oxygencontent connections of a surfaces layer.

Key words: nanodiamond particles, sedimentation of nanodiamond particles, sedimentation analysis, kinetic, optical density.

Tab. 2, Fig. 6, Lit. 9.

Постановка проблемы. В настоящее время в мире возрос интерес к нанометричным материалам, среди которых особый интерес представляют алмазные порошки статического и детонационного синтеза.

Как известно, нанодисперсные алмазные порошки, изготавливаемые в настоящее время, имеют широкий диапазон размеров кластеров: от 4 до 100 нм. Такие порошки имеют самое широкое применение для изготовления различных наноалмазных порошковых изделий таких, как полирующие суспензии, пасты, адсорбенты, катализаторы окисления монооксида углерода, электроды для химических генераторов тока [1-5]. Существенным препятствием при создании суспензий и паст на основе нанодисперсных алмазных порошков является высокая склонность их к агрегированию.

Анализ последних исследований и публикаций. Многочисленные исследования физико-химических свойств поверхности нанодисперсных порошков показали, что такие порошки обладают уникальной адсорбционной активностью. В ИСМ им. В.Н. Бакуля НАН Украины в течение последних десяти лет подробно изучаются физико-химические и поверхностные свойства субмикронных и нанодисперсных порошков статического и детонационного синтеза. Установлено, что физико-химические свойства нанодисперсных алмазных порошков связаны с химическим составом их поверхности, природой их функциональных групп [2, 4, 5].

Для алмазных нанопорошков статического и детонационного синтеза характерно агрегирование зерен, которое не позволяет создавать устойчивые суспензии. Процесс агрегирования наноалмазных частиц состоит из трех основных этапов: объединение исходных частиц; формирование из исходных частиц более крупных агрегатов; уплотнение агрегатов за счет перераспределения отдельных частиц и первичных агрегатов под воздействием жидкой среды.

Процессы агрегирования наноалмазных частиц связаны с физико-химическими свойствами их поверхности. Как известно, алмаз представляет собой моновалентную форму полиуглеродного вещества, образованную атомами углерода в состоянии sp^3 -гибридизации, с молекулярной структурой в виде трехмерной сетки [6]. Размеры макромолекул алмаза определяются размерами его монокристаллических частиц и могут принимать значения от нескольких ангстрем до нескольких миллиметров или сантиметров при переходе от наноалмазов [2].

Независимо от размеров алмазных частиц в объеме частиц все атомы углерода связаны между собой ковалентными σ -связями; атомы углерода на поверхности имеют незанятые орбитали ("свободные" валентности, "оборванные" связи). Расположение и направление последних зависит от ориентации граней относительно кристаллической решетки алмаза. Судьба этих незанятых орбиталей может быть различной. Во-первых, то, что они останутся незанятыми, маловероятно, так как даже при раскалывании кристалла алмаза в высоком вакууме не более 1 % атомов углерода на сколах имеют неспаренный электрон [6]. Во-вторых, возможно замыкание этих "свободных" валентностей у соседних атомов углерода с образованием двойных $C=C$ -связей и изменением валентного состояния этих атомов до sp^2 -состояния, так называемая реконструкция поверхности. В-третьих, чаще всего возможно насыщение этих валентностей различными атомами и функциональными группами с образованием различного функционального покрова [2].

Химическая природа и адсорбционные свойства являются основой процесса агрегирования. Поэтому исследование процесса агрегирования алмазных нанопорошков является важной задачей. Кинетика агрегирования алмазных нанопорошков может быть оценена методом седиментационного анализа.

Нерешенные части проблемы. В литературных источниках нами не обнаружены результаты систематических исследований процессов агрегирования и кинетики седиментации алмазных нанопорошков

Целью данной работы является исследование кинетики седиментации алмазных нанопорошков.

Методика проведения экспериментов. Опыты проводились на алмазных нанопорошках марки АСУД 99.

Исследование кинетики седиментации наноалмазных порошков проводили осаждая порошок нанометрических алмазов, содержащийся в суспензии на основе дистиллированной воды. Суспензию готовили 30 мин перемешивая навеску порошка алмаза в 100 мл воды, постепенно порциями по 100 мл прибавляя воду, доводя ее объем до 1900 мл. Выбор водной среды обусловлен тем, что вода относится к полярным жидкостям, которые способствуют снижению поверхностной активности частиц алмаза и увеличению дисперсности порошка.

Для решения поставленной задачи исследовали осаждение частиц нанопорошка во времени, влияние температуры, водородного показателя (рН) суспензии, среды на кинетику седиментации

При исследовании влияния температуры суспензии на кинетику седиментации параметры суспензии составляли: рН = 6,5; Т:Ж=1:50. Осаждение проводили в течение 60 мин при температуре 20 °С; 55 °С; 75 °С в статических условиях, в химических стаканах емкостью 2 л и высотой столба 23 см суспензии.

Для исследования влияния рН суспензии на кинетику седиментации нанопорошка были приготовлены 0,2 % суспензии нанопорошков объемом 1 л. рН составлял 3,5; 5,2; 8,9; 10,5. Подкисление суспензий наноалмазных порошков до рН 3,5 осуществлялось добавлением раствора соляной кислоты; ошелачивание суспензий нанопорошков до рН равного 8,9 проводили добавлением гидроксида натрия; ошелачивание суспензий нанопорошков до рН равного 10,5 проводили добавлением 15 мл водного раствора аммиака в суспензию нанопорошков с рН=5,7. Седиментацию проводили в течение 30; 60 мин при температуре 20 °С.

Исследование влияния среды на кинетику седиментации проводили, исследуя осаждение частиц нанопорошка в физрастворе при температуре 20 °С.

Скорость седиментации определяли по изменению оптической плотности суспензии применяя метода фотометрического анализа. Через равные промежутки времени на расстоянии 10 см от верхнего уровня суспензии декантированием отбирали пробы объемом 10 мл. Оптическую плотность определяли используя фотометр КФК-3-01 "ЗОМЗ". В ИСМ НАН Украины разработана методика оценки устойчивости суспензий наноалмазов по изменению их оптической плотности. Оптическую плотность и скорость изменения оптической плотности суспензии наноалмазных частиц определяли по разработанной методике [7]. Фотометрический метод анализа основан на избирательном поглощении электромагнитных излучений различных участков спектра однородной системы. При использовании монохроматических излучений, данный метод является методом абсорбционной спектроскопии или спектрофотометрии. Монохроматизация излучения осуществляется при помощи светофильтров на электрическом фотометре.

Потоки излучения Φ_0 и Φ фотоприемником преобразуются в электрические сигналы U_0 , U и U_t (U_t – сигнал при неосвещенном фотоприемнике), которые обрабатываются встроенной

микро – ЭВМ и представляются на индикаторе в виде коэффициента пропускания, оптической плотности, концентрации.

Гранулометрические характеристики, оценку среднего размера агрегатов алмазных частиц и их распределения по размерам проводили на основании данных, полученных с помощью лазерного микроанализатора размера зерен «LMS-30» фирмы «Seishin» (Япония).

Основные результаты исследования. На рис. 1 приведена кинетика изменения оптической плотности суспензии наноалмазных порошков в дистиллированной воде при комнатной температуре в интервале времени от 0 до 3600 с.

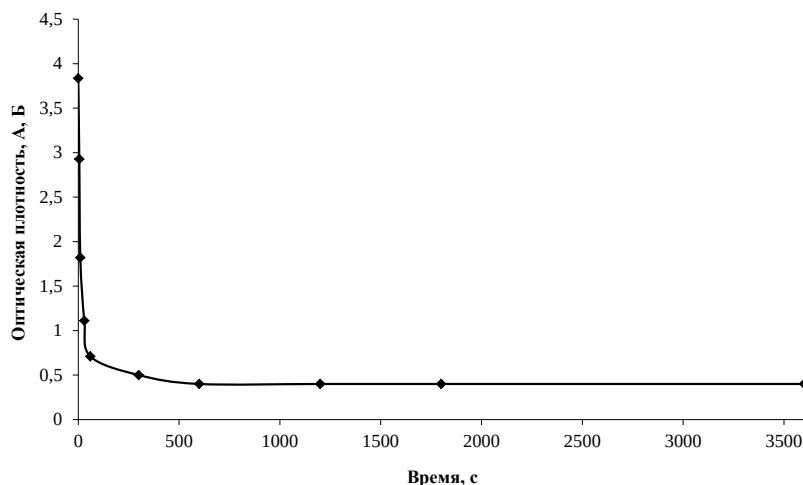


Рис. 1. Кинетика изменения оптической плотности суспензии алмазного нанопорошка в дистиллированной воде при температуре 20 °С.

Из рис. 1. следует, что в течение первых десяти секунд наблюдается прямолинейный участок, характеризующий уменьшение оптической плотности суспензии наноалмазных порошков и тем самым снижение скорости седиментации частиц наноалмазных порошков. После первых десяти секунд порошков скорость их седиментации снижается и после 600 с становится практически постоянной.

Исследовали влияние температуры суспензии нанопорошков на кинетику изменения оптической плотности суспензии. На рис. 2 приведена кинетика изменения оптической плотности суспензии в интервале времени 0 – 300 с при температуре 55 °С и 75 °С.

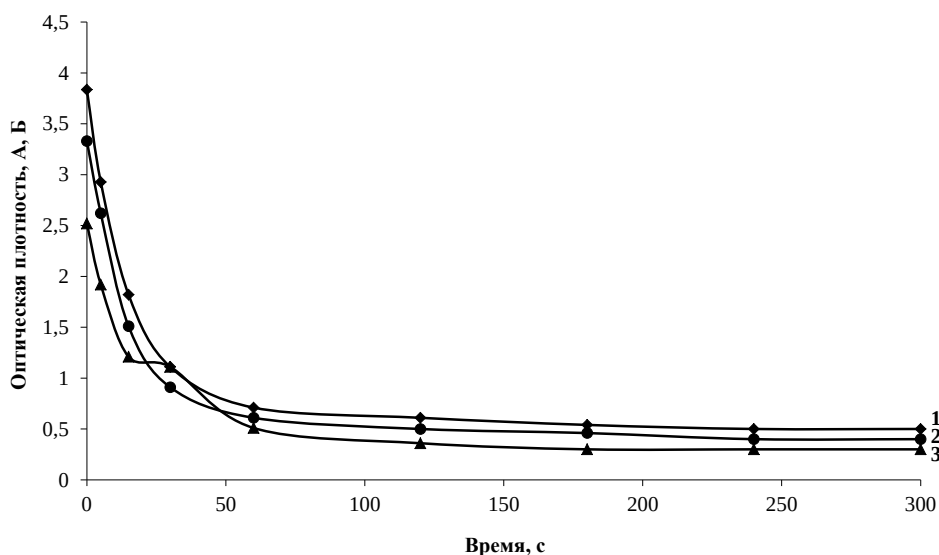


Рис. 2. Кинетика изменения оптической плотности суспензии алмазного нанопорошка в интервале времени от 0 до 300 с при разной температуре: 1 – при температуре 20 °С; 2 – 55 °С; 3 – 75 °С

Из рис. 2 следует, что с увеличением температуры оптическая плотность суспензии при одинаковом времени седиментации уменьшается, т.е. уменьшается концентрация частиц в исследуемой пробе.

Природа жидкой фазы, ее вязкость и значения pH являются факторами, которые влияют на устойчивость суспензии. Мы исследовали влияние pH суспензии на кинетику седиментации нанопорошка. На рис. 3 приведена кинетика изменения оптической плотности суспензии при различных значениях pH в интервале времени 0 – 300 с.

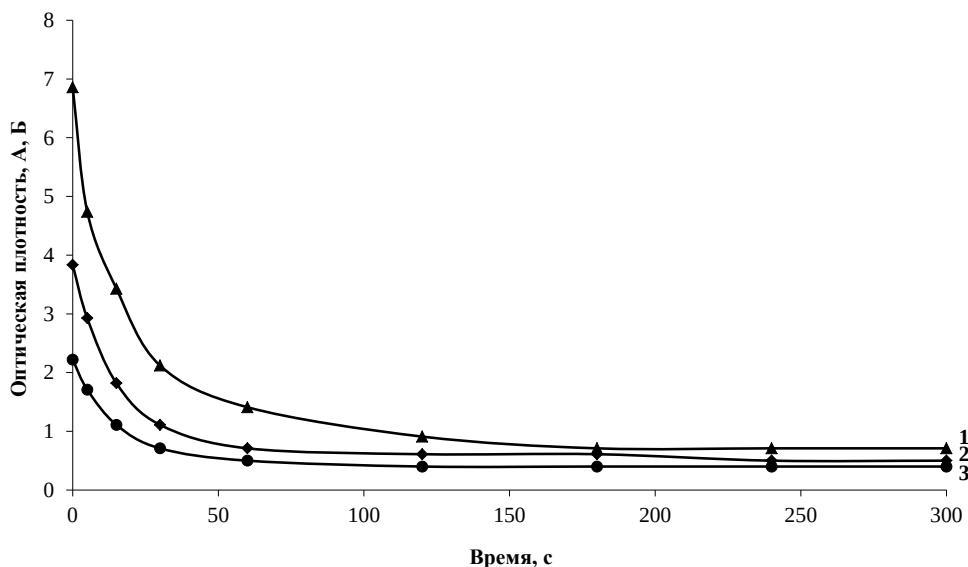


Рис. 3. Кинетика изменения оптической плотности суспензии алмазного нанопорошка при температуре 20 °С и различных значениях pH раствора: 1 – 8,9; 2 – 6,5 и 3 – 3,5.

Сравнивая кинетику изменения оптической плотности суспензии при pH = 8,9 (кривая 1), pH 6,5 (кривая 2), pH 3,5 (кривая 3) (рис. 3) видно, что с увеличением pH раствора оптическая плотность суспензии выше при одинаковом времени седиментации.

Таким образом, ощелачивание суспензии существенно увеличивает оптическую плотность суспензии нанопорошков, что приводит к снижению скорости седиментации частиц.

Увеличение pH суспензии до 10,5, проведенное добавлением 15 мл водного раствора аммиака в суспензию с pH=5,7 привело после 1 часа отстаивания к выпадению части алмазного порошка в осадок за счёт диссоциации кислородсодержащих соединений поверхностного слоя.

Были отобраны пробы (рис. 4) из верхней (10 см от края суспензии) и промежуточной (20 см от края суспензии) зон седиментации суспензии и образовавшегося осадка.

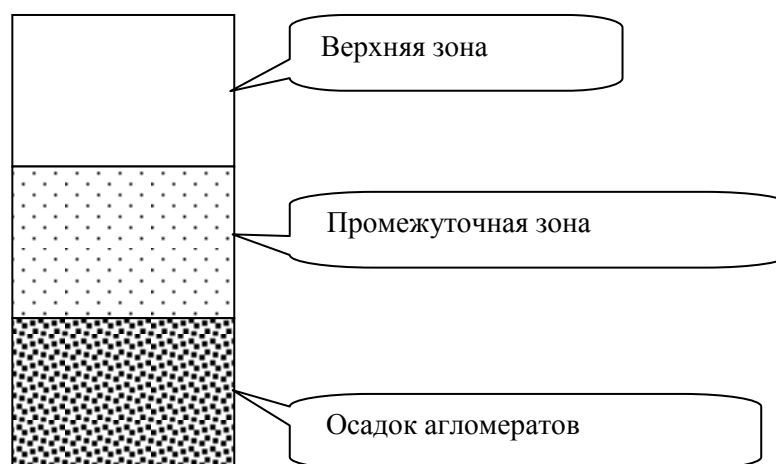


Рис. 4. Схема седиментации алмазных нанопорошков марки АСУД 99.

Для всех трех проб были получены гистограммы распределения средних диаметров наноалмазных частиц АСУД 99.

В таблице сопоставлены средние значения диаметров наноалмазных частиц в зависимости от зоны их расположения.

Таблица 1. Средние значения диаметров частиц алмазного нанопорошка в зависимости от зоны их расположения

Наименование зоны	pH суспензии	Средний диаметр частиц, мкм
Исходный порошок	5,7	12,525
Верхняя зона	10,5	9,664
Промежуточная зона	10,5	5,038
Осадок	10,5	3,999

Из таблицы следует, что значения среднего диаметра частиц агломератов в зависимости от зоны расположения существенно отличаются. Минимальное значение среднего диаметра частиц осадка и равно 3,999 мкм.

В связи с тем, что алмазные нанопорошки находят все большее применение в качестве адсорбентов для очистки различных биологических сред, проводилось исследование кинетики седиментации алмазного нанопорошка марки АСУД99 в физиологическом растворе.

Изменение скорости седиментации алмазных частиц в физиологическом растворе при концентрации 9,0 мг хлористого натрия в литре (кривая 1) и дистиллированной воде (кривая 2) в интервале времени от 0 до 300 с приведено на рис. 5.

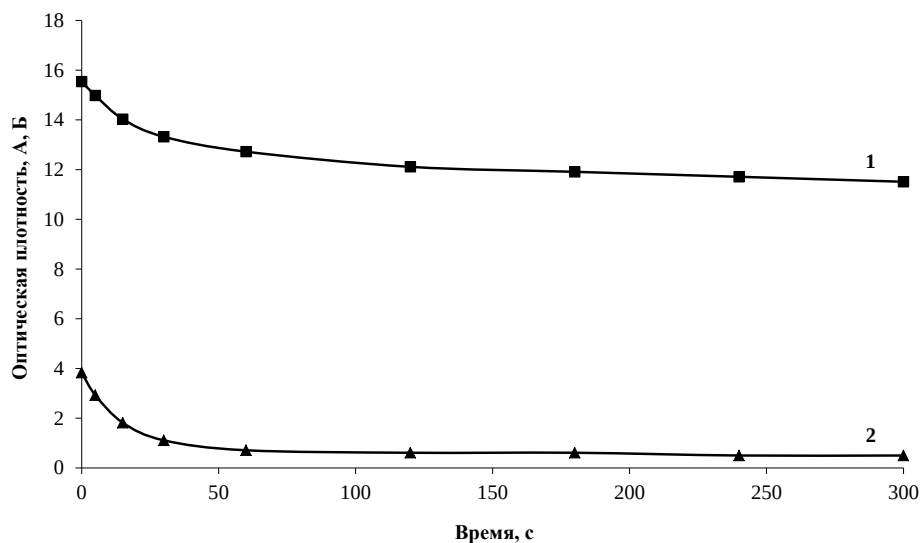


Рис. 5. Кинетика изменения оптической плотности суспензии алмазного нанопорошка в разной среде при температуре 20 °С: 1 – физиологический раствор; 2 – дистиллированная вода

Как следует из рис. 5 оптическая плотность суспензии в физиологическом растворе выше, чем в дистиллированной воде при любом времени седиментации. То есть суспензия алмазного нанопорошка в физиологическом растворе обладает более высокой седиментационной устойчивостью и может быть рекомендована для различных биологических целей [8].

Если предположить, что наноалмазные порошки имеют сферическую форму, то седиментационная устойчивость для наноалмазных порошков характеризуется законом Стокса, т.е. скорость седиментации прямо пропорциональна квадрату радиуса частиц, разности плотностей фазы и среды, а также обратно пропорциональна вязкости среды [9].

$$x = 2rIg(d_1 - d_2)/g \cdot z,$$

где x – скорость седиментации наноалмазных частиц, м/с;

r – радиус частиц, м;

d_1 – плотность алмаза, г/м³;

d_2 – плотность среды, г/м³;

η – вязкость среды, Па·с;

g – ускорение свободного падения, м/с.

Скорость седиментации алмазных наночастиц определялась из данных по изменению оптической плотности растворов.

Исходные данные: 0,2 % раствор в 1 л воды соответствует концентрации 2 г/л алмазных наночастиц. Отбор проб 10 мл, в которой содержится 0,02 г алмазного порошка. $I_g(d_1-d_2)=0,9$. За первые 10 с оптическая плотность алмазных нанопорошков уменьшилась от 3,83, Б до 1,82 Б.

Радиус частиц равен $R=x g \eta / 2 I_g(d_1-d_2)$

$R=9,8 \cdot 10^{-6} \cdot 3,4 \cdot 10^{-6} / 2 \cdot 0,9$

Расчетные значения радиусов приведены в таблице 2.

Таблица 2. Средние значения радиусов алмазных наночастиц в зависимости от pH среды и температуры раствора

Наименование порошков	pH раствора	Температура, °C	Скорость седиментации, $\cdot 10^{-6}$, м/с	Средние значения радиусов частиц, $\cdot 10^{-5}$, м
АСУД 99	6,5	20	3,4	1,8
АСУД 99	6,5	55	10,0	2
АСУД 99	6,5	75	20,0	4
АСУД 99	3,5	25 20	30,0	20
АСУД 99	8,9	25 20	80	8
АСУД 99	10,5	25 20	25	5
АСУД 99	Физиологический раствор	25 20	2,4	1,3

Представленные в табл. 2 данные позволяют сделать вывод, что с ростом температуры скорость седиментации увеличивается, радиус частиц увеличивается в 2 раза. При переходе от суспензии с pH=6,5 к суспензии с pH=3,5 радиус частиц возрастает в 10 раз. В физиологическом растворе радиус частиц уменьшается в 1,4 раза.

На рис. 6 представлены зависимости расчетных значений радиусов наночастиц порошка марки АСУД 99 от температуры и pH суспензии.

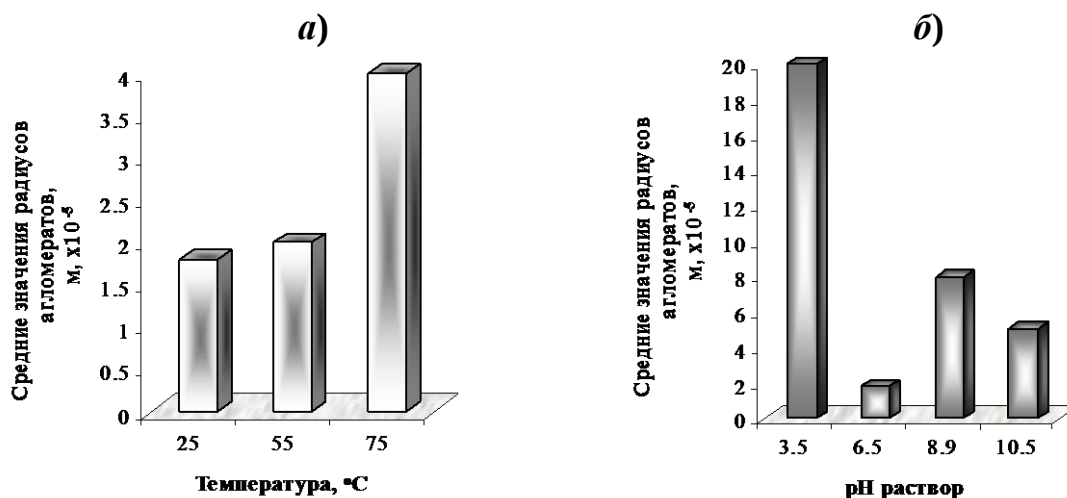


Рис. 6. Гистограммы распределения средних диаметров алмазных наночастиц порошка марки АСУД 99 от температуры (а) и pH раствора (б).

Из рис. 6 следует, что с ростом температуры средний радиус увеличивается в 2 раза. При переходе от pH 3,5 к 6,5 средний радиус увеличивается в 10. раз. Таким образом, расчетные значения радиусов подтверждают экспериментальные данные (рис. 1, рис. 2, рис. 3).

Выводы. Исследована кинетика седиментации алмазного нанопорошка в зависимости от времени, температуры, pH раствора, среды. Установлено, что скорость седиментации свежеприготовленного раствора настолько велика, что в течение 10 с происходит агрегация почти 90 % массы алмазного нанопорошка. С ростом температуры скорость седиментации растет. Скорость седиментации зависит от pH раствора. Установлено, что подщелачивание раствора приводит к снижению скорости седиментации.

Работа выполнена в соответствии № III-126-13 (0768) "Разработка экологически безопасных методов обработки сверхтвердых и углеродсодержащих порошков для создания инструментальных материалов повышенной износостойкости", которая выполняется по Пост. Бюро ВФТПМ от 20.11.2012. прот. №17.

1. Даниленко В. В. Синтез и спекание алмаза взрывом / В. В. Даниленко. – М.: Энергоатомиздат, 2003. – 272 с.
2. Новиков Н. В. Наноалмазы статического и детонационного синтеза и перспективы их применения / Н. В. Новиков, Г. П. Богатырева // Сверхтвердые материалы. – 2008. – № 2. – С. 3-12.
3. Amanda M. Schrand. Nanodiamond Particles: Properties and Perspectives for Bioapplications. / Amanda M. Schrand ; Suzanne A. Ciftan Hens; Olga A. Shenderova. // Critical Reviews in Solid State and Material Sciences. 2009, 34, 18-74.
4. Олейник Г. С. К механизму формирования наночастиц алмаза детонационного синтеза, получаемого из продуктов разложения взрывчатых веществ / Г. С. Олейник, А. А. Бочечка // Сверхтвердые материалы. – 2008. – №3. – С. 3-30.
5. A. Krueger A. The structure and reactivity of nanoscale diamond. / A. Krueger A. – J. Mater. Chem., 2008, 18, 1485-1492.
6. Кулакова И. И. Сорбционные свойства пористого дисперсного алмаза / И. И. Кулакова., В. В. Корольков, А. В. Карпец, О. Г. Ларионов, Г. В. Лисичкин // Породоразрушающие инструменты. – 2008. – С. 123-129.
7. М 29.2-308:2013. Методика определения оптической плотности прозрачных жидкостных растворов на электрическом фотометре КФК 3-01-«ЗОМЗ». К.: ИСМ НАН Украины, 2013. – 11 с.
8. Шугалей И. В. Ультрадисперсные алмазы детонационного синтеза как средство коррекции процессов перекисидации белков и липидов при злокачественном росте / И. В. Шугалей, Н. П. Дубяго, С. Н. Львов и др. // Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент-техника и технология его изготовления и применения. – 2006. – Вып. 9. – С. 243-246.
9. Менковский М. А. Физическая и коллоидная химия / М. А. Менковский, Л. А. Шварцман – Химия 1981, 293 с.

Стаття надійшла до редакції 27.04.2013.

УДК 621.64

Р.Д. Іскович-Лотоцький, В.П. Міськов
ВИКОРИСТАННЯ УЭГ.С-200 В ЯКОСТІ ВІБРОЗБУДЖУВАЧА
ГІДРОІМПУЛЬСНОГО ПРИВОДА

Широке застосування сучасних вібротехнологій потребує вдосконалення та розвитку відомих способів створення вібрацій. Одним із шляхів є використання електрогідравлічних клапанів у гідроімпульсному приводі, що за рахунок уніфікованого обладнання дозволить розширити діапазон робочих параметрів технологічного устаткування, спростить налагодження та дасть можливість його використання в автоматичному режимі.

Ключові слова: машинобудування, вібрації, гідроімпульсний привод, електромагніт, клапан.

Форм. 3. Табл. 1. Рис. 2. Літ. 7.

Р.Д. Искович-Лотоцкий, В.П. Мисков
ИСПОЛЬЗОВАНИЕ УЭГ.С-200 В КАЧЕСТВЕ ВИБРОВОЗБУДИТЕЛЯ
ГИДРОИМПУЛЬСНОГО ПРИВОДА

Широкое применение современных вибротехнологий требует совершенствования и развития известных способов создания вибраций. Одним из путей является использование электрогидравлических клапанов в гидроимпульсном приводе за счет унифицированного оборудования позволит расширить диапазон рабочих параметров технологического оборудования, упростит наладку и даст возможность его использования в автоматическом режиме.

Ключевые слова: машиностроение, вибрации, гидроимпульсной привод, электромагнит, клапан.

R. Iskovich-Lototskiy, V. Miskov
"УЭГ.С-200" USE AS VIBRATORY EXCITER IN HIDROIMPULSIVE DRIVE

Widespread use of modern vibrotehnolohiy needs improvement and development of well-known ways to create vibrations. One way is to use electrohydraulic valves hydroimpulsive drive that due to the unified equipment will expand the range of operating parameters of the process equipment, simplify debugging and enable its use in an automatic mode.

Keywords: engineering, vibration, hidroimpulsnyy drive, electromagnet valve.

Постановка проблеми. Необхідність використання корисних вібрацій (вібротехнологій) набуває все ширшого застосування у різних галузях виробництва, сільському господарстві, будівництві, металургії та ін., що дозволяє інтенсифікувати технологічні процеси, знизити енерго-, металоємність та вартість обладнання, що використовується [5].

Відоме вібраційне технологічне обладнання має широку номенклатуру, за рахунок використання різних типів приводів, а саме механічного, гідравлічного, пневматичного, електромагнітного та комбінованого. Аналіз переваг та недоліків цих приводів показав, що широкого застосування при незначних частотах та потужностях, набули нерегульовані механічні приводи [7]. Пневматичні приводи металоємні, малопотужні, які використовуються у здебільшого спеціальних вибухонебезпечних умовах [7]. Гідравлічний привод (гідроімпульсний) [4] дозволяє забезпечити достатньо великі зусилля (до 320 кН), що створюються на виконавчій ланці та достатньо широкий діапазон регулювання параметрів вібрації (частоти - 1...100 Гц, амплітуди – (0,1...10)10⁻³м) [5]. Електричний привод легко керується, переналагоджується та створює достатньо високі частоти при малій амплітуді та зусиллі на виконавчій ланці. Комбіновані приводи, у свою чергу, набувають все ширшого застосування із розвитком комп'ютерних технологій, оскільки вони дозволяють поєднати переваги різних приводів. Одним із перспективних комбінованих приводів є електрогідравлічний за рахунок простоти налагодження та керування і дозволить зберегти великі зусилля на виконавчій ланці.

Використання комбінованого привода, а саме – електрогідравлічного, дасть можливість легко змінювати та налагоджувати робочі параметри (амплітуду, частоту, потужність) гідроімпульсного привода безпосередньо під час роботи на значній відстані, за рахунок використання комп'ютерних технологій. Під час створення такого привода, великою перевагою є використання уніфікованого обладнання, що спростить його конструкцію та процес експлуатації. Використання уніфікованого обладнання також дозволить зменшити собівартість виготовлення приводів та полегшить їх ремонт.

Саме тому розвиток та дослідження електрогідравлічного привода набуває все ширшого значення та потребує залучення наукових та інженерних ресурсів.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Проведенням досліджень з використання електрогідравлічного обладнання у гідроімпульсному приводі займалися науковці кафедри МРВ та ОАВ ВНТУ (Іскович – Лотоцький Р.Д, Обертюх Р.Р. та інші) [3].

Не вирішені раніш проблеми. Використання гідроімпульсного привода для створення вібрацій з чисто механічним регулюванням має ряд переваг перед іншими видами приводів – велика потужність та широкий діапазон регулювання параметрів вібрації та параметричне налагодження, але він має ряд недоліків, до яких відносяться важкість налагодження, за рахунок використання пружних елементів, складність конструкції, оскільки більшість конструкцій містять оригінальні деталі, а також складність керування в процесі роботи, через взаємне переналагодження двох каскадів, та стаціонарність таких приводів.

Альтернативою такого привода є використання електрогідравлічної регулюючої апаратури у якості вібробуджувача гідроімпульсного привода. Розробки та дослідження даного привода проводилось ще з 60 рр. ХХ ст., та не здобули необхідних переваг у порівнянні з чисто гідравлічним вібробуджувачем, за рахунок високої собівартості електрогідравлічної регулюючої апаратури та не достатності розвитку комп'ютерних технологій [3].

Але стрімкий розвиток виробництва, зокрема гнучких виробничих комплексів підкреслює необхідність розвитку таких приводів.

Мета дослідження Дослідити здатність електромагнітного та гідроімпульсного привода в комплексі забезпечити ефективну роботу вібраційного технологічного обладнання.

Основні результати дослідження Для обґрунтування вибору та використання електромагнітних клапанів у якості вібробуджувача гідроімпульсного привода проведено аналіз та порівняння конструкцій і характеристик сервоклапанів існуючих електромагнітів різних типів і виробників.

В таблиці 1 наведено порівняльний аналіз експлуатаційних характеристик різновидів електрогідравлічних клапанів з параметрами, які необхідні для нормальної їх експлуатації у гідроімпульсному приводі.

Таблиця 1. Технічні характеристики електромагнітних клапанів

		УЭГ.С - 500	УЭГ.С - 200	УЭГ.С - 100	Parker PH76	Parker SE
1	Тиск живлення, МПа	1,6-32	1,6-32	1,6-32	1,0-21	1,0-31,5
2	Робочий діапазон температур мастил, °С	+20...+70	+20...+70	+20...+70	-1...+82	-30...+130
3	Витрата мастила, л/хв	500	200±20	100	10-58	10-65
4	Частота відповідна фазовому зміщенню 90°, Гц	27	70	120	90	100
5	Вага, не більше кг	7,8	3,2	2,7	1,5	1,5

Найбільш поширеним експлуатаційним параметром вібраційного обладнання у гідроімпульсному приводі (частота спрацювання більша 50 Гц, робочий тиск у системі рівний 16МПа та достатній витраті робочої рідини) відповідав УЭГ.С – 200, загальний вид зображено на рисунку 1.

Для подальшого вивчення та дослідження роботи УЭГ.С-200 у якості вібробуджувача гідроімпульсного привода нами проаналізовано схеми встановлення вібробуджувача у гідросистемі ("на вході" та "на виході") та вирішено розробити гідроімпульсний привод з використанням УЭГ.С-200 "на вході" рисунку 2а. Такий привод дозволяє забезпечити необхідний імпульсний режим роботи рисунок 2б [4] та використання комп'ютерного забезпечення для аналізу параметрів привода та їх регулювання зменшує собівартість привода, покращує ремонтпридатність та підбір необхідного обладнання для використання у різних установках.

Привод працює наступним чином. Гідронасос 1 подає робочу рідину з бака у гідросистему, нагнітаючи тиск у передклапанній порожнині, в результаті чого відбувається зарядка гідроаккумулятора 4. У момент, коли тиск у передклапанній порожнині досягає необхідного значення тиску для спрацювання УЭГ.С – 200, що заміряється датчиком тиску. Ці дані фіксуються програмою у блоці керування 7 і подають сигнал на електромагніт 5, який забезпечує переміщення золотника розподільника 5 у крайнє праве положення. Рідина, яка міститься у передклапанній порожнині, через внутрішні канали розподільника 5 та заклапанну порожнину потрапляє



Рис. 1. Зовнішній вигляд УЭГ.С – 200

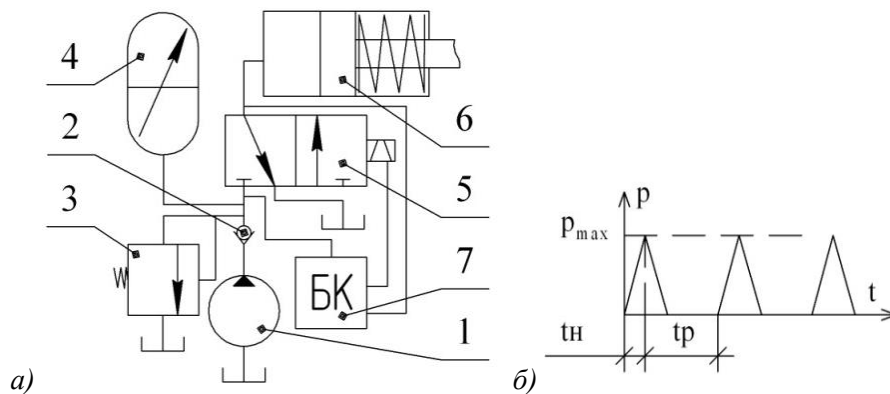


Рис. 2. Принципова гідросхема встановлення УЭГ.С – 200 у гідроімпульсному приводі:
1 – гідронасос, 2 – клапан запобіжний кульковий, 3 – клапан запобіжний, 4 – гідроаккумулятор, 5 – УЭГ.С – 200, 6 – виконавчий гідроциліндр, 7 – блок керування

у виконавчий гідроциліндр 6. Значення тиску у заклапанній порожнині заміряється датчиком тиску та передається сигналом у блок керування 7. Його значення аналізується та в подальшому перетворюється на відповідний сигнал, який передається на електромагніт УЭГ.С – 200 5, який забезпечує переміщення золотника розподільника 5 у крайнє ліве положення і з'єднує заклапанну порожнину з баком. Тиск у виконавчому гідроциліндрі 6 падає до мінімального. У цей момент тиск у передклапанній порожнині знову нагнітається і цикл повторяється.

Використання гідроаккумулятора 4 у гідросистемі слугує джерелом додаткового об'єму рідини, який необхідний для згладжування перепаду тиску у гідросистемі під час з'єднання, через канали УЭГ.С – 200 5, передклапанної та заклапанної порожнин. Оскільки в момент з'єднання передклапанної та заклапанної порожнини гідронасос 1 не може забезпечити необхідної подачі рідини у систему, щоб підтримувати тиску на необхідному рівні в обох порожнинах.

Запобіжний клапан 3 використовується для уникнення поломок гідросистеми у момент перевищення максимально допустимого тиску у гідросистемі. Кульковий запобіжний клапан 2 слугує для запобігання поломок гідронасоса 1 у момент з'єднання передклапанної та заклапанної порожнин та спрацювання гідроаккумулятора.

Дана система дозволяє замінити перший каскад чисто гідравлічного привода, де налагодження відбувається параметрично та з використанням пружних елементів, похибка налагодження та припрацювання якого становить до 5%, що у відповідальних системах із забезпеченням необхідного режиму та закону роботи не припустимо. Використання комп'ютерних технологій дозволяє знизити дану похибку до 2% та врахувати перехідні та коливальні процеси у

момент закриття та відкриття електромагнітного клапану. Використання датчиків тиску забезпечує постійний контроль необхідних робочих параметрів гідроімпульсного привода та дозволяє відслідковувати режим роботи електромагнітного клапана.

Такий привод дозволяє змінювати параметри регулювання, в межах допустимого технологічної гідроапаратури на значній відстані та безпосередньо під час роботи гідроімпульсного привода.

Зміна параметрів електрогідравлічного клапана, а саме положення якоря електромагніта, який визначає закон руху золотника (1) [2], впливає на режим роботи гідросистеми, яка описується рівнянням руху виконавчої ланки гідроімпульсного привода (3) [6].

Рівняння руху золотника в УЭГ.С – 200 має вигляд

$$m \frac{d^2 s}{dt^2} = F_E - F_{\Pi}(S) - F_c \left(\frac{ds}{dt} \right), \quad (1)$$

де m – приведена до золотника маса рухомих елементів; F_E - сила електромагніта, $F_{\Pi}(S)$ - сила протидії, яка являється звичайною функцією положення якоря; $F_c \left(\frac{ds}{dt} \right)$ - сила опору, яка залежить від швидкості руху якоря.

Закон руху золотника $s = f(t, i)$ визначає характер перетікання робочої рідини в щілині розподільна

$$Q_p = \mu f(t, i) \sqrt{\Delta p} = \mu \pi d_z \sqrt{\Delta p}. \quad (2)$$

$$m_1 \frac{d^2 x}{dt^2} = \frac{\mu f \sqrt{\Delta p} - Fx}{V_0} E_{np} F - cx + m_1 g, \quad (3)$$

де m_1 – маса виконавчої ланки; f – площа відкриття щілини електрогідравлічного клапана, яка залежить від положення золотника; x - переміщення виконавчого гідроциліндра; c – жорсткість пружини; g - прискорення вільного падіння, Δp - перепад тиску; E_{np} - пружність гідросистеми; V_0 - швидкість руху виконавчого гідроциліндра; F – сила, яка діє на поршень виконавчого гідроциліндра.

Площа відкриття вікна розподільника залежить від положення електромагніта $s = f(t, i)$. З цього стає зрозумілим, що керуючи параметрами електромагніта можливо регулювати параметри потоку рідини, відтворювати різні типи навантаження та задавати необхідні закони руху виконавчої ланки. Таке регулювання спрощує процес налагодження гідросистеми.

Висновки. Використання електромагнітного клапана у якості вібробудувача гідроімпульсного привода дозволяє розширити можливості використання даного привода та спростити налагодження на необхідні робочі параметри технологічного процесу. Використання комп'ютерного забезпечення дозволяє відслідковувати та переналагоджувати параметри роботи гідроімпульсного привода під час експлуатації.

1. Абрамов Е.И. Элементы гидропривода / Абрамов Е.И., Колесниченко К.А., Маслов В.Т. // Справочник. – Киев, «Техника», 1977. 320 с.
2. Гордон А.В. Электромагниты постоянного тока / Гордон А.В., Сливинская А.Г. – М. ГОСЭНЕРГОИЗДАТ, 1960. – 447 с.
3. Іскович-Лотоцький Р.Д. Основи теорії розрахунку процесів і обладнання для віброударного пресування // Монографія. – Вінниця: УНІВЕРСУМ, 2006. – 338 с.
4. Іскович-Лотоцький Р.Д. Генератори імпульсів тиску для керування гідроімпульсними приводами вібраційних та віброударних технологічних машин / Іскович-Лотоцький Р.Д., Обертюх Р.Р., Архипчук М.Р. // Монографія. – Вінниця: УНІВЕРСУМ – Вінниця, 2008. – 171 с.
5. Іскович – Лотоцький Р.Д. Процеси та машини вібраційних і віброударних технологій / Іскович – Лотоцький Р.Д., Обертюх Р.Р., Севостьянов І.В. // Монографія. – Вінниця: УНІВЕРСУМ – Вінниця, 2006 – 291 с.
6. Матвеев И.Б. / Гидропривод машин ударного и виброударного действия. – М. Машиностроение, 1974, 184 с.
7. Челомей В.Н. Вибрации в технике // Справочник. В 6-ти т. – М., Машиностроение, 1981. – т. 4. Вибрационные процессы и машины, 509 с.

Стаття надійшла до редакції 29.04.2013.

© Р.Д. Іскович-Лотоцький, В.П. Міськов

УДК 621.7

Ю.А. Казимиренко, Н.Ю. Лебедева, А.А. Карпеченко, А.А. Жданов
ФОРМИРОВАНИЕ ЭЛЕКТРОДУГОВЫХ ПОКРЫТИЙ С ПОВЫШЕННОЙ
ПРОЧНОСТЬЮ, ДЕМПФИРУЮЩЕЙ СПОСОБНОСТЬЮ И КОЭФФИЦИЕНТОМ
ПОГЛОЩЕНИЯ ИОНИЗИРУЮЩИХ ИЗЛУЧЕНИЙ

Исследованы особенности формирования структуры электродуговых покрытий из 65Г, Св-08Г2С с повышенной прочностью, демпфирующей способностью и коэффициентом поглощения ионизирующих излучений.

Ключевые слова: электродуговые покрытия, термическая обработка, полые стеклянные микросферы, твердость, демпфирующие свойства, рентгенозащитные свойства.

Форм. 2. Табл. 1. Рис. 2. Лит. 11.

Ю.О. Казимиренко, Н.Ю. Лебедева, А.А. Карпеченко, О.О. Жданов
ФОРМУВАННЯ ЕЛЕКТРОДУГОВИХ ПОКРИТТІВ З ПІДВИЩЕНОЮ МІЦНІСТЮ,
ДЕМПФІРУЮЧОЮ ЗДАТНІСТЮ І КОЕФІЦІЄНТОМ ПОГЛИНАННЯ ІОНІЗУЮЧИХ
ВИПРОМІНЮВАНЬ

Досліджено особливості формування структури электродугових покриттів із 65Г, Св-08Г2С з підвищеною міцністю, демпфувальною здібністю та коефіцієнтом поглинання іонізуючих випромінювань

Ключові слова: электродугові покриття, термічна обробка, порожні скляні микросфери, твердість, демпфувальна здібність, рентгенозахисні властивості.

Y. Kazymyrenko, N. Lebedeva, A. Karpechenko, A. Zhdanov
THE FORMATION OF ELECTRO-ARC COATINGS WITH ENHANCED STRENGTH,
DAMPING CAPACITY AND THE ABSORPTION COEFFICIENT OF IONIZING RADIATION.

The features of the structure formation of electro-arc coverings 65Г, Св-08Г2С with enhanced strength, damping capacity and the absorption coefficient of ionizing radiation were investigated.

Keywords: electro-arc coverings, heat treatment, hollow glass microspheres, hardness, damping properties, X-ray protective properties.

Постановка проблемы. Электродуговое напыление является одним из перспективных методов формирования покрытий на поверхности изделий, достоинствами которого являются простота, технологичность, высокие производительность и коэффициент использования материала. Относительная стоимость электродуговых покрытий в 3-10 раз ниже, чем у покрытий, полученных другими методами газотермического напыления, энергетический КПД и коэффициент использования материала может достигать 0,7...0,9 [6].

Анализ последних исследований и публикаций. Электродуговые покрытия традиционно применяют для защиты от коррозии, восстановления и повышения прочности изношенных деталей машин и механизмов. Возможность проведения работ как на закрытом участке, так и на открытых монтажных площадках, отсутствие ограничений по требованиям, предъявляемых к габаритам и конфигурации изделий, существенно расширяют их области применения и делают незаменимыми для защиты конструкций технических и транспортных средств, предназначенных для перевозки и хранения опасных грузов, в том числе и радиоактивных [11]. Большинство этих конструкций работает в условиях перепада температур, износа, интенсивных вибраций, тепловых и ионизирующих излучений. Поэтому материалы и покрытия, применяемые для их изготовления, должны обладать комплексом защитных свойств: высокой прочностью, износостойкостью, демпфирующей способностью и рентгенозащитными свойствами.

Нерешенные части проблемы. Эксплуатационные характеристики стальных электродуговых покрытий из 65Г, Св-08Г2С непосредственно связаны с особенностями формирования их структуры. Современные подходы к проблеме повышения эксплуатационных характеристик металлов и сплавов заключаются преимущественно в формировании наноструктуры. Существуют определенные технологические сложности создания объемных нанокристаллических материалов, поэтому более доступными являются материалы и покрытия с наноструктурными элементами. Большинство способов получения покрытий с наноструктурными элементами являются достаточно дорогостоящими. В работе [4] исследовано формирование субмикроструктурной структуры, деформированных металлов и напыленных покрытий путем проведения предкристаллизационной термической обработки, в результате которой существенно повышается твердость, износостойкость и снижается теплопроводность. При этом другие эксплуатационные характеристики покрытий остаются еще недостаточно изученными.

Проведенные в работах [7, 8 11] исследования показали целесообразность введения в состав электродуговых покрытий из Св-08Г2С дисперсных наполнителей – полых стеклянных микросфер (ПСМ). Формирование полидисперсной структуры способствует повышению рентгенозащитных характеристик покрытий. При этом остается малоизученным вопрос формирования субмикроструктурной структуры таких покрытий под действием термической обработки и влияния на другие эксплуатационные характеристики.

Целью работы является исследование влияния особенностей структуры и предкристаллизационной термической обработки на демпфирующую способность, прочностные и рентгенозащитные свойства стальных электродуговых покрытий из проволок 65Г, Св-08Г2С, и композиции Св-08Г2С–ПСМ.

Основные результаты исследований. В основу методов повышения прочностных и защитных характеристик электродуговых покрытий положены принципы формирования полидисперсной структуры и образования субмикроструктурных элементов, что возможно в результате проведения предкристаллизационной термической обработки при температурах начала рекристаллизации металла покрытия [4, 5].

В качестве предмета исследований в работе рассмотрены три вида электродуговых покрытий: 65Г, Св-08Г2С и Св-08ГС, наполненное полыми стеклянными микросферами (композиция Св-08Г2С–ПСМ), сформированных на стальной подложке из Ст 3. В качестве критерия прочности выбрана твердость по Виккерсу. Количественной характеристикой демпфирующей способности материалов является относительное рассеяние энергии (или коэффициент рассеяния ψ), который определяется как отношение рассеянной энергии за цикл колебаний к максимальному амплитудному значению энергии, накопленной системой в начале рассматриваемого цикла [10]. Показателем рентгенозащитных свойств является массовый коэффициент поглощения рентгеновских излучений (РИ) [2], равный отношению коэффициента поглощения РИ μ к плотности покрытия:

$$\mu_{\text{мас}} = \frac{\mu}{\rho} \quad (1).$$

Материалы и методика проведения исследований. Для формирования покрытий соответственно использовали цельнотянутые сварочные проволоки марок 65Г (ГОСТ 9389-75), Св-08Г2С (ГОСТ 2246-70). Напыление осуществляли при помощи установки КДМ-2. Стальную подложку из Ст 3 размером 140 x 100 x 1,5 мм предварительно подвергали струйно-абразивной обработке. Нанесение покрытий осуществлялось на следующих режимах: сила тока – 80...140 А; напряжение – 25...28 В; давление сжатого воздуха – 0,4...0,6 МПа; диаметр основного сопла – 6 мм; дополнительного – 8 мм; расстояние от среза дополнительного сопла к подложке – 90...100 мм. Средняя толщина покрытий составляла 0,5 мм.

В качестве дисперсного наполнителя в состав электродугового покрытия вводили полые стеклянные микросферы натрийсиликатного состава марки МС-А9 (ТУ 6-48-108-94). Полые стеклянные микросферы (ПСМ) представляют собой наполненные серным ангидридом SO_3 сыпучие порошки, средний диаметр которых составляет 40 мкм, толщина стенки 1-2 мкм [1]. Напыление композиционного покрытия осуществляли при помощи усовершенствованного электродугового аппарата ЭМ-14М, входящего в комплект установки КДМ-2 [8]. Среднее объемное содержание микросфер в составе покрытий составило 15 %.

Режимы предкристаллизационной термической обработки выбраны на основании рекомендаций, представленных в работах [4, 5, 9], с учетом температуры начала рекристаллизации стали 480 °С и температурного интервала размягчения ПСМ, который находится в интервале значений 485...865 °С [1, 8]. Поэтому температура термической обработки электродуговых покрытий составила 500 °С. Термическую обработку покрытий проводили в лабораторной электропечи марки СНОЛ-1.6.2.08/9-М1. Время выдержки подобрано экспериментально в соответствии с рекомендациями [4, 5] и составило 1,5 мин для всех исследуемых образцов, охлаждение осуществляли на воздухе.

Исследования микроструктуры сформированных электродуговых покрытий осуществляли электронной и оптической микроскопией, соответственно, при помощи электронного микроскопа-микроанализатора РЭММА-102-02 и металлографического микроскопа ММР-2Р. Качественный фазовый рентгеноструктурный анализ полученных образцов выполняли на установке ДРОН-3. Съемку дифрактограмм проводили в излучении $\text{MoK}(\alpha = 0,17069)$.

В тех случаях, когда исследование процессов формирования субмикроструктурных элементов при помощи электронной микроскопии затруднительно вследствие временного и пространственного разрешений, целесообразно использовать рентгеноструктурный анализ и расчетные методы [3]. Поэтому для анализа формирования субмикроструктурных элементов структуры использовали размеры областей когерентного рассеивания (ОКР), рассчитанные по формуле Селякова-Шеррера.

Кажущаяся плотность покрытий была определена в результате гидростатического взвешивания. Общая пористость рассчитывалась с использованием значений кажущейся плотности. Твердость напыленных покрытий измерялась по методу Виккерса на приборе ТП при нагрузке на индентор 5 кг, погрешность измерений не превышала ± 10 %. Для покрытий Св-08Г2С–ПСМ измеряли твердость металлической матрицы.

Для определения демпфирующей способности был выбран метод свободных затухающих поперечных колебаний консольно-закрепленных образцов, который является наиболее простым и надежным [10]. Исследования проводили на специальной установке [12] с цифровым способом записи виброграмм, по результатам обработки которых были рассчитаны логарифмический декремент δ , % и коэффициент рассеяния энергии ψ , %. Исследования проводились при частоте 10...40 Гц.

Рентгенозащитные характеристики, в том числе и массовый коэффициент поглощения рентгеновских излучений экспериментально исследованы по методике, изложенной в работе [7] при помощи рентгеновской установки ДРОН-3, где в качестве источника излучения использовали трубку БСВ-24 с медным анодом $\text{Cu}_{\text{K}\alpha=1,54178}$. При проведении экспериментальных работ измеряли интенсивность падающего потока излучения I_0 и потока излучения I , прошедшего через образец толщиной δ . По результатам измерений по формуле (1) рассчитывали линейный коэффициент поглощения рентгеновского излучения, значения которого дальше использовали для определения массового коэффициента поглощения излучения по формуле (2)

$$\mu = -\frac{1}{\delta} \ln \frac{I}{I_0} \quad (2).$$

Поскольку электродуговые покрытия 65Г предназначены для повышения износостойкости деталей, работающих в условиях вибраций, например, золотников, опор, измерения рентгенозащитных характеристик для них не проводилось.

Результаты экспериментальных исследований сведены в табл. 1.

Таблица 1. Физико-механические свойства электродуговых покрытий

Свойства	Св65Г	Св08Г2С	Св08Г2С –ПСМ
Кажущаяся плотность, кг/м ³	6300	6400	6100
Пористость, %	18	17	21
Характеристики покрытий до термообработки			
HV ₅ , МПа	2500	1700	2000
δ , %	2,7	1,40	9,23
Ψ , %	5,4	2,80	18,46
$\mu_{\text{мас}}$, см ² /г	–	2,46	4,00
Размер ОКР, нм	374	106	111
Характеристики покрытий после термообработки			
HV ₅ , МПа	2700	2400	2540
δ , %	7,15	4,95	10,48
Ψ , %	14,5	9,90	20,96
$\mu_{\text{мас}}$, см ² /г	–	2,5	5,1
Размер ОКР, нм	287	62	97

На рис. 1 представлена микрофотография полых стеклянных микросфер, полученных при помощи оптического микроскопа ММР-2Р.

На рис. 2 представлена микроструктура (полученная при помощи РЭММА-102-а) электродугового покрытия из Св08Г2С, наполненного полыми стеклянными микросферами.

Из представленных в табл. 1 данных видно, что введение в состав стальных электродуговых покрытий дисперсных наполнителей – полых стеклянных микросфер



Рис. 1. Полые стеклянные микросферы, х 200

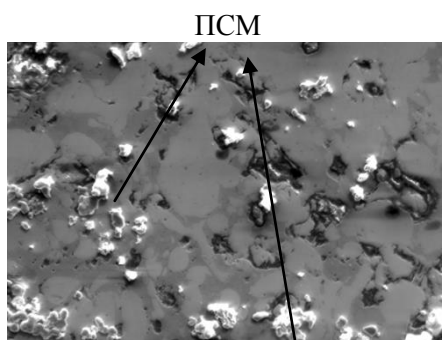


Рис. 2. Микроструктура электродугового покрытия из Св08Г2С, наполненного полыми стеклянными микросферами, х 120

(15 % объемн.) приводит к значительному повышению демпфирующей способности: коэффициент рассеяния энергии возрастает более чем в 6 раз. Кроме того, на 63 % увеличивается коэффициент поглощения рентгеновских излучений. Рентгеновское излучение, проходя через композиционную среду, наполненную ПСМ, встречает тройную поверхность раздела: стенка ПСМ – SO_3 – стенка ПСМ. Таким образом, поток лучей поглощается трижды.

В результате проведенных микроструктурных и рентгеноструктурных исследований установлено, что структура дисперсно наполненного покрытия Св-08Г2С–ПСМ представляет собой стальную матрицу с равномерно расположенными полыми стеклянными включениями сферической формы, которые в процессе напыления сохраняют аморфное состояние. На поверхности раздела сталь – стекло вследствие разницы коэффициентов линейного термического расширения возникают микронапряжения [8], которые приводят к микропластической деформаций и необратимому рассеянию энергии в результате динамических колебаний. Как показали результаты рентгеноструктурного анализа на поверхности раздела фаз металл – стекло образуется новая фаза – силицид железа Fe_5Si_3 с размером ОКР 87 нм, которая после проведения термической обработки превращается в Fe_5Si с размером ОКР 75 нм.

В результате проведения предкристаллизационной термической обработки твердость покрытий из 65 Г возрастает на 8 %, Св08Г2С на 41%, композиции Св08Г2С–ПСМ – на 25 %. Коэффициент рассеяния энергии образцов с покрытием из Св65Г увеличивается на 63 %, Св08Г2С – на 35 %, Св08Г2С–ПСМ – на 59 %. Применение предкристаллизационной термической обработки для электродуговых покрытий из Св08Г2С и Св08Г2С–ПСМ позволит не только увеличить показатели прочности и демпфирующей способности, но и на 16...27 % повысить их рентгенозащитные характеристики.

Для электродуговых покрытий из Св-08Г2С значения ОКР после предкристаллизационной термической обработки, обеспечивающей максимальную твердость, в 1,7 раз меньше, чем в состоянии после напыления и составляет 100 нм. Значение ОКР покрытий из Св65Г после термической обработки уменьшается незначительно и составляет около 300 нм. Во время электродугового напыления происходит деформация дисперсных частиц и измельчение зерен, при последующем нагревании до температуры начала первичной рекристаллизации происходят процессы предкристаллизационной полигонизации. Благодаря возрастающей

плотности дислокаций в деформированных зернах образуется большое количество зародышей новых субзерен, что при коротком времени выдержки приводит к измельчению субструктуры покрытия. Для наполненных микросферами покрытий формирование субмикрорекристаллической структуры в процессе предрекристаллизационной термической обработки происходит не только в стальной матрице, но и на поверхности раздела сталь – стекло. Формирование таких субмикрорекристаллических элементов в структуре покрытия в значительной степени ослабляет действие рентгеновского излучения.

Практические рекомендации и перспективы дальнейших исследований. Проведенные экспериментальные исследования позволяют рекомендовать электродуговые покрытия для дальнейшей эксплуатации в условиях вибраций с частотой 10...30 Гц и диапазона рентгеновских излучений. Проведенные в работе исследования показали эффективность применения для электродуговых покрытий предрекристаллизационной термической обработки. Однако предлагаемая технология вследствие кратковременного нагрева имеет ограничения для крупногабаритных изделий. Поэтому перспективы дальнейших исследований непосредственно связаны с разработкой технологии термической обработки для крупногабаритных изделий при помощи печей с индукционным нагревом.

Выводы:

1. Введение в состав стальных электродуговых покрытий дисперсных наполнителей – полых стеклянных микросфер (15 % объемн.) приводит к увеличению демпфирующей способности и рентгенозащитных свойств: коэффициент рассеяния энергии возрастает более чем в 6 раз, коэффициент поглощения рентгеновских излучений – на 63 %.

2. Предрекристаллизационная термическая обработка электродуговых покрытий из 65Г, Св-08Г2С и Св-08Г2С–ПСМ при температуре первичной рекристаллизации и кратковременной выдержке с последующим охлаждением на воздухе, способствует формированию субмикрорекристаллической структуры, что приводит к увеличению эксплуатационных характеристик: твердость покрытий из 65 Г возрастает на 8 %, покрытий из Св-08Г2С – на 41%; коэффициент рассеяния энергии образцов с покрытием из 65Г увеличивается на 63 %, Св-08Г2С – на 35 %, Св-08Г2С–ПСМ – на 59 %.

3. Применение предрекристаллизационной термической обработки для электродуговых покрытий из Св-08Г2С и композиции Св-08Г2С–ПСМ позволит на 16...27 % повысить их рентгенозащитные характеристики.

1. Асланова М.С. Полые неорганические микросферы / М.С. Асланова, В.Я. Стеценко, А.Ф. Шустров // Обзор. Информ. Сер. Химическая промышленность за рубежом / НИИТЭХИМ. – 1981. – Вып. 9. – С. 33-50.
2. Бреховских С.М. Радиационные эффекты в стеклах / С.М. Бреховских, Ю.Н. Викторова, Л.М. Ланда. – М.: Энергоиздат, 1982. – 184 с.
3. Гусев А.И. Аттестация нанокристаллических материалов по размеру частиц (зерен) / А.И. Гусев, А.С. Курлов // Металлофизика и новейшие технологии, 2008. Т. 30, № 5. – С. 679 – 694.
4. Дубовий О.М. Вплив передрекристалізаційної термічної обробки на фізико-механічні властивості напильних покриттів та деформованих металів і сплавів / Н. Ю. Лебедева, Т. А. Янковець // Металознавство та обробка металів, 2010, № 3 (55). – С. 7 – 11.
5. Дубовий О.М. Дослідження можливостей підвищення фізико-механічних властивостей деформованих металів і сплавів термічною обробкою / Н.Ю. Лебедева, Т.А. Янковець, А.А. Карпеченко, О.О. Жданов // Зб. наук. праць НУК. – Миколаїв: НУК, 2010. – № 3 (432). – С. 69 – 78.
6. Коробов Ю.С. Эффективность применения активированной дуговой металлизации для нанесения защитных покрытий / Ю.С. Коробов // Сварочное производство. – 2005. – № 2. – С. 47 – 49.
7. Казимиренко Ю.А. Исследование ослабления ионизирующего излучения композиционными материалами / Ю. А. Казимиренко, А.А. Карпеченко, С.И. Шкурят, А.А. Жданов // Зб. наук.праць НУК: Миколаїв: НУК, 2009. – Вип. № 2 (425). – С. 105 – 109.
8. Казимиренко Ю. А. Формирование ультрадисперсной структуры в композиционных электродуговых покрытиях, наполненных полыми стеклянными микросферами / Ю.А. Казимиренко, А.А. Карпеченко, А.А. Жданов, К.О. Тумаков // «Вісник Національного університету кораблебудування» [Електронний ресурс]. – Миколаїв : НУК, 2012, № 3. – Режим доступу: <http://ev.nuos.edu.ua>.
9. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов / И.И. Новиков. – М.: Изд-во «Металлургия», 1978.–392 с.
10. Писаренко Г.С. Вибропоглощающие свойства конструкционных материалов: Справочник / Г.С. Писаренко, А.П. Яковлев, В.В. Матвеев. – К.: Наукова думка, 1971. – 375 с.
11. Фарионова Т. А.Выбор состава композиционных материалов и покрытий технических средств для перевозки опасных грузов на основе экспертных оценок / Т. А. Фарионова, Ю. А. Казимиренко // «Вісник Національного університету кораблебудування» [Електронний ресурс]. – Миколаїв: НУК, 2010. – № 5.– Режим доступу: <http://ev.nuos.edu.ua>.
12. Шведов Л.И. Исследование демпфирующей способности марганцево-медных сплавов / Л.И. Шведов, Н.Ю. Лебедева // Технология судостроения и сварочного производства: Сб. н. тр. – Николаев: УГМТУ, 1996. – С. 3-6.

Стаття надійшла до редакції 27.04.2013.

© Ю.А. Казимиренко, Н.Ю. Лебедева, А.А. Карпеченко, А.А. Жданов

В.В. Кашаев**ОПТИМИЗАЦИЯ СКОРОСТНЫХ РЕЖИМОВ В НЕПРЕРЫВНЫХ ГРУППАХ КЛЕТЕЙ
ПРОКАТНЫХ СТАНОВ ПРИ ОТКЛОНЕНИИ ТЕМПЕРАТУРЫ ПОЛОСЫ ОТ
ЗАДАНОЙ**

В статье представлены исследования на математической модели процесса непрерывной прокатки, позволяющие определить влияние возмущающих воздействий на величину межклетевых сил и уширение и оптимизировать регулирующие воздействия

Ключевые слова: непрерывная прокатка, оптимизация, межклетевые силы, моделирование.

Форм. 11. Лит. 3.

В.В. Кашаєв**ОПТИМІЗАЦІЯ ШВИДКІСНОГО РЕЖИМУ У БЕЗПЕРЕРВНИХ ГРУПАХ КЛІТЕЙ
ПРОКАТНИХ СТАНІВ ПРИ ВІДХИЛЕННІ ТЕМПЕРАТУРИ СМУГИ ВІД ЗАДАНОЇ**

Представлені дослідження на математичних моделях процесу безперервної прокатки, дозволяючи визначити вплив збуджуючих дій на величину міжклітьових сил і поширення та оптимізувати регулюючі дії.

Ключові слова: безперервна прокатка, оптимізація, міжклітьові сили, моделювання.

V. Kashaev**OPTIMIZATION THE HIGH-SPEED MODE IN CONTINUOUS GROUPS OF
ROLLING STANDS, WHEN THE TEMPERATURE OF THE STRIP DEVIATES FROM THE
SPECIFIED RANGE**

The paper presents research on the mathematical model of the process of continuous rolling, allowing to determine the disturbing effects on the value interstand forces and broadening, and optimize regulatory impact.

Keywords: continuous rolling, optimization, interstand forces, simulation.

Постановка проблемы. При решении задачи управления процессом непрерывной прокатки с помощью специализированной ЭВМ необходимо учитывать влияние различных факторов на технологический процесс. Наиболее удобным инструментом для исследования влияния различных возмущающих воздействий на режим натяжений полосы и геометрические размеры профиля является математическая модель процесса прокатки. Математическое моделирование позволяет выявить степень влияния различных факторов регулирования на размеры прокатываемой полосы и режимы работы стана, и разработать эффективные способы управления современными высокоскоростными прокатными станами.

Анализ публикаций по теме исследования. Несомненно, математическое и физическое моделирование сыграло большую роль в исследовании мелкосортных станов. Наиболее значимыми из последних работ следует считать работы Ю.В. Игнатовича, В.К. Смирнова, В.А.Шилова [1, 2], С.М. Жучкова, В.А. Тищенко, В.В. Филиппова [3].

Нерешенные части проблемы. В перечисленных работах при решении задач наблюдается осторожный подход авторов в использовании АСУ в качестве только советчика оператора. Такой подход обусловлен, прежде всего, целым рядом принятых ими допущений: величина износа калибра линейно зависит от количества прокатанных тонн; усредненный учет влияния температуры и марок стали на уширение; величина межклетевого натяжения минимальна и т.д.

Цель исследования. Определить необходимые управляющие воздействия, которыми являются относительные изменения скоростей валков, компенсирующие влияние данных возмущающих факторов, т.е. сводящих к минимуму межклетевые силы и уширения полосы. Тогда можно осуществить подстройку скоростного режима, по данным возмущающих воздействий, еще до входа полосы в чистовую группу клетей. Подстройка может осуществляться как автоматически, так и вручную, через оператора. С точки зрения простоты управления подстройкой скоростных режимов чистовой группы желательно вести подстройку минимальным числом клетей.

Основные результаты исследования. Исследования, проведенные на математической модели, показывают, что при появлении возмущающих воздействий, таких как изменение раствора валков или температуры подката, в полосе возникают значительные межклетевые силы и уширение. Если до появления возмущающих воздействий стан был настроен на скоростной режим близкий к согласованному, то зная относительные значения возмущающих воздействий, можно с помощью системы уравнений определить величины межклетевых сил и уширений после каждой клетки.

Установившийся процесс в непрерывной группе клетей описывается системой уравнений,

которая в матричном виде может быть записана следующим образом:

$$A\vec{x} = \vec{P}, \quad (1)$$

где $\vec{x}$ – вектор неизвестных, которыми являются межклетевые силы и уширения после каждой клетки;

A – матрица коэффициентов, определяемых калибровками клеток и энергосиловыми параметрами прокатки;

$\vec{P}$ – вектор внешних воздействий.

Настройка ведется только изменением скоростных режимов клеток, поэтому вектор управляющих воздействий представим в виде:

$$\vec{U} = -A_{ni} \cdot \vec{\delta n}, \quad i = \overline{1,6}, \quad (2)$$

где A_{ni} – коэффициент пропорциональности;

$\vec{\delta n}$ – вектор относительного изменения скорости валков.

Тогда вектор возмущающих воздействий можно представить в виде:

$$\vec{v} = \vec{P} - \vec{U}, \quad (3)$$

В соответствии с обозначениями вектор возмущающих воздействий равен:

$$\vec{v} = -[A_{ni} \cdot \vec{\delta h} + A_{hi} \cdot \vec{\delta h} + A_{ri} \cdot \vec{\delta \tau} + A_{ti} \cdot \vec{\Delta t}], \quad i = \overline{1,6},$$

где A_i – коэффициенты пропорциональности;

$\vec{\delta h}$, $\vec{\delta \tau}$, $\vec{\Delta t}$ – векторы относительного изменения высоты полосы.

Тогда уравнение (1) примет вид:

$$A\vec{x} = \vec{B}(\vec{U} + \vec{v}), \quad (4)$$

где $B = \|b_{ij}\|$ – постоянная матрица размерности 12X6, причем $b_{ij} = 0$ при $i \neq j$ и $b_{ij} = 1$ при $i = j$.

$$\vec{x} = \begin{pmatrix} x_1 \\ x_2 \\ \vdots \\ x_{12} \end{pmatrix}, \quad \vec{u} = \begin{pmatrix} u_1 \\ u_2 \\ \vdots \\ u_6 \end{pmatrix}, \quad \vec{v} = \begin{pmatrix} v_1 \\ v_2 \\ \vdots \\ v_{12} \end{pmatrix}$$

Необходимо минимизировать длину вектора состояний полосы $\vec{x}$, т.е. при заданном числе компонент вектора управляющих воздействий $\vec{u}$ и при известном векторе возмущающих воздействий $\vec{v}$ минимизировать функцию цели вида:

$$c(\vec{u}, \vec{v}) = \vec{x}'\vec{x}, \quad (5)$$

Иными словами, при заданном числе клеток, подлежащих регулированию каждому вектору возмущающих воздействий необходимо поставить в соответствие такой вектор управляющих воздействий, который минимизирует по сумме квадратов вектор межклетевых сил и уширений.

Решение задачи оптимизации при отсутствии ограничений на величины относительного изменения скорости валков предполагает, что система (4), разделяется на две подсистемы:

$$A_1 \vec{x} = \vec{v}_1 + \vec{u}, \quad (6)$$

$$A_2 \vec{x} = \vec{v}_2, \quad (7)$$

Уравнения подсистемы (6) включают те из уравнений системы (4), в которые входят изменения скорости двигателей клеток, подлежащих регулированию. Скорости двигателей остальных клеток, входящих в подсистему (7) фиксированы.

Минимальный вектор силы натяжения и уширений будет определяться выражением:

$$\vec{x} = A_2 (A_2 \cdot A_2')^{-1} \cdot \vec{v}_2, \quad (8)$$

Вектор управляющих воздействий, достигающий минимум вектору $\vec{x}$, определяется в виде:

$$\vec{u} = A_1 \vec{x} - \vec{v}_1, \quad (9)$$

При любой комбинации качества регулируемых клеток будет изменяться только вид подсистем (6) и (7).

При отклонении температуры подката Δt_j от номинальной, вектор возмущающих воздействий, входящий в систему (4) будет иметь вид:

$$\vec{v} = -At_{ij} \cdot \Delta \vec{t}_j, \quad i = \overline{1,6} \quad (10)$$

Минимальный вектор управляющих воздействий определяется в соответствии с уравнением (8), а требуемые относительные изменения скорости клеток, подлежащих регулированию, выражаются из (9) в следующем виде:

$$\delta_{ni} = \frac{\Delta \sigma_{i,i+1} - \Delta \sigma_{i-1,i} - A_{ci} \delta_c - A_{ei} \delta_{ei-1} - A_{ei} \delta_{ei} - At_{ij} \Delta t_j}{A_{ni}}, \quad i = \overline{1,6} \quad (11)$$

где $\Delta \sigma_{i-1,i}$ – приращение натяжений в межклетевом промежутке $i-1, i$;

δ_{ei} – относительные изменения ширины полосы после i -й клетки;

δ_c – относительные изменения константы прокатки;

Δt_j – относительные изменения температуры полосы при прокатке;

A_i – коэффициенты пропорциональности между возмущениями на стане и приращением натяжений и уширений.

Алгоритм настройки скоростных режимов предусматривает определение с помощью ЭВМ технологических коэффициентов A_i и определение оптимального вектора управляющих воздействий δ_n с последующей выдачей корректирующих воздействий на электроприводы клеток стана. Одним из преимуществ данного алгоритма состоит в том, что он позволяет воздействовать на минимальное число двигателей клеток.

Получены результаты оптимизации для относительного изменения температур $\Delta t_1 = 100^\circ \text{C}$ и $\Delta t_2 = -100^\circ \text{C}$. Определены средние абсолютные значения натяжения $|\Delta \sigma|_{cp}$ и средние абсолютные значения изменения скоростей $|\delta n|_{cp}$, доставляющие минимум вектору межклетевых сил и уширений. Средние абсолютные значения уширений в полосе $|\delta b|_{cp}$ аналогичны $|\Delta \sigma|_{cp}$.

Из полученных результатов, очевидно, что после подстройки клеток величины межклетевых сил в полосе существенно уменьшаются. Уменьшение сильнее сказывается при увеличении числа регулируемых клеток. При подстройке одной клетью наилучшими являются варианты регулирования первой и шестой клетью, при подстройке двумя клетями – варианты 12, 13, 16, 46, при подстройке тремя клетями – варианты 123, 146, 456, четырьмя клетями – варианты 1235, 1456 и т.д. Относительные изменения скоростей при регулировании одной клетью не превышает 3 %, двумя клетями – 2,2 %, тремя клетями – 1,7 %.

Для ориентировочной подстройки непрерывной группы клеток, при отсутствии УВМ, по результатам расчетов можно построить номограммы для определения требуемых относительных изменений скоростей.

Выводы. Результаты оптимизации позволяют по уравнениям математической модели процесса прокатки выбрать алгоритм настройки в соответствии с точностью используемых измерителей натяжения. Моделирование вариантов настройки шести клетевой группы на ЭВМ показало, что наиболее удобным, с точки зрения величин управляющих воздействий на клетки, является комбинированный алгоритм настройки с фиксацией скорости 3-й клетки, а иногда 4-й. Таким образом, при настройке по методу рекуррентных соотношений значительно удобнее, чем способ подстройки последующей клетки под предыдущую. Одним из преимуществ такого алгоритма настройки является использование минимального числа регулируемых двигателей прокатных клеток, а также снижение требований к точности датчика измерения натяжения.

Разработанные математические модели могут быть использованы также для согласования скоростных режимов на сортовых, трубных и им подобных станах, а также оптимизации системы управления летучими ножницами.

1. Смирнов В.К. Применение экспериментальных систем для анализа и проектирования технологии сортовой прокатки / В.К. Смирнов, В.А. Шилов, Ю.В. Игнатович // Сталь. – 2006. – №9. – С. 40-42;
2. Шилов В.А. Новое поколение САПР технологии сортовой прокатки / В.А. Шилов, В.К. Смирнов // Сталь. – 2005. – №4. – С. 36-38;
3. Тищенко В.А. Пути повышения точности прокатки в чистовых блоках клеток современных проволочных станов / В.А. Тищенко, С.М. Жучков, В.В. Филиппов // Сталь. – 2004. – №10. – С. 51-54.

Стаття надійшла до редакції 27.04.2013.

УДК 621.763

В.П. Кашицький, П.П. Савчук, І.В. Боярська, М.Д. Мельничук, В.Ф. Лабунець
ТЕХНОЛОГІЧНІ ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ ЕПОКСИКОМПОЗИТНИХ
МАТЕРІАЛІВ В ПОЛІ СТРУМІВ НАДВИСОКИХ ЧАСТОТ

В роботі приведені результати досліджень інтенсивності впливу електромагнітного випромінювання на фізико-механічні властивості і ступінь структурування епоксидних композиційних матеріалів. Показано позитивний вплив обробки в полі струмів надвисоких частот при формуванні епоксикомпозитів наповнених вискодисперсними частинками. Подані рекомендації щодо шляхів впровадження оптимізованих композицій в автомобільну галузь.

Ключові слова: епоксикомпозитні матеріали, струм, надвисокі частоти, полімер.

Рис. 2. Літ. 4.

В.П. Кашицкий, П.П. Савчук, И.В. Боярська, М.Д. Мельничук, В.Ф. Лабунець
ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ
ЕПОКСИКОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ В ПОЛЕ ТОКОВ СВЕРХВЫСОКИХ

В работе приведены результаты исследований интенсивности влияния электромагнитного излучения на физико-механические свойства и степень структуризации эпоксидных композиционных материалов. Показано положительное влияние обработки в поле токов надвисоких частот при формировании эпоксикомпозитов наполненных высокодисперсными частицами. Поданы рекомендации относительно внедрения оптимизированных композиций в автомобильную отрасль.

Ключевые слова: епоксикомпозитни матеріали, ток, сверхвысокие частоты, полимер.

V. Kashitskiy, P. Savchuk, I. Boyarska, M. Melnichuk, V. Labunets
TEHNOLOGICHNI OSOBLIVOSTI FORMUVANNYA EPOKSIKOMPOZITNIH
MATERIALIV IN POLI STRUMIV NADVISOKIH FREQUENCY

In this paper the results of researches intensity of electromagnetic radiation on the physical and echanical properties and degree of structuring epoxy composites. The positive effect of treatment in the field of ultra-high frequency currents in the formation e epoxy composition filled with superfine particles. Recommendations on how to implement the optimized compositions in the automotive industry.

Keywords: epoksykompozytni materials, current, ultra-high frequency polymer.

Постановка проблеми. Процес структурування епоксикомпозитних матеріалів вимагає рівномірного досягнення температури по всьому об'єму матеріалу, що потребує досить тривалого нагрівання. Це призводить до значного підвищення собівартості виробів. Крім того, у разі конвективного нагрівання матеріалу зовнішнім джерелом за умови низької його теплопровідності складається ситуація, коли в зовнішніх шарах відбувається процес тверднення і вони починають піддаватись деструкції, а внутрішні шари ще не досягли температури ініціювання процесу полімеризації (полікондесациї). Більше того ступінь полімеризації (об'ємна частка утвореної полімерної сітки), зазвичай не перевищує 85%, що виявляється недостатнім навіть при багатогодинному конвективному нагріві. Через велику частину в полімері реакційно-здатних областей даний матеріал, як правило, недовговічний, оскільки під дією вологи та кисню повітря у процесі експлуатації розтріскується та руйнується.

Кардинальним вирішенням питання, що забезпечило б рівномірне тверднення полімеркомпозитного матеріалу є можливість використання такого методу нагрівання, який би не залежав від теплопровідності. Для вирішення даної задачі запропоновано проводити процес структурування за рахунок поглинання енергії електромагнітних хвиль опромінюваним матеріалом [1]. При цьому швидкість тверднення зростає в десятки разів, а частина реакційно-здатних груп полімерної матриці зменшується у декілька разів.

Під час височастотного нагрівання відбувається одночасне і рівномірне підвищення температури по всьому перерізу матеріалу [2-4]. Крім того, від звичайного конвективного нагрівання, незалежно від стану навколишнього середовища легко регулюється температура матеріалу. В даний час уже накопичено істотні теоретичні і практичні результати використання електромагнітних випромінювань в різних технологічних процесах отримання полімерних матеріалів. Однак, незважаючи на перспективність даного методу його застосування, як правило, обмежується попереднім структуруванням матеріалів і не отримало ще досить широкого поширення в процесах переробки термореактивних композицій і отримання готових виробів.

Метою досліджень є визначення інтенсивності впливу електромагнітних випромінювань на характер структурування та фізико-механічні характеристики системи на основі епоксидної смоли модифікованої порошками поліфункціональної природи.

© В.П. Кашицький, П.П. Савчук, І.В. Боярська, М.Д. Мельничук, В.Ф. Лабунець

Матеріали і методи досліджень. Для формування епоксикомпозитних матеріалів застосовано епоксидно-діанову смолу ЕД-20 (ГОСТ 10587-84) та твердник поліетиленполіамін (ТУ 2413-357-00203447-99). В якості наповнювачів використано дисперсні порошки заліза, міді, оксидів алюмінію та хрому. Формування зразків здійснено шляхом отримання однорідної композиції до складу якої входили задані компоненти. Залежно від об'єму зразків розраховували кількісний вміст інгредієнтів у масових частинах на 100 мас. ч. епоксидної смоли ЕД-20. До епоксидної смоли ЕД-20 та твердника вводили наповнювачі, попередньо просушені в сушильній шафі для видалення вологи. Сформовану композицію наносили на підготовлену поверхню або заливали у спеціальні форми розмірами 30×40×5 мм та 15×15×10 мм. Сформовані зразки поміщали у поле струмів високої частоти та піддавали обробці за різними режимами.

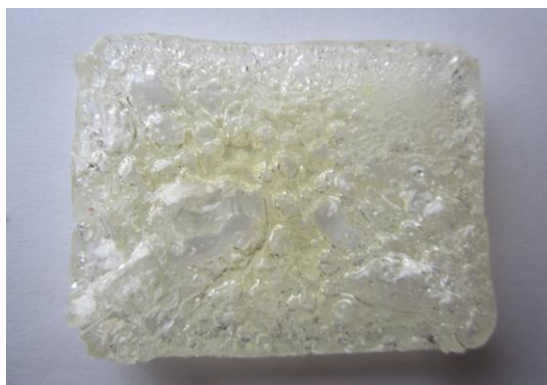
Твердість матеріалу за методом Брінеля визначали за ГОСТ 1786–80. Дослідження проводили на зразках у формі бруска з гладкою поверхнею товщиною не менше 5 мм і шириною не менше 15 мм. При дослідженні стальну кульку діаметром 10 мм втискували в поверхню досліджуваного матеріалу з навантаженням 2,5 кН протягом 60 с.

Границю міцності при стисканні визначали за ГОСТ 4651–82. Зразки у формі циліндрів діаметром 10 мм і висотою 15 мм піддавали стиску при рівномірному зростаючому зусиллі з швидкістю наближення площадок 2 мм/хв.

Степінь тверднення матеріалів і покриттів визначали за вмістом гель-золь-фракції. Метод оснований на здатності частини матеріалу (плівки), не зв'язаної в полімерну сітку, вимиватися органічним розчинником в екстракторі Сокслета, який працював в автоматичному режимі. Екстракцію зразків у формі пластин розміром 40×70 мм товщиною до 0,5 мм проводили в толуолі протягом 8 год з наступним сушінням при температурі 393 К до постійної маси. Масу зразків до і після екстракції визначали на аналітичних лабораторних вагах з точністю до 0,0001 г.

Обговорення результатів. При нагріванні зразків з енергією 120 Вт протягом 25 с відбулося вспінення епоксиолімерної композиції (рис. 1, а). Даний результат є наслідком того, що при обробці струмами високої частоти відбувається нагрівання матеріалу по всьому об'єму зразка з високою швидкістю, при цьому внаслідок високої температури починається процес видалення летких сполук з композиції.

Тому подальша обробка зразків полягала у розділенні процесу на кілька стадій з витримкою для охолодження. При обробці зразка за наступним режимом: 15 с + 20 с + 45 с + 60 с відбувся рівномірний по всьому об'єму одночасний мікрохвильовий нагрів середовища, яке



а)



б)

Рис. 1. загальний вигляд зразків після обробки епоксиолімерної композиції з енергією 120 Вт: а) без охолодження; б) з охолодженням

піддається твердненню і прискорюється реакція утворення більш якісної сітчастої полімерної структури за рахунок зменшення частини низькомолекулярних фракцій, що дозволило уникнути локальних перегрівів композиції (рис. 1, б).

Проте, даний режим обробки не забезпечив достатнього тверднення епоксиолімерної складової, тому для досягнення високого ступеня структурування, проводили додаткову обробку з вищими значеннями енергією. Інтенсивність нагрівання підвищується зі збільшенням частоти коливань і напруженості електричного поля.

Зразок, який піддавався обробці з енергією 250 Вт характеризується наявністю дрібних бульбашок, що свідчить про початок процесу вспінення епоксиолімерної композиції. Даний результат свідчить про недостатнє охолодження зразка між стадіями обробки. Ступінь

структурування зразка становить $G = 86,62\%$ тому можна помітити, що при збільшенні енергії обробки процес структурування відбувається краще. Можна також спостерігати, що при підвищенні енергії обробки твердість зразка також зростає і становить $HV=148$ МПа.

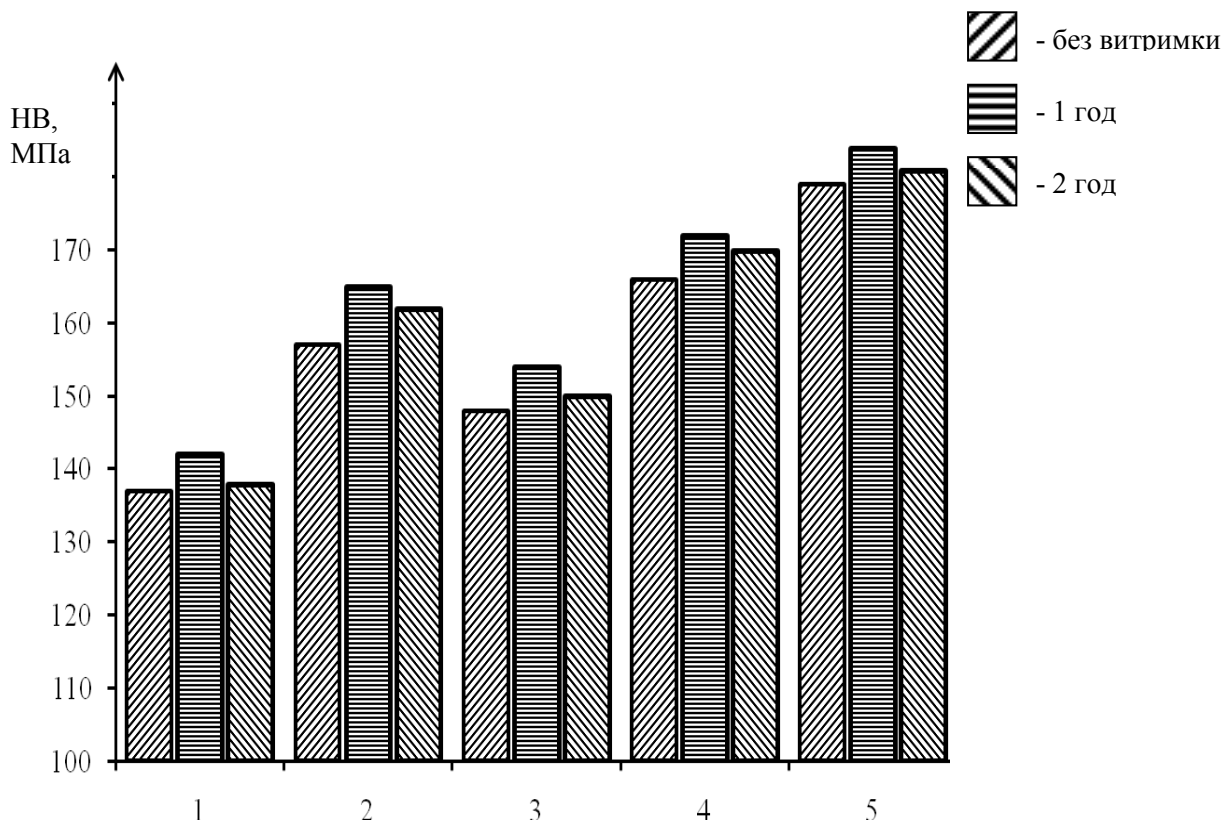


Рис. 2. Залежність твердості епоксиполімерів від режиму обробки при кінцевій енергії, Вт: 1 – 120; 2 – 250; 3 – 400; 4 – 560; 5 – 700

Для зниження залишкових напружень зразки перед обробкою піддавались витримці при кімнатній температурі протягом однієї та двох годин. Можна спостерігати підвищення твердості, в результаті обробки з попередньою витримкою 1 год, однак підвищення тривалості попередньої витримки не призвело до покращення результатів (рис. 2).

Матеріал, який піддавався обробці за наступним режимом: з енергією 120 Вт протягом 120 с, з енергією 250 Вт протягом 100 с та енергією 400 Вт протягом 60 с показав аналогічні результати як і зразок, який оброблявся з кінцевою енергією 560 Вт протягом 40 с. Зовнішній вигляд цих зразків характеризується відсутністю зовнішніх дефектів та зміни кольору. Ступінь структурування матеріалу відповідно складає $G = 88,32\%$ та $G = 90,37\%$. Можна зробити висновок, що збільшення енергії обробки призводить до підвищення ступеня структурування та твердості, яка становить відповідно $HV = 157$ МПа та $HV = 166$ МПа.

Подальша обробка зразка з кінцевою енергією 700 Вт протягом 80 с дозволила отримати прозорий зразок без спотворення форми з підвищенням ступеня структурування до $G=93,93\%$.

Покращення властивостей епоксиполімерного зразка зумовлені багатоступінчастою обробкою з застосуванням високих енергій струмів надвисоких частот.

Тверднення епоксиполімерних зразків з наповнювачами відбувалося за оптимальним режимом з кінцевою енергією 700 Вт, оскільки даний режим забезпечив формування епоксиполімеру з найвищими значеннями ступеня структурування та фізико-механічних характеристик. Даний режим дозволив уникнути значного вспінання наповнених композицій при наявності на поверхні зразка дрібних бульбашок дуже малих розмірів, оскільки у процесі впливу електромагнітного випромінювання знижується в'язкість системи та прискорюється міграція повітряних включень до поверхні матеріалу.

Ступінь структурування епоксикомпозиту наповненого порошком заліза складає $G=80,71\%$, що значно нижче від даної характеристики для ненаповненої композиції, однак значення твердості ($HV=207$ МПа) є найвищим порівняно з іншими епоксикомпозитами. Це вказує на мінімальні внутрішні напруження в системі через здатність полярних груп та сегментів молекул

діелектричного матеріалу та частинок наповнювача, вміщеного в змінне електричне поле, орієнтуватися разом зі зміною його полярності.

При дослідженні епоксиполімерних систем наповнених порошками міді відбувається зниження фізико-механічних характеристик на 26...35 % через відсутність феромагнітних властивостей та здатності наповнювача орієнтуватися в електромагнітному полі. Крім того при обробці струмами високої частоти епоксикомпозитних зразків наповнених міддю, відбулося інтенсивне вспінання вже на початку нагріву, що пояснюється високою теплопровідністю міді і тому процеси нагрівання відбуваються значно швидше.

При використанні у якості наповнювачів оксидів хрому та алюмінію відбувається підвищення ступеня структурування, але фізико-механічні характеристики знижуються. Це пояснюється хімічною природою наповнювачів утворювати міцні хімічні вузли з полімерною матрицею, а не їх здатністю орієнтуватися в електромагнітному полі. Тому в системі зберігаються високі залишкові напруження, які зумовлюють зниження межі міцності та твердості.

Висновки та перспективи розвитку. Встановлено, що у мікрохвильовому полі процес формування сітчастого епоксидного полімеру відбувається значно швидше, ніж у термічному полі. Припускається, що прискорене структурування епоксидного полімеру зумовлене підвищеною реакційною здатністю вторинних аміногруп, тоді як при термічному твердненні вторинні аміногруп є менш реакційно здатними через підвищення в'язкості, що спричинена наростанням в'язкості реакційної системи. Встановлено, що зразки які піддавалися витримці при кімнатній температурі протягом 1 год та 2 год перед обробкою в полі струмів високої частоти, характеризуються вищим ступенем структурування через формування просторової полімерної сітки при нормальних умовах з мінімальними залишковими напруженнями.

Тому представляє науковий інтерес дослідження властивостей епоксикомпозитів оброблених у полі струмів надвисоких частот при інших концентраціях наповнення. Оптимізовані композиції за рахунок інтенсифікації процесів структурування та високих фізико-механічних характеристик можуть використовуватися для формування захисних покриттів та деталей конструкцій автомобільної або приладобудівної галузі, що дозволяє суттєво скоротити і спростити технологічний процес виготовлення виробів.

1. Джур Є.О., Кучма Л.Д., Манько Т.А. // Полімерні композиційні матеріали в ракетно-космічній техніці. – К.: Вища освіта, 2003. – С. 399.
2. Зеленев Ю.В. Влияние термомагнитной обработки на теплофизические и механические свойства полимеров / Ю.В. Зеленев, А.Д. Стадник, Г.В. Кирик // Пластические массы. – 2003. – № 3. – С. 19.
3. Демченко В.Л., Віленський В.О. Вплив магнітного та електричного полів на структуру і властивості наповнених полімерів // Полімерний журнал. – 2009. – №3. – С. 110.
4. Кирик Г.В. Структура та властивості полімерних композиційних матеріалів, сформованих у магнітному полі: дис. канд. фіз.-мат. наук: 01.04.07 / Сумський держ. ун-т. – Суми, 2005.

Стаття надійшла до редакції 26.04.2013.

УДК 621.7.01

С.В. Ковалевський, С.А. Матвієнко О.П. Сакно, О.В. Лукічов
МЕТОД ЗВУКОВОЇ ВІБРАЦІЙНОЇ ОБРОБКИ ТА ЙОГО ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ
ДОСЛІДЖЕННЯ

В статті розглянутий запропонований метод звукової вібраційної обробки в пружному середовищі. Наведена конструкція установки для її здійснення. Проаналізовані технологічні параметри процесу обробки та принципова схема установки й її основного елемента – концентратора коливань. Показані результати проведеної експериментальної обробки деталей з технічного алюмінію.

Ключові слова: вібраційна обробка, резонанс, шорсткість, трибологія, зміцнення, структура поверхні.

Табл. 1. Рис. 4. Літ. 11.

С.В. Ковалевский, С.А. Матвиенко, О.П. Сакно, А.В. Лукичев
МЕТОД ЗВУКОВОЙ ВИБРАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ И ЕГО ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ
ИССЛЕДОВАНИЯ

В статье рассмотрен предложенный метод звуковой вибрационной обработки в упругой среде. Приведена конструкция установки для ее осуществления. Проанализированы технологические параметры процесса обработки и принципиальная схема установки и ее основного элемента – концентратора колебаний. Показаны результаты проведенной экспериментальной обработки деталей из технического алюминия.

Ключевые слова: вибрационная обработка, резонанс, шероховатость, трибология, упрочнение, структура поверхности.

S. Kovalevskiy, S. Matvienko, O. Sakno, A. Lukichev
METHOD OF VOICE OSCILLATION TREATMENT AND HIS EXPERIMENTAL
RESEARCHES

In the article the offered method of voice oscillation treatment is considered in a resilient environment. The construction of fluidizer is resulted its realization. The technological parameters of process of treatment and of principle chart of setting and its basic element are analysed – concentrator of vibrations. The results of the conducted experimental treatment of details are rotined from a technical aluminium.

Keywords: oscillation treatment, resonance, roughness, tribology, work-hardening, structure of surface

Постановка проблеми. Актуальним завданням сучасного машинобудування та автомобілебудування є забезпечення довговічності деталей, яка в істотній мірі визначається якісним станом поверхневого шару, його трибологічними характеристиками. Проблема підвищення експлуатаційних властивостей вузлів тертя за рахунок нових методів обробки актуальна. Саме від якості фінішної обробки багато в чому залежать найважливіші показники механізмів – працездатність, надійність, металоємність, собівартість і інші техніко-економічні характеристики, які направлено формуються на фінішних операціях технологічного процесу виготовлення. В той же час для автомобілебудування важливою проблемою є зниження маси автомобіля, витрати палива за рахунок заміни чавуну, сталі на легші металеві сплави. Алюміній використовується у виробництві кузовів і компонентів підвісок, шасі, в блоках циліндрів, АКП. Але недостатня міцність обмежує його вживання. Проводиться велика кількість досліджень по знаходженню оптимальної системи параметрів якості поверхонь деталей машин, вузлів тертя, яка б як найповніше відображала їх експлуатаційні властивості, забезпечувала необхідний ресурс при найменших оптимізованих витратах.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Термін служби транспортних машин до капітального ремонту багато в чому залежить від зносостійкості їх деталей і вузлів, 80-85 % яких виходить з ладу унаслідок їх інтенсивного зношування [1]. На експлуатаційні показники деталей машин чинять несприятливий вплив безліч чинників: мікрогеометрія поверхні; твердість поверхневого шару; залишкова напруга, що розтягує є технологічним наслідком операцій механічної обробки, у тому числі шліфування, на фінішних етапах виготовлення і реновації виробів; прироблюємість поверхонь тертя та ін. На сьогоднішній момент для усунення залишкової напруги, що розтягує, стабілізації розмірів застосовується термообробка, яка вимагає великих енерговитрат, але не завжди дає оптимальні результати. Також все більше вживання знаходять методи зміцнення і вібростабілізації засновані на механізмі ультразвукового зміцнення. Процеси, що протікають в металах в твердій фазі при акустичному навантаженні вивчені недостатньо, особливо фізика дислокаційного зміцнення. Окремо для деталей з алюмінію: недостатня міцність поршнів, швидкий знос кільцевих канавок, інших деталей обмежують їх вживання. Для підвищення властивостей алюмінієвих сплавів застосовуються технології

зміцнення анодуванням, армуванням, газотермічним і плазмовим зміцненням. Недоліками цих способів є складність устаткування, дорогі матеріали, складні контролюючі і регулюючі комплекси. Таким чином технологічних методів зміцнення та відновлення деталей машин достатньо багато [2-4], але жоден з них не вирішує завдання комплексно, поєднуючи якість обробки й ресурсозбереження.

Отже саме стан поверхні багато в чому визначає експлуатаційні властивості деталей машин та автомобілів. Це привело до появи нового напрямку - інженерії поверхні, що здійснюється методами комбінованої енергетичної й фізико-хімічної дії. Розвиток інженерії поверхні передбачає розробку технологічних процесів нового рівня, що дозволяють модифікувати поверхневий шар, радикально міняти його структуру й властивості. Для модифікування поверхні металів перевага віддається методам обробки, що використовують як теплове джерело концентровані потоки енергії: іонні, лазерні, ультразвукові, високочастотні індукційні та інші. Але подальша інтенсифікація класичних дифузійних процесів не дозволяє отримувати матеріали з якісно новими властивостями й потребує суттєвих витрат енергетичних ресурсів. Тому розвиток технологій поверхневого зміцнення зв'язується з розробкою комбінованих технологій. Але комбіновані технології ще не отримали належного розвитку й вельми обмежені відомості про вживання комбінованих технологічних схем, при використанні яких удасться отримати матеріали з високим рівнем якості поверхні [5-9].

Невирішені частини проблеми. Отже завдання розробки інноваційних технологічних методів продовження ресурсу деталі як при виготовленні, так і при реновації ресурсозберігаючими методами, особливо для деталей з алюмінію, залишається актуальним й потребує глибокого та уважного дослідження.

Метою дослідження є розробка методу звукової вібраційної обробки в пружному середовищі, перевірка його здійснимості, аналіз експериментальних досліджень та технологічних показників процесу.

Основні результати дослідження. Запропонований авторами спосіб обробки ЗВОПС [10, 11] – звукова вібраційна обробка в пружному середовищі, оснований на використанні декількох фізичних явищ одночасно, а саме: виникнення резонансних коливань деталі при наданні їй вимушених коливань, що співпадають з власною частотою коливань в діапазоні звукових частот (друга чи третя гармоніки); квантування енергії обробки в енергію короткочасного імпульсу (потужність 30-40 кВт) при загальному низькому енерговикористанні (150-200 Вт); взаємодії поверхневих шарів деталі з пружним середовищем, що викликає ефект подібний до поверхнево-пластичної обробки; фізико-хімічних змін в поверхневому шарі, що зводяться до переорієнтації кристалів, руху дислокації до границь зерен. Головні відмінності запропонованого способу: передача вимушених коливань самій деталі, а не середовищу, що дозволяє зменшити витрати енергії; відсутність в середовищі твердих робочих частинок, які впливають на поверхню деталі; використання явища резонансу протягом всього процесу обробки при регулюванні частоти коливань, що збурюють.

Теоретична модель процесу визначається опором пружного рідкого середовища коливанням деталі за рахунок відбору імпульсу у рухомого тіла елементами пружного середовища. Обробка на вищих гармоніках ефективніша, оскільки коефіцієнт поглинання збільшується із зростанням гармоніки власної частоти, з якою резонує навантаження, що збурює. В процесі ЗВОПС в граничному шарі деталей протікають мікропластичні деформації і інші процеси, що призводять до зниження залишкової напруги і до дислокацій в поверхневому шарі. В результаті отримується зміна шорсткості поверхні до оптимальної та підвищення поверхневої міцності на 10-25% . Але ці висновки необхідно перевірити експериментально.

Отже саме в результаті проведених досліджень з'явився метод підвищення довговічності деталей, який включає зміцнення і релаксацію залишкової напруги під дією звукових коливань, що впливають на деталь механічним способом. Метод полягає в дії контактним способом механічних коливань звукового діапазону частот на деталь занурену в пружно-в'язке середовище. Запропонована технологія стала основою створення експериментального вібраційного комплексу, який засновано на механізмі механічних коливань зі звуковою резонансною частотою, для підвищення якості поверхневих шарів робочих поверхонь в процесі взаємодії деталей з середовищем.

Деталь отримує механічні коливання із частотою власних коливань, у результаті чого обробка ведеться в резонансному режимі. Деталь в процесі коливань впливає на частки середовища, що прилягають до поверхні, і змушує їх здійснювати вимушені коливання.

Середовище поблизу вібруючої деталі деформується, і в ній виникають пружні сили. Ці сили впливають на усе більш віддалені від деталі частки середовища, виводячи їх з положення рівноваги. Поступово всі частки середовища включаються в коливальний рух. Під ударами робочого середовища мікроступі шорсткості поверхні деталі деформуються, заповнюючи мікрозападини поверхні, що оброблюється. У результаті низькочастотної обробки в поверхневому шарі виникають сприятливі стискаючі напруги, що сприяє підвищенню міцності втомної й зносостійкості, згладжується шорсткість поверхні зміцнюваної деталі. Процес також супроводжується насиченням поверхні елементами робочого середовища. Таким чином змінюється шорсткість, мікротвердість, фізико-механічні та фізико-хімічні властивості поверхневого шару.

Дана обробка дозволяє досягти рівномірного розподілу дислокацій і внутрішньої напруги поверхневого шару. В порівнянні з існуючими методами ППД зменшується вірогідність зародження втомних тріщин. Обробка в пружному середовищі дозволяє одночасно обробляти всі поверхні деталей. При використанні запропонованого методу на розробленій установці можна обробляти деталі складної геометричної форми. Технологію відрізняє мінімальне енергоспоживання, висока продуктивність, екологічність.

У основі технології лежить здатність дислокацій металу, що піддається віброобробці з накладенням акустичних коливань, поглинати енергію звукової і ультразвукової частот і перетворювати в енергію власних переміщень, сприяючи стабілізації залишкової напруги. Вібраційна установка (рис. 1) включає генератор імпульсів коливань звукової частоти, п'єзоперетворювач імпульсів в механічні переміщення, встановлений на жорсткій рамі, електронний і вібровимірювальний цифровий осцилограф, віброметр ПІ-19 і система, що управляє на базі ПК. Перевагою пропонованої віброустановки є висока ефективність, низька собівартість, екологічна чистота, простота конструкції та технологічного процесу обробки. Запропонована установка для віброобробки забезпечує зменшення часу на фінішну обробку, знижує енерговитрати за рахунок обробки на резонансних частотах. Вживання запропонованої вібраційної установки дозволяє реалізувати функціональні можливості віброобробки в пружному середовищі без вживання абразивних матеріалів. Дана обробка дозволяє об'єднати два процеси: вібростабілізацію і підвищення якості поверхневого шару.

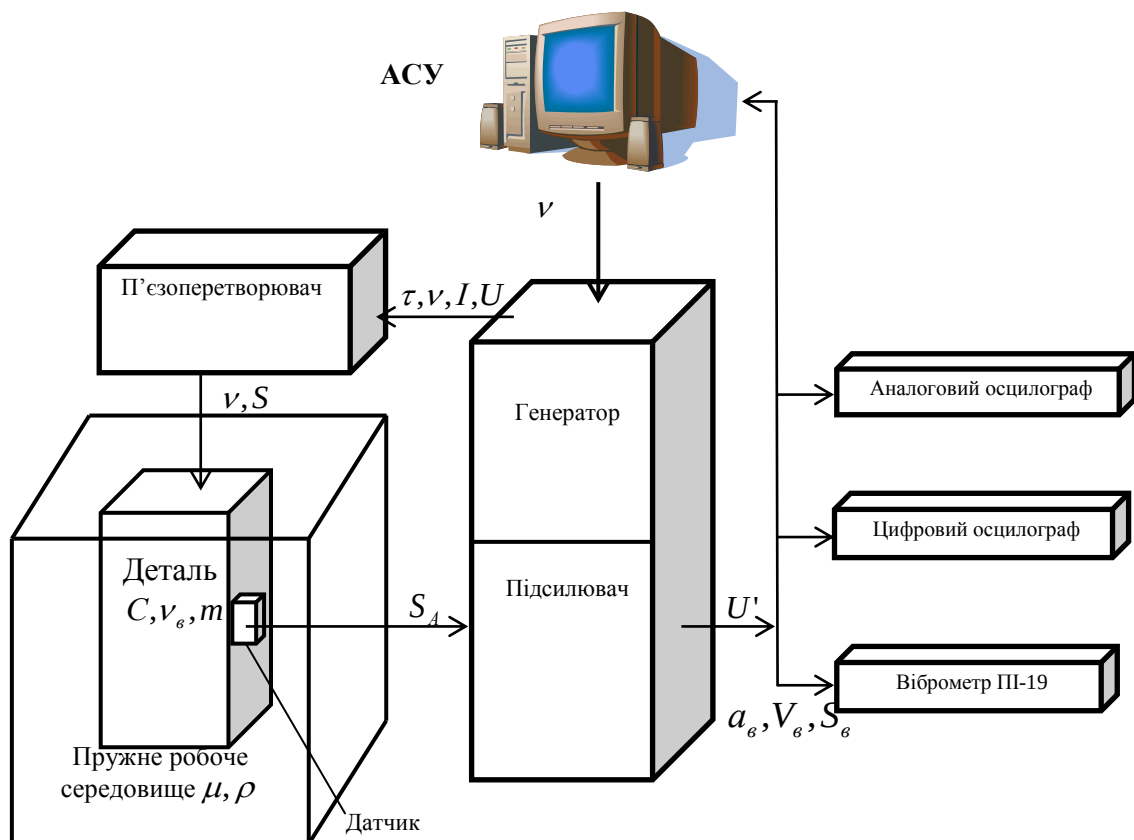


Рис. 1. Принципова схема вібраційної установки

Основні технологічні параметри обробки, що потребують вивчення, наступні: склад і в'язкість робочого середовища; амплітуда й частота коливань, що визначають енергію зіткнення атомів робочого середовища з оброблюваною поверхнею; тривалість процесу обробки. При точному збігу власної частоти й частоти вібрації деталь буде коливатися з найбільшою амплітудою. При цьому ззовні витрачається мінімум енергії на підтримку резонансу, а у середину системи надходить максимум з спрямованої енергії. Особливість методу полягає в тому, що робоче середовище легко набуває форми оброблюваної поверхні, що забезпечує відносну рівномірність обробки і можливість обробляти деталі складної форми.

Проведено експериментальне дослідження обробки пластин з технічного алюмінію АД00 ГОСТ 4784- 97 запропонованим методом (рис. 2). При цьому резонансна частота становила близько 3800 Гц. Встановлено, що:

- твердість поверхневого шару підвищилась від (72...76)НВ до (81...84)НВ (табл.1);
- шорсткість робочої поверхні зменшилася від (5,0...6,3)Ra до (3,15...4,0)Ra;
- структура поверхневого шару отримала зменшення розміру зерна (рис. 3);
- зменшилися остаточні напруги на робочій поверхні й в тілі деталі при зменшенні власної частоти коливань на (150...200) Гц.



Рис. 2. Обробка алюмінієвої пластини на експериментальній установці для ЗВОПС:
а) – вимірювання резонансних частот; б) обробка в індустріальному маслі

Таблиця 1. Результати вимірів поверхневої твердості для алюмінію після обробки, НВ

Середовище	Номер зразку	Час впливу резонансної частоти, хвилини			
		0	5	10	15
Масло індустріальне І-40	1	74,3	79	82	82
	2	75,6	80	84	83
	3	73,6	77	83	83
	4	72,9	76	82	84
Вода	5	75,8	78	81	83
	6	74,6	76	79	81
	7	74,5	77	80	82
	8	72,5	76	78	81
Вода з ПАР (поверхнево активними речовинами)	9	72,8	77	81	81
	10	73,6	78	82	80
	11	74,2	79	82	81
	12	75,6	79	83	82

Пари тертя вузлів автомобілів належать заміні або відновленню при дуже малих значеннях зносу (0,1...0,3 мм). Отже зносу піддаються дуже тонкий поверхневий шар. Немає необхідності в глибокому поверхневому зміцненні. При зношуванні пар тертя особливо в процесі приробки величезне значення має шорсткість, її форма, що після ЗВОПС не має гострих піків. ЗВОПС в резонансному режимі дозволяє підвищити якість тонких шарів поверхні з меншими енерговитратами. Завдяки коливальному процесу з малою амплітудою формується сприятливий

розподіл залишкової напруги і мікрорельєф поверхні. Шорсткість та кристалічна структура поверхні регулюється відповідними режимами обробки. Вживання ЗВОПС може дозволити: виключити операції термічної обробки та шліфування на фінішних етапах технологічного процесу; отримати робочу поверхню з поліпшеними трибологічними властивостями; поліпшити структуру металу обробленої поверхні.

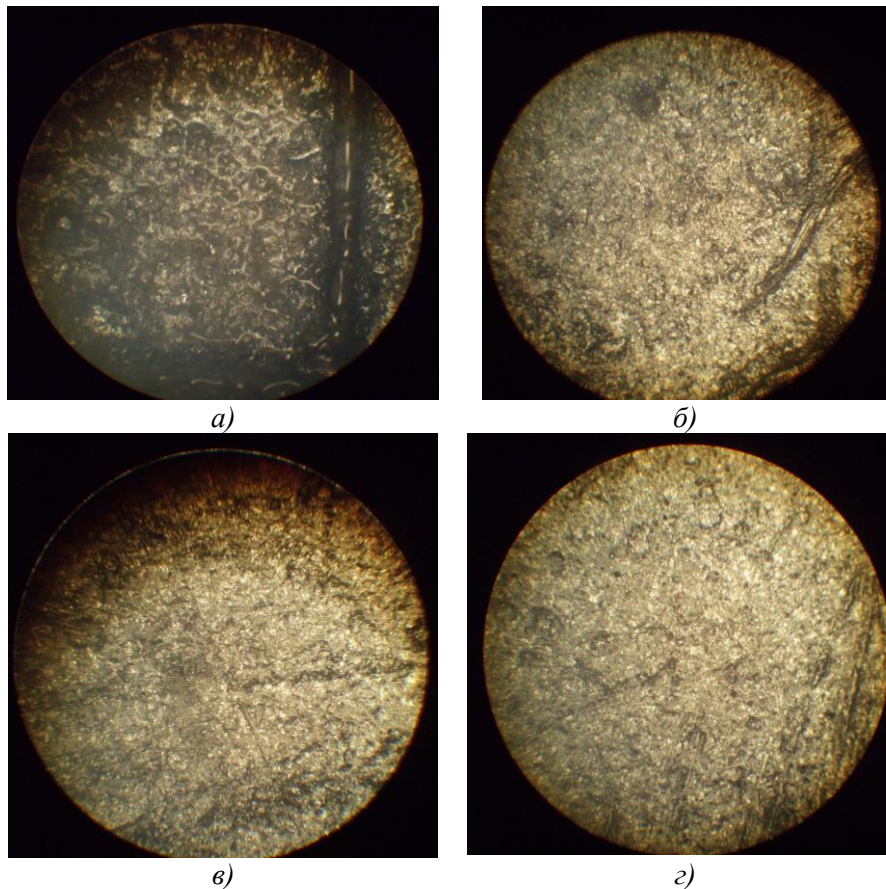


Рис. 3. Структура поверхневого шару деталі з алюмінію при ЗВОПС (збільшення 1:400): а) до обробки; б, в, г) після 5, 10, 15 хвилин обробки відповідно

Амплітудою переміщень можна керувати за допомогою геометрії концентратора, що входить до складу п'єзоперетворювача. Дослідження фізико-технічних особливостей ультразвукового концентратора проводилося з використанням апарату механіки суцільного середовища в тривимірній постановці. Для постановки завдання необхідно скласти замкнуту систему рівнянь, яка описує рух і стан суцільного середовища з врахуванням її фізико-механічних властивостей, зовнішніх силових чинників і дозволяє знайти всі функції, визначальний рух і стан середовища залежно від координат і часу.

У роботі моделюється тривимірний концентратор зсувів. При цьому розподіл маси по елементах вважається однорідним, а розмір елементів підбирається таким, аби хвиля, що поширюється, могла бути просторово дозволена. Спроектвана конструкція концентратора, що дозволила довести коефіцієнт збільшення амплітуди переміщень від 4 (конусоподібний) до 20.

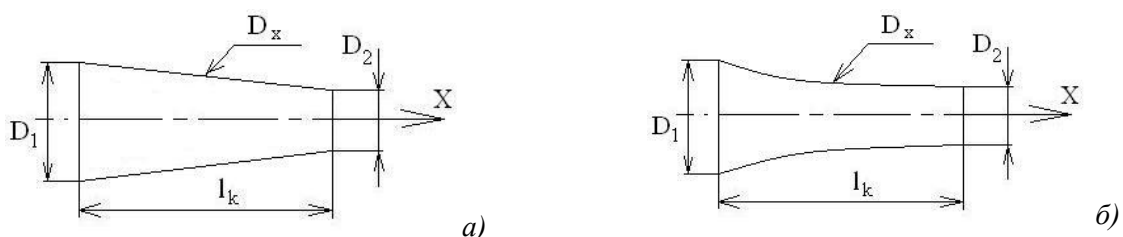


Рис. 4. Геометрія концентраторів: а) конусоподібний; б) радіальна й циліндрична ступені

Висновки. Проблема підвищення зносостійкості і ресурсу деталей вантажних автомобілів може бути вирішена за рахунок вживання іновативних, ресурсозберігаючих методів. Запропонований метод ЗВОПС, що використовує коливання зі звуковою частотою, що співпадають з власною частотою коливань деталі, забезпечуючи використання ефекту резонансу, є достатньо універсальним з точки зору технологічних можливостей і якості обробленої робочої поверхні тертя і заслуговує на впровадження в технологічні процеси виготовлення і ремонту деталей автомобілів. ЗВОПС дозволяє використовувати менш громіздке устаткування, не використовувати абразивні матеріали, досягати суттєвих результатів при мінімальних витратах енергії. При цьому підвищується зносостійкість поверхневих шарів деталей за рахунок зміни шорсткості, мікротвердості, фізико-механічних властивостей поверхневого шару, а власна частота коливань визначається моделюванням, або експериментальним шляхом. Для розвитку методу необхідне дослідження наукової бази процесу з метою вдосконалення устаткування і досягнення кращих експлуатаційних показників поверхневого шару. ЗВОПС може знайти вживання, як в основному, так і ремонтному виробництві автомобільних деталей схильних до підвищеного зносу.

1. *Карагодин В.И.* Ремонт автомобилей и двигателей: Учеб. для студ. проф. учеб. заведений/ *Карагодин В.И.; Митрохин В.П.* // – 2 – е изд. стер – М: Издательский центр, Академия: Мастерство, 2002. – 496 с.
2. *Одинцов Л.Г.* Упрочнение и отделка деталей поверхностным пластическим деформированием. Справочник / *Л.Г. Одинцов* // М.: Машиностроение, 1987. – 328 с.
3. *Маслов А.Р.* Перспективные высокие технологии: справочник / *А.Р. Маслов* // Инженерный журнал. –2008. – № 1. – С. 10-24.
4. *Суслов А.Г.* Качество поверхностного слоя деталей машин / *А.Г. Суслов* // М.: Машиностроение, 2000. - 320 с.
5. *Смелянский В. М.* Механика упрочнения деталей поверхностным пластическим деформированием / *Смелянский В. М.* – М.: Машиностроение, 2002. – 300 с.
6. *Кудашева И. О.* Совершенствование технологии изготовления прецизионных деталей «тело вращения» на основе применения ультразвукового упрочнения и поверхностно-активных веществ: дис. к.т.н.: 05.02.08 / *Кудашева Ирина Олеговна.* – Саратовский государственный технический университет. – Саратов, 2008. – 129 с.
7. *Самойлов П. И.* Технология поверхностно-пластической деформации с применением ультразвуковых процессов. Инженер: студенческий научно-технический журнал / *П. И. Самойлов, А. Н. Михайлов* // Донецк: ДонНТУ, 2007, № 8. – С. 80-83.
8. *Гаркунов Д.Н.* Триботехника (износ и безизносность). - М.: Изд-во МСХА, 2001. - 616 с.
9. *Палаев А.Г.* Технология, оборудование ультразвуковой упрочняюще-финишной обработки металлов и контроль качества / *А.Г. Палаев, А.И. Потапов, В.В. Максarov* // Металлообработка № 6(66) , 2011, – С. 38-41.
10. *Ковалевський С.В.* Технологічне забезпечення зносостійкості поверхневого шару деталей автомобілів при фінішній зміцнювальній віброобробці в пружному середовищі / *С.В. Ковалевський, С.А. Матвієнко, О. В. Лукічов* // Вісник Харківського національного технічного університету сільського господарства ім. Петра Василенка / Ресурсозберігаючі технології, матеріали та обладнання у ремонтному виробництві. - Харків : ХНТУСГ, 2012. – Вип. 122. – С. 122-127.
11. *Ковалевський С.В.* Аналіз стану проблеми реновації деталей автомобілів технологічними методами/ *С.В. Ковалевський, С.А. Матвієнко, О. В. Лукічов* // Вісник Житомирського державного технологічного університету. – Житомир: ЖДТУ, 2012. – Вип. №3 (62)-2012, т. 2. – С. 74-78.

Стаття надійшла до редакції 29.04.2013.

УДК 685.31

О.П. Козарь, О.Р. Мокроусова, Т.М. Віктор**ОЦЕНКА ПОКАЗАТЕЛЕЙ ФОРМОСТОЙКОСТИ ШКИР, МОДИФИКОВАННЫХ ОРГАНИЧНО-МИНЕРАЛЬНЫМИ КОМПОЗИЦИЯМИ**

Деталі взуття при формуванні та експлуатації зазнають зусилля, які направлені перпендикулярно до їх поверхні і розподіляються одночасно у багатьох напрямках. В даній статті представлено результати досліджень деформаційних властивостей натуральних шкір, модифікованих органічно-мінеральними композиціями, при їх випробовуванні на одноосний розтяг та продавлювання кулькою.

Ключові слова: взуття, натуральна шкіра, формостійкість, деформація, органічно-мінеральна композиція.

Табл. 2. Рис. 1. Літ. 5.

О.П. Козарь, О.Р. Мокроусова, Т.М. Виктор**ОЦЕНКА ПОКАЗАТЕЛЕЙ ФОРМОУСТОЙЧИВОСТИ КОЖ, МОДИФИЦИРОВАННЫХ ОРГАНИЧЕСКО-МИНЕРАЛЬНЫМИ КОМПОЗИЦИЯМИ**

Детали обуви при формировании и эксплуатации подвергаются усилиям, направленным перпендикулярно к их поверхности и распределяются одновременно во многих направлениях. В данной статье представлены результаты исследований деформационных свойств натуральных кож, модифицированных органическо-минеральными композициями, при их испытании на одноосный растяжение и продавливания шариком.

Ключевые слова: обувь, натуральная кожа, формоустойчивость, деформация, органическо-минеральная композиция.

O. Kozar, O. Mokrousov, T. Victor**EVALUATION OF FORMSTABILITY OF LEATHER, MODIFIED WITH ORGANIC-MINERAL COMPOSITION**

During formation and operation parts of the shoes are loaded perpendicular to the surface and simultaneously in many directions. This article presents the results of studies of deformation properties of leather, modified with organic-mineral compositions during their trial in the uniaxial tensile and punching ball.

Keywords: shoes, leather, shape stability, deformation, organic and mineral composition.

Підвищення споживчих вимог до якості взуття та висока конкуренція виробників ставлять перед фахівцями шкіряної та взуттєвої галузі проблеми пошуку та впровадження у виробництво нових матеріалів, ресурсозберігаючих технологій, методів підвищення експлуатаційних та естетичних властивостей виробу.

Розширення випуску натуральних шкір за новими технологіями створює певні перспективи для створення взуття з покращеними гігієнічними та експлуатаційними властивостями. Та вивчення властивостей вказаних шкір повинно пов'язуватись з особливостями проведення операцій по їх розкроюванні, формуванню та фіксації взуттєвих заготовок.

Відсутність відомостей про фізико-механічні властивості таких шкір (межа міцності, видовження при розриві, пластичність і рівномірність видовження у всіх топографічних ділянках) не дозволяють оптимізувати технологічні процеси розкроювання та формування, що і вказує на актуальність даного дослідження.

Постановка задачі. Найбільш важливими властивостями шкіряних матеріалів, які в значній мірі визначають якість виконання основних технологічних операцій виробництва взуття, від яких залежить зручність виробу і збереження форми в процесі експлуатації є деформаційні властивості.

Основна мета даної роботи є вивчення деформаційних властивостей та встановлення фізико-механічних характеристик нових шкіряних матеріалів для верху взуття, виготовлених з використанням органічно-мінеральних композицій.

Об'єкти та методи досліджень. Вивченню підлягали натуральні шкіри для верху взуття, модифіковані на стадії наповнювання-додублювання органічно-мінеральними композиціями (ОМК). В якості наповнювача замість дорого вартісного синтетичного полімерного матеріалу Tanikog FTG (3% від маси струганого напівфабрикату) використано модифіковані дисперсії природних мінералів – монтморилоніту (МДМ) та цеоліту (МДЦ) в кількостях 3 і 4% від маси струганого напівфабрикату відповідно. В якості порівняльного (контрольного) зразка використано натуральні шкіри для верху взуття, отримані за діючою технологією шкір заводу АТ «Чинбар» (м. Київ). Всі процеси та операції, що передують процесам наповнювання-додублювання та всі наступні проводились у відповідності до діючої на виробництві технології [2], що підтверджено відповідними актами виробничих випробувань та впроваджень.

Випробовування модифікованих шкір на одноосний розтяг та продавлювання кулькою проводились в Аналітично-дослідній випробовувальній лабораторії «Текстиль-ТЕСТ» Головного

науково-дослідного інститут метрології, сертифікації та управління якістю КНУТД у відповідності ГОСТів 938-11 та 938-16.

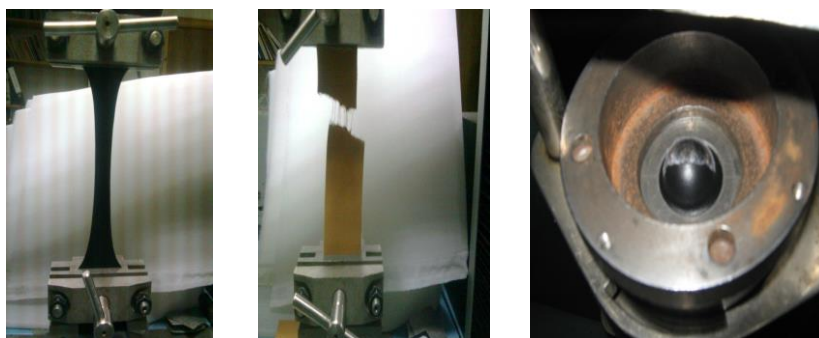


Рис. 1. Випробовування шкір, модифікованих ОМК, одноосним розтягом та продавлюванням кулькою

Результати досліджень. Механічні показники є одними з основних, що характеризують якість шкіряного матеріалу. Вони зумовлені здатністю шкіри чинити опір різним видам навантажень, а також її деформаційною здатністю. До найпоширеніших методів оцінки механічних показників відносять випробовування одноосним розтягуванням.

Для досліджень було сформовано 3 групи зразків. Кожна група включала по 10 зразків напівфабрикату, з яких 5 зразків розкрито у поздовжньому напрямі відносно хребтової лінії шкури, а 5 – в поперечному. Найбільш важливі результати, отримані при випробовуванні, математично оброблені: розраховано середнє квадратичне відхилення σ_b , коефіцієнт варіації V та точність випробування δ (табл.1).

Відомо, що комплекс фізико-механічних, в тому числі деформаційних, а також гігієнічних властивостей формуються на відповідних рівнях структури колагену В результаті досліджень встановлено, що фізико-механічні властивості шкіряного напівфабрикату формуються на мікрорівні колагенової структури і залежать від виду мінерального наповнювача. Зміни мікроструктури дерми в результаті мінерального наповнювання зумовлюють підвищену міцність, зменшують видовження дерми та пояснюють підвищену жорсткість (табл.1).

Таблиця 1. Показники формування структури та експлуатаційних властивостей шкіри

Показник	Напівфабрикат		
	Наповнений модифікованою дисперсією монтмориленіту	Наповнений модифікованою дисперсією цеоліту	Контроль (наповнений Tanikor FTG)
Розривне навантаження, Н	487	428	396
Межа міцності при розриві, МПа	29 $\sigma_b = 3,16$ $V = 13\%$ $\delta = 1,58$	27 $\sigma_b = 3,12$ $V = 13\%$ $\delta = 1,56$	26 $\sigma_b = 2,49$ $V = 13\%$ $\delta = 1,24$
Абсолютне видовження, мм: - при 10 МПа	13,3 $\sigma_b = 2,08$ $V = 15\%$ $\delta = 1,04$	12,3 $\sigma_b = 4,27$ $V = 29\%$ $\delta = 2,13$	15,3 $\sigma_b = 0,82$ $V = 5\%$ $\delta = 0,41$
- розриві	27,75 $\sigma_b = 1,89$ $V = 7\%$	27,75 $\sigma_b = 5,06$ $V = 18\%$	29,25 $\sigma_b = 0,96$ $V = 3\%$
Умовний модуль пружності, МПа	34,4	32,8	32,3
Жорсткість, Н	468	492	484
Гігроскопічність, %	10,25	9,93	8,09
Вологовіддача, %	8,24	9,03	7,55

Результати встановлених фізико-механічних характеристик свідчать, що розривне навантаження та межа міцності при розриві шкір з мінеральним наповненням дещо вищі за контрольні шкіри, та спостерігається тенденція незначного зниження абсолютних та відносних видовжень при 10 МПа та розриві.

При цьому, характерною особливістю застосування модифікованих дисперсій цеоліту для мінерального наповнювання шкіряного напівфабрикату є ущільнення макропористої структури, частинки мінералу заповнюють проміжки між структурними елементами дерми, що ефективно наповнює периферійні ділянки, збільшує товщину готових шкір, але незначно зменшує вихід по площі, надає підвищеної жорсткості, межі міцності та зменшеного видовження. Такі ефекти від введення в структуру дерми можуть бути позитивно використані під час виготовлення шкір підвищеної міцності, щільності, наприклад, при виготовленні підошовних шкір та шкір для взуття спеціального призначення.

В процесі виробництва взуття плоским деталям заготовки верху надається просторова форма. При формуванні заготовки верху проходить правильна установка її на колодці, основна деформація матеріалу і щільне облягання колодки. Формування заготовки є одним із основних етапів виробництва взуття, від правильного виконання якого залежить зовнішній вигляд і формостійкість взуття при експлуатації.

При сучасному способі формування взуття на обтягувально-затягувальних машинах одночасне розтягування практично відсутнє, тому розроблено метод випробовування сферичним розтягуванням. Окрім того, шкіра як у процесі технологічної обробки, так і в процесі виготовлення із неї виробів та їх експлуатації піддається значним деформаціям стиснення.

Об'єктивну інформацію про формувальні властивості шкіри при затягуванні на колодку можна отримати при дослідженні деформації заготовки при продавлюванні кулькою, оскільки воно найбільш наближене до процесу формоутворення взуття.

Показники деформаційних властивостей при випробуванні продавлювання кулькою представлені в таблиці 2.

Результати випробувань свідчать підвищення показників деформаційних властивостей в результаті їх модифікації модифікованими мінеральними композиціями, що в черговий раз вказує на позитивну роль мінералів у формуванні структури шкіри.

Таблиця 2. Показники деформаційних властивостей шкір, наповнених ОМК, при прориві кулькою

Назва шкіряного напівфабрикату	Навантаження, Н	Видовження, мм	Опір, Н/мм
Наповнений модифікованою дисперсією монтморилоніту	1983	18	1566,9
Наповнений модифікованою дисперсією цеоліту	1630	15	1321,1
Контроль (наповнений Tanikog FTG)	1448	11	966

Спостерігається підвищення показників навантаження та видовження при розриві кулькою у порівнянні з контрольним зразком. При цьому, модифікація шкіряного напівфабрикату дисперсією монтморилоніту підвищує опір при прориві кулькою на 62,2%, а дисперсією цеоліту – 36,7%

Висновки. В результаті проведених досліджень встановлено наступне: досліджувані шкіри мають підвищені гігієнічні, фізико-механічні та пружно-пластичні показники; модифіковані експериментальні шкіри визначаються високою щільністю і, відповідно, дещо вищою жорсткістю та міцністю, при цьому зменшується показник видовження; отримані ефекти від введення в структуру дерми мінеральних наповнювачів монтморилоніту та цеоліту можуть бути позитивно використані під час виготовлення шкір підвищеної міцності та щільності, наприклад для виготовлення деталей верху спеціального взуття.

1. Щербakov В.В., Рухадзе Г.К., Калита А.Н., Полищук В.А. Формоустойчивость систем материалов для верха обуви // Кожевенно-обувная промышленность, – 1989, – №12, – с.19.
2. Журавський В.А., Касьян Е.С., Данилович А.Г. Технологія шкіри та хутра: Підр. –К.: ДАЛПУ, 1996. – 744 с.
3. «Технологічна методика виробництва хромових шкір різноманітного асортименту для верху та підкладки взуття, галантерейних виробів із шкір ВРХ та кінських» АТ «Чинбар» м. Київ, затверджена 22.09.2011р.
4. ГОСТ 938.11. «Кожа. Метод испытания на растяжение».
5. ГОСТ 938.16 «Метод определения кожи и лицевого слоя при продавливании шариком».

Стаття надійшла до редакції 27.04.2013.

М.О. Красовський, В.О. Лавренко

ЕЛЕКТРОХІМІЧНА КОРОЗІЯ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ СИСТЕМ Al–Zn–Mg–Cu, МІКРОЛЕГОВАНИХ Sc, Zr, Cr, Mn, В ВОДНИХ РОЗЧИНАХ NaCl

Досліджено особливості електрохімічної корозії деформівних алюмінієвих сплавів системи Al–Zn–Mg–Cu, мікролегованих Sc, Zr, Cr, Mn, у розчинах NaCl. Встановлено неоднозначний вплив скандію на корозійні властивості сплавів системи Al–Zn–Mg–Cu. Розчинений в матриці скандій знижує щільність струму пасивації і, таким чином, сприяє підвищенню опору корозії, а при термомеханічній обробці формуються крупні зерна фази $Al_3Sc_xZr_{1-x}$, яка знижує потенціал пітингоутворення, що обумовлює зменшення стійкості опору корозії.

Ключові слова: електрохімічна корозія, розчин NaCl, деформівні та ливарні алюмінієві сплави, мікролегування, Sc, Zr, Cr, Mn.

Рис. 3. Літ. 7.

М.А. Красовский, В.А. Лавренко

ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ КОРРОЗИЯ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМ Al–Zn–Mg–Cu и Al–Mg–Si, МИКРОЛЕГИРОВАННЫХ Sc, Zr, Cr, Mn, В ВОДНЫХ РАСТВОРАХ NaCl

Исследованы особенности электрохимической коррозии деформируемых алюминиевых сплавов системы Al–Zn–Mg–Cu в растворах хлорида натрия. Установлено двойственное влияние Sc на коррозионные свойства сплавов системы Al–Zn–Mg–Cu. Растворенный в матрице скандий снижает плотность тока пассивации и, таким образом, вызывает повышение сопротивления коррозии, а при термомеханической обработке образуются крупные зерна фазы $Al_3Sc_xZr_{1-x}$, которая снижает потенциал питтингообразования, что снижает устойчивость к коррозионному сопротивлению.

Ключевые слова: электрохимическая коррозия, раствор NaCl, деформируемые алюминиевые сплавы, микролегирующие, Sc, Zr, Cr, Mn.

M. Krasovskyi, V. Lavrenko

ELECTROCHEMICAL CORROSION OF ALUMINUM ALLOYS OF SYSTEMS Al–Zn–Mg–Cu MICROALLOYED Sc, Zr, Cr, Mn, IN WATER SOLUTION OF NaCl

It has been established that scandium influences the corrosion properties of Al–Zn–Mg–Cu alloys in two ways. Scandium solved in the matrix lowers passivation current density and, thus, causes the corrosion resistance to rise.

Keywords: Electrochemical corrosion, solutions of NaCl, microcapillary technique, wrought aluminum alloys, microalloying by Sc, Zr, Cr, Mn.

Постановка проблеми. Механізми процесів електрохімічного окиснення алюмінієвих сплавів мають як наукове, так і прикладне значення, оскільки лежать в основі методів боротьби з процесами корозії, що спостерігаються при їх довготривалому застосуванні в якості сучасних конструкційних матеріалів, зокрема, в суднобудуванні та авіабудуванні. Широке використання високоміцних деформівних алюмінієвих сплавів системи Al–Zn–Mg–Cu в авіабудуванні, беручи до уваги їхній контакт з киснем повітря та парами морської води, робить актуальним вивчення корозійного руйнування цих сплавів під дією невисокої анодної поляризації з погляду мікроструктури.

Недостатньо вивчені особливості електрохімічної корозії та морфології корозійного руйнування в розчинах NaCl та Na_2SO_4 інтерметалідних фаз та матриці деформівних алюмінієвих сплавів системи Al–Zn–Mg–Cu, легуваних Sc, Zr, Cr та Mn [1]. Робота є актуальною оскільки розглянуті сплави є сучасними високоміцними конструкційними матеріалами нового покоління [2]. Легування скандієм дозволило різко подрібнити зерно цих сплавів і відкрити напрямки щодо вирішення питання зростання їх міцності, проте відсутність всебічних корозійних досліджень цих сплавів, за наявності легування Sc, Zr, Cr та Mn різної концентрації, стримує їх широке впровадження в суднобудуванні та авіабудуванні [2-7].

Мета дослідження. Встановлення механізмів та кінетики електрохімічної корозії та морфології корозійного руйнування в водних розчинах NaCl нових деформівних сплавів системи Al–Zn–Mg–Cu, легуваних Sc, Zr, Cr, Mn в різних комбінаціях.

У роботі досліджено сплав 1, до складу якого входять 7,65 мас.% Zn, 2,46 мас.% Mg, 1,70 мас.% Cu, 0,16 мас.% Mn, 0,17 мас.% Cr, 0,005 мас.% Ti, 0,121 мас.% Zr, 0,082 мас.% Si та 0,120 мас.% Fe, решта – алюміній, а також сплав 2, який містить 6,46 мас.% Zn, 2,37 мас.% Mg, 1,71 мас.% Cu, 0,002 мас.% Mn, 0,002 мас.% Cr, 0,006 мас.% Ti, 0,131 мас.% Zr, 0,007 мас.% Sc, 0,091 мас.% Si та 0,097 мас.% Fe, решта – алюміній. Основною відмінністю у хімічному складі цих високоміцних алюмінієвих сплавів є те, що до складу сплаву №1 входить по 0,17 % (мас.) хрому та

мангану, на відміну від сплаву №2, який цих легуючих елементів не містить. Вміст кремнію та заліза знаходиться на рівні $\sim 0,1$ % (мас.) кожного, тоді як концентрація цирконію становить близько 0,12 % (мас.). Сплави № 1 та № 2 містять 1,7 % (мас.) міді, близько 2,5 % (мас.) магнію і також 7,65 та 7,79 % (мас.) цинку, відповідно. Окрім того, також проводилося додаткове легування сплаву № 2 скандієм на рівні 0,25 ... 0,26 % (мас.).

Сплави системи Al–Zn–Mg–Cu було піддано трьом режимам термообробки (ТО): Т1 (гартування з 738 К, старіння при 393 К протягом 24 год.) – ТО на найвищу міцність сплаву; Т3 (гартування з 738 К, старіння при 393 К протягом 3 год. та при 433 К протягом 3 год.) – антикорозійна ТО: хоча дещо знижує міцність, проте досягається вища корозійна стійкість сплаву; Т4 являє собою гартування з 738 К і природне старіння (при кімнатній температурі) протягом місяця.

Результати дослідження. Потенціодинамічні дослідження у присутності кисню повітря проводилися на семи модифікаціях сплавів систем Al–Zn–Mg–Cu, мікролегованих Sc, Cr, Mn. Сплави попередньо були піддані термообробці за трьома різними режимами- для того, щоб виявити стійкість до електрохімічної корозії цих сплавів, коли вплив оточуючого середовища помітно відрізняється.

На рис.1 наведено анодні поляризаційні криві модифікацій сплаву 1, що знаходяться у термообробленому стані Т1, які отримано в 0,1 М розчині Na_2SO_4 (рис.1 а), що не викликають пітингову корозію. На кривих видно досягнення струму пасивації і пробій не спостерігається. Для цього випадку показано залежність густини струму від потенціалу при розгортанні останнього як в анодному, так і катодному напрямках. Так, у розчині 0,1 М Na_2SO_4 + 0,010 М NaCl потенціал пробою сплаву 1-Т1 становить $-0,78$ В відносно ртутно-сульфатного електроду порівняння, потенціал пробою сплаву 1 + 0,25 мас.% Sc (модифікація 1В-Т1) складає $-0,74$ В; струм пасивації, котрий відповідає цим потенціалам, дорівнює $\sim 10^{-6}$ А/см²; стаціонарний потенціал сплаву 1 $-0,83$ В, а стаціонарний потенціал сплаву 1 + 0,25 мас.% Sc $-0,94$ В (на рисунку 3.1 відповідні криві не показано).

На поляризаційних кривих (рис. 1б) при потенціалі приблизно $-0,6$ В, незважаючи на присутність Cl^- іонів, спостерігається раптове зростання густини струму за рахунок активації міжкристалітної корозії, що підтверджується мікроструктурними дослідженнями.

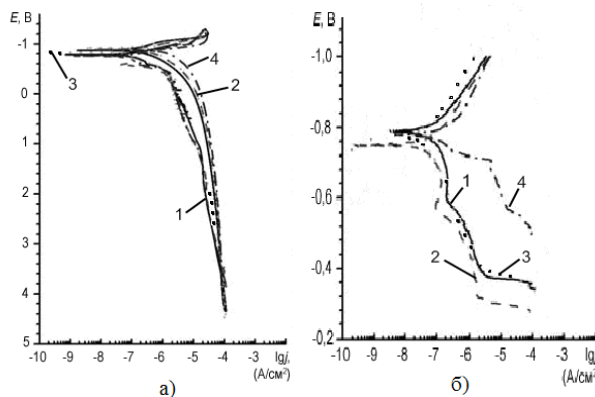


Рис. 1. Поляризаційні криві модифікацій сплаву 1 у термообробленому стані Т1, які отримано у 0,1 М розчині Na_2SO_4 (а) та у розчині 0,1 М Na_2SO_4 + 0,002 М NaCl (б): 1 (суцільна лінія) – сплав 1, 2 (штрихова лінія) – сплав 1 + 0,128 мас.% Sc + 0,146 мас.% Mn + мас.% 0,159 Cr, 3 (пунктирна лінія) – сплав 1 + 0,25 мас.% Sc + 0,152 мас.% Mn + 0,147 мас.% Cr, 4 (штрих-пунктирна лінія) – сплав 1 + 0,144 мас.% Sc + 0,010 мас.% Mn + 0,011 мас.% Cr

Починаючи з цього потенціалу розчиняються виділення η -фази (MgZn_2) по границях зерен, та області, прилеглі до границь зерен. Показано, що концентрація іонів Cl^- сильно впливає на положення потенціалу пробою. При малих концентраціях іонів Cl^- можна легко відокремити стаціонарний потенціал від потенціалу пробою.

Режим попередньої термообробки алюмінієвих сплавів системи Al–Zn–Mg–Cu суттєво впливає на їх корозійні властивості, особливо на η -фазу (MgZn_2).

З результатів потенціодинамічних досліджень сплавів системи Al–Zn–Mg–Cu, мікролегованих скандієм, за присутності кисню повітря було встановлено наступне: із збільшенням концентрації Sc до 0,128 мас.% потенціал пітингоутворення зсувається в анодну

область, підвищуючи стійкість до корозії. Причому густина струму в пасивній області також знижується. З подальшим збільшенням концентрації Sc до 0,25 мас.% відбувається зниження потенціалу пітингоутворення, що пов'язано із виділенням із твердого розчину α -Al кристалів первинної фази $\text{Al}_3\text{Sc}_x\text{Zr}_{1-x}$. Стійкість до пітингової корозії сплавів системи Al-Zn-Mg-Cu із слідами Mn та Cr (сплав 2) навіть у присутності Sc ще нижча (рис.1, крива 4). Отже Sc має позитивний вплив на стійкість до пітингоутворення лише знаходячись у твердому розчині (в концентраціях не більше $\sim 0,13$ мас.%) за наявності в сплаві Cr та Mn.

В роботі встановлено, що, перебуваючи у твердому розчині, хром та манган покращують корозійні властивості сплаву, а входячи до складу інтерметалідних фаз, особливо тих, що містять залізо, обидва ці елементи погіршують опір корозії.

З потенціодинамічних поляризаційних кривих, наведених на рис.2, видно, що у 0,1 М розчині Na_2SO_4 , особливо при додаванні до нього 0,002 моль/л іонів Cl^- при потенціалі $-0,6$ В спостерігається пробій, тобто густина струму раптово підвищується більш, ніж на порядок, відносно пасивного стану. З наведених результатів потенціодинамічних досліджень сплавів системи Al-Zn-Mg-Cu, мікролегованих скандієм у присутності кисню повітря, помітна чітка залежність потенціалу пробою, або пітингової корозії, від концентрації скандію.

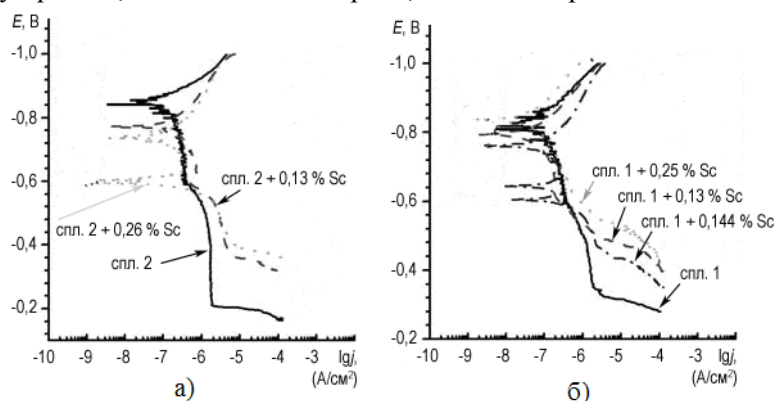


Рис. 2. Поляризаційні криві модифікацій сплавів 1 та 2, які знаходяться у термообробленому стані Т3, зняті у розчині 0,1 М Na_2SO_4 + 0,002 М NaCl

Із збільшенням вмісту скандію потенціал пітингової корозії зсувається у катодну область, що означає швидше настання пітингової корозії. Чітко проявляється відмінність морфології корозійного ураження після поляризації у розчині 0,1 М Na_2SO_4 + 0,01 М NaCl. У випадку сплаву 2 кородує тільки матриця навколо інтерметалідних фаз, тоді як на сплаві 1 спостерігається неоднорідна картина уражень (рис. 3). Поряд із слабким руйнуванням оточуючої інтерметалідної фази матриці місцями зустрічаються глибокі пітинги.

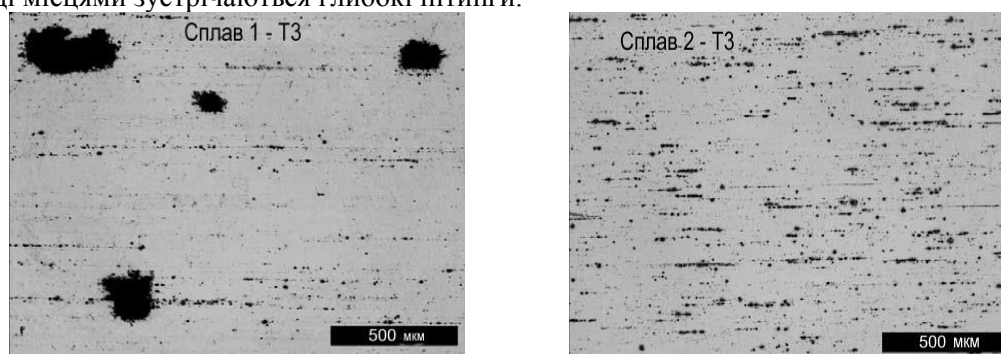


Рис. 3. Морфологія корозійного руйнування сплавів 1-Т3 та 2-Т3, окиснених у розчині 0,1 М Na_2SO_4 + 0,01 М NaCl при поляризації зі швидкістю розгортання потенціалу 1 мВ/с

Вплив скандію на потенціал пробою помітний не тільки при низьких концентраціях іонів Cl^- ; він чітко проявляється також в 1 М розчині NaCl.

З проведених досліджень випливає, що пробій скандіймістких модифікацій відбувається раніше, ніж пробій модифікацій, які не містять скандій. До того ж, скандіймісткі модифікації, термооброблені за режимом Т1, характеризуються подальшим пробоем якраз перед закінченням поляризації.

З рис. 4 випливає, що пробіи скандіймістких модифікацій відбувається раніше, ніж пробіи модифікацій, які не містять скандію.

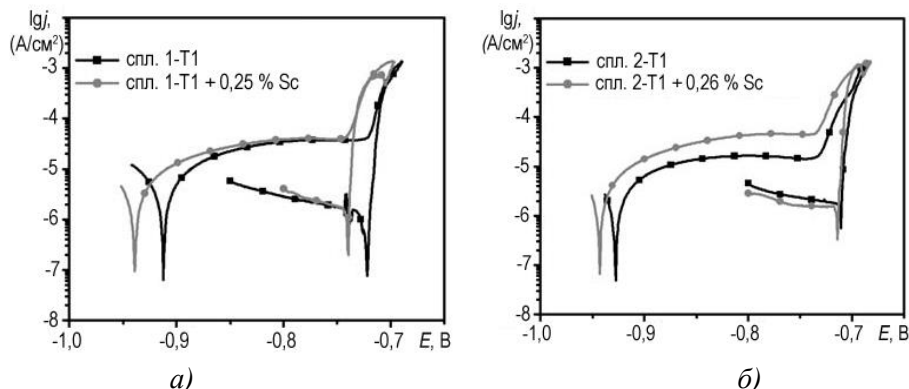


Рис. 4. Циклічні поляризаційні криві сплавів 1-T1 (а) та 2-T1 (б) з високим вмістом скандію та без такого, зняті в 1 М розчині NaCl, через який попередньо було продуто повітря; швидкість розгортки потенціалу – 1 мВ/с

До того ж, скандіймісткі модифікації, термооброблені за режимом T1, характеризуються подальшим пробоем якраз перед закінченням поляризації.

Скандій двояко впливає на корозійні властивості сплавів системи Al-Zn-Mg-Cu. Розчинений у матриці скандій знижує густину струму пасивації й у такий спосіб спричиняє підвищення опору корозії. Однак, в процесі термомеханічної обробки утворюються крупні зерна фази $Al_3Sc_xZr_{1-x}$, яка знижує потенціал пітингоутворення й внаслідок цього сприяє корозійному руйнуванню.

Перебуваючи у твердому розчині, хром та манган покращують корозійні властивості, а входячи до складу інтерметалідних фаз, особливо тих, що містять залізо, обидва ці елементи погіршують опір корозії.

На жаль, немає однотипної картини впливу хрому та мангану на характеристичні величини поляризаційної кривої. При малих концентраціях іонів Cl^- обидва елементи зсувають потенціал пітингоутворення в анодний бік, у той час як при високих концентраціях іонів Cl^- не можна встановити будь-якого впливу.

Висновки. Виявлено рівномірне утворення зародків пітингів на кристалітах фази Al_7Cu_2Fe в сплавах системи Al-Zn-Mg-Cu, які не містять хром та манган. За присутності хрому та мангану спостерігається утворення окремих пітингів, при цьому руйнування благородної інтерметалідної фази Al_7Cu_2Fe не спостерігається.

В залежності від характеру розподілу у фазових складових сплавів системи Al-Zn-Mg-Cu скандій за присутності Cr та Mn може підвищувати або знижувати корозійний опір в хлоридвмісних розчинах. В концентраціях до 0,13%мас. Sc, розчиняючись в матриці сплаву, знижує густину струму пасивації та сприяє зсуву потенціалу пітингоутворення в анодну сторону. В концентраціях від 0,13%мас. до 0,25%мас. Sc, будучи зв'язаним в інтерметалідну фазу

$Al_3Sc_xZr_{1-x}$, сприяє зниженню стійкості до пітингової корозії за рахунок зсуву потенціалу пітингоутворення в катодний бік.

1. Ганиев И.Н. Коррозия алюминиевых сплавов с кальцием, стронцием и барием в морской воде / Ганиев И.Н., Красноярский В. В., Жукова Т.И. // Журнал прикладной химии. – 1995. – Т. 68. – № 7. – С. 1146-1149.
2. Milman Y.V. 'Sc-Effect' of Improving Mechanical Properties in Aluminium Alloys / Y.V. Milman, D.V. Lotsko, O.I. Sirko // Materials Science Forum. – 2000. – V. 331-337. – P. 107-1112.
3. Захаров В.В. Алюминиевый высокопрочный свариваемый коррозионно-стойкий сплав для несущих строительных конструкций / В.В. Захаров, Т.Д. Ростова, И.А. Фисенко // Металловедение и термическая обработка металлов. — 2005. – № 8. – С. 30-35.
4. Соколовская Е.М. Взаимодействие алюминия с хромом и скандием / Е.М. Соколовская, Е.Ф. Казакова, Е.И. Подьякова // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1989. – № 11. – С. 29-31.
5. Røyset J. Scandium in aluminium alloys / J. Røyset, N. Ryum // International Materials Reviews. – 2005. – Vol. 50. – P. 19-44.
6. Davydov V.G. Scientific principles of making an alloying addition of scandium to aluminium alloys / V.G. Davydov, T.D. Rostova, V.V. Zakharov, Y.A. Filatov, V.I. Yelagin // Materials Science and Engineering. – 2000. – Issue A280. – P. 30-36.
7. Røset J. The Effect of Sc on the Recrystallisation Resistance and Hardness of an Extruded and Subsequently Cold Rolled Al-Mn-Mg-Zr Alloy / J. Røset, Y.W. Riddle // Materials Forum. – 2004. – Vol. 28. – P. 1210-1215.

Стаття надійшла до редакції 27.04.2013.

В.А. Кривень, А.Р. Бойко, О.Б. Гнатюк

ПЛАСТИЧНЕ ВІДШАРОВУВАННЯ ЖОРСТКОГО ВКЛЮЧЕННЯ, ОБМЕЖЕНОГО ЦИЛІНДРИЧНИМИ ПОВЕРХНЯМИ, ПІД ЗСУВНИМ НАВАНТАЖЕННЯМ

Досліджено квазістатичне пластичне відшаровування жорсткого тунельного включення, обмеженого з боків двома циліндричними поверхнями. Деформація зумовлена зсувним навантаженням, прикладеним на нескінченності. Знайдено аналітичний розв'язок задачі, визначено напружено-деформівний стан, досліджено розвиток смуг пластичного відшаровування.

Ключові слова: жорстке включення, міжфазне відшарування, конформне відображення, задача Келдіша-Седова, пластичні смуги

Форм. 54. Рис.4. Літ. 10.

В.А. Крывень, А.Р. Бойко, О.Б. Гнатюк

ПЛАСТИЧЕСКОЕ ОТСЛАИВАНИЕ ЖЕСТКОГО ВКЛЮЧЕНИЯ, ОГРАНИЧЕННОГО ЦИЛИНДРИЧЕСКИМИ ПОВЕРХНОСТЯМИ, ПРИ СДВИГОВОЙ НАГРУЗКЕ.

Исследовано квазистатическое пластическое отслаивание жесткого включения, ограниченного двумя цилиндрическими поверхностями. Деформация обусловлена сдвиговой нагрузкой, приложенной на бесконечности. Найдено аналитическое решение задачи, определено напряженно-деформированное состояние, исследовано развитие полос пластического отслаивания.

Ключевые слова: жесткое включение, междуфазное отслаивание, конформное отображение, задача Келдыша-Седова, пластические полосы.

V. Kryven, A. Boyko, O. Gnatyuk

THE PLASTIC EXFOLIATION OF RIGID INCLUSION LIMITED BY CYLINDRICAL SURFACES UNDER A SHEAR LOAD

The quasi-static plastic exfoliation of rigid tunnel inclusion bounded on each side by two cylindrical surfaces was studied. Deformation due to shear load applied at infinity. The analytical solution of the problem was obtained, the stress-strain state was defined, the development of plastic bands exfoliation was investigated.

Key word: rigid inclusions, plastic exfoliation, conformal mapping, Keldich-Siedov problem, plasticity bands.

Постановка проблеми. Дослідження напружено-деформованого стану тіл з включенням представляють значний інтерес для теорії міцності композитів і армованих матеріалів та прогнозування і оптимізації їх деформаційних характеристик. Для лінійно-пружних тіл ця проблема вивчалася у багатьох працях [1], [2].

Сучасні дослідження розвитку пластичних зон в тілах з концентраторами напружень виконані переважно чисельними методами [3], [4]. Побудова найбільш бажаних для наукових досліджень аналітичних розв'язків таких задач якраз і є дуже складною, особливо для включень складної форми. Невирішеними залишаються практично важливі задачі міжфазного пластичного розшарування [5], що можуть призводити до втрати міцності чи функціональних характеристик механічної конструкції.

Метою даного дослідження є вивчення розвитку міжфазного пластичного розшарування жорсткого включення складної форми за наявності кутових точок на його поверхні чисельно-аналітичним методом.

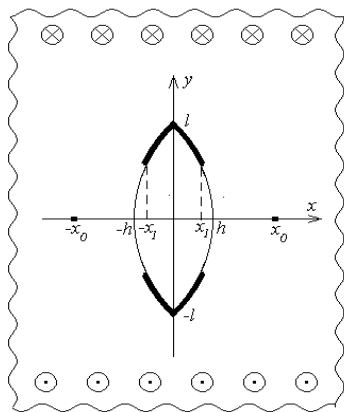


Рис. 1. Поперечний переріз тіла

Постановка задачі. Дослідимо напружено-деформівний стан ідеально пружно-пластичного необмеженого тіла, що містить абсолютно жорстке включення:

$$x_0 - \sqrt{R^2 - y^2} \leq x \leq -x_0 + \sqrt{R^2 - y^2}, -l \leq y \leq l = 0,$$

$$-\infty < z < +\infty.$$
 Радіус R поверхонь, що його обмежують, і кут α при вершинах включення зв'язані з висотою включення співвідношенням $R = l \sec \frac{\alpha}{2}$. Максимальна ширина включення дорівнює $2h$, $h = 2R \sin^2 \frac{\alpha}{4}$. Центр поверхонь знаходиться в точках прикладеними у нескінченно віддаленій точці

$x_0 = \pm l \operatorname{ctg} \frac{\alpha}{2}$. Деформування спричинено зусиллями $\tau_{xz} = 0$; $\tau_{yz} = \tau_\infty$ (Рис. 1). Матеріал тіла ідеально пружно-пластичний із зсувною границею текучості рівною k . Задача полягає у визначенні напружено-деформівного стану тіла та закону розвитку пластичних смуг під впливом квазістатично зростаючого навантаження.

Формалізація і розв'язок задачі. Внаслідок концентрації напружень в околі вершин включень розвиваються пластичні зони, які ми вважатимемо локалізованими на межі включення середовища у смугах $(x \pm x_0)^2 + y^2 = R^2$, $|x| \leq x_1$, $\pm x_1$ - залежні від рівня навантаження абсциси кінців смуг. Пластичні деформації призводять до порушення механічного зв'язку матриці із середовищем з виникненням між ними тангенціального розриву переміщення (пластичне відшаровування).

Дослідимо напружено-деформівний стан тіла поза включенням у другому квадранті (область $D = \{(x, y) | x < 0, y > 0, (x - x_0)^2 + y^2 > R^2\}$).

Поставимо крайову задачу у напруженнях в області D :

$$\begin{aligned} \tau_{xz}(x, 0) &= 0, \quad -\infty < x < -h; \\ \tau_{yz}(x, y) &= 0, \quad (-h < x < x_1, (x - x_0)^2 + y^2 = R^2); \\ \tau_{xz}^2(x, y) + \tau_{yz}^2(x, y) &= k^2, \quad (-x_1 < x < 0, (x - x_0)^2 + y^2 = R^2); \\ \tau_{xz}(0, y) &= 0, \quad (l < y < +\infty); \\ \lim_{\sqrt{x^2+y^2} \rightarrow \infty} \tau_{xz}(x, y) &= 0; \quad \lim_{\sqrt{x^2+y^2} \rightarrow \infty} \tau_{yz}(x, y) = \tau_\infty; \end{aligned} \quad (1)$$

де $\vec{n}$ - одиничний тангенціальний вектор на межі включення середовища.

Умови (1) послідовно виражають: непарність переміщення відносно осі абсцис; відсутність переміщення на пластично-невідшарованих ділянках поверхні включення, умову пластичності на частині відшарованої поверхні включення, парність переміщення відносно осі ординат та спосіб і величину навантаження.

Додатково повинна виконуватися умова:

$$\tau_{xz}^2(x, y) + \tau_{yz}^2(x, y) = k^2, \quad (x \notin [0; h], (x - x_0)^2 + y^2 = R^2), \quad (2)$$

котра гарантує, що пластичний стан не досягається ніде поза смугами.

Складена із компонент напружень функція $\tau(\zeta) = \tau_{yz}(x, y) + i\tau_{xz}(x, y)$, $\zeta = x + iy$ є аналітичною та однолистою в області D і конформно відображає її на область G комплексної площини τ (Рис. 2).

Стосовно функції $\tau(\zeta)$ крайова задача (1) набуває такого вигляду:

$$\begin{aligned} \operatorname{Im} \tau(\zeta) &= 0, \quad (\zeta = x, -\infty < x < -h); \\ \operatorname{Im} \tau(\zeta) d\zeta &= 0, \quad (\zeta \in BC); \\ |\tau(\zeta)| &= k, \quad (\zeta \in CD); \\ \operatorname{Im} \tau(\zeta) &= 0, \quad (\zeta = iy, l < y < +\infty); \\ \lim_{\zeta \rightarrow \infty} \tau(\zeta) &= \tau_\infty. \end{aligned} \quad (3)$$

Для розв'язання задачі (3) застосуємо конформні відображення [6-8].

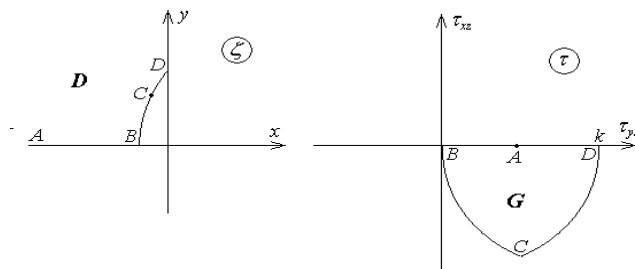


Рис. 2. Области у площинах ζ і τ .

Зауважимо, що оскільки ділянка BC границі області G , відповідна невідшарованій частині поверхні вклучення, апіорі невідома, неможливо знайти функцію $\tau(\zeta)$ безпосередньою побудовою відображення.

Для розв'язання задачі (3) застосуємо конформні відображення [6-8].

Зауважимо, що оскільки ділянка BC границі області G , відповідна невідшарованій частині поверхні вклучення, апіорі невідома, неможливо знайти функцію $\tau(\zeta)$ безпосередньою побудовою відображення.

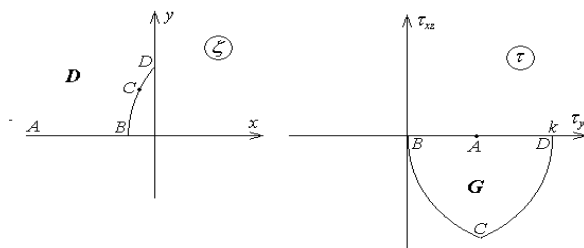


Рис. 2. Області у площинах ζ і τ

Уведемо площину допоміжного комплексного параметра t так аби її верхня частина $H = \{t \mid \operatorname{Im} t > 0\}$ конформно відображалася на область D (Рис. 3) і шукатимемо розв'язок крайової задачі (3) у параметричному вигляді:

$$\tau = \tau(t), \zeta = \zeta(t), \quad (t \in H). \quad (4)$$

У площинах ζ і t області конформних відображень є наперед відомими, а саме

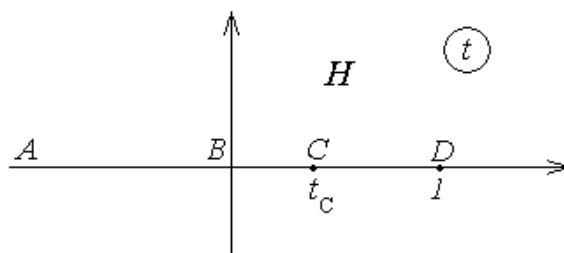


Рис. 3. Площина допоміжного комплексного параметра t

відображення $\zeta = \zeta(t)$ визначається композицією функцій:

$$\zeta(t) = l \frac{(\sqrt{t} + 1)^\lambda + (\sqrt{t} - 1)^\lambda}{(\sqrt{t} + 1)^\lambda - (\sqrt{t} - 1)^\lambda}, \quad (5)$$

де $\lambda = \frac{2\pi - \alpha}{2\pi}$. Тут і далі у цій роботі під t^q (t - комплексна змінна, q - дійсне число, $|q| < 1$) розумітимемо аналітичну в області H функцію, що приймає дійсні додатні значення на дійсній додатній півосі.

Покажемо тепер, що визначення функції $\tau(t)$ зводиться до задачі Келдиша-Седова [9]. Введемо нову невідому функцію:

$$\varphi(t) = \ln \frac{\tau(t)}{k}. \quad (6)$$

Внаслідок умов (3) отримаємо для $\varphi(t)$ таку крайову задачу в області H :

$$\begin{aligned} \operatorname{Im} \varphi(t) &= 0, \quad (t \in (-\infty; 0)); \\ \operatorname{Im} \varphi(t) &= -\arg \zeta'(t), \quad (t \in [0; t_c]); \\ \operatorname{Re} \varphi(t) &= 0, \quad (t \in (t_c; 1)); \\ \operatorname{Im} \varphi(t) &= 0, \quad (t \in [1; +\infty)). \end{aligned} \quad (7)$$

Оскільки, ділянка $t \in [0; 1]$ границі області H відображається функцією $\zeta(t)$ у дугу BC межі області D , із формули (5) отримуємо:

$$x(t) = -2l \sin(\pi\lambda) f_5(t) / w(t), \quad y(t) = l(f_1(t) - f_2(t)) / w(t), \quad (8)$$

де $f_1(t) = (1 + \sqrt{t})^{2\lambda}$,

$$f_2(t) = (1 - \sqrt{t})^{2\lambda},$$

$$f_3(t) = (1 + \sqrt{t})^{2\lambda-1},$$

$$f_5(t) = (1 - t)^\lambda,$$

$$w(t) = f_1(t) + f_2(t) - 2 \cos(\pi\lambda) f_5(t).$$

І, отже, на відрізьку $t \in [0; 1]$

$$\arg \zeta'(t) = \arctg \frac{y'(t)}{x'(t)}, \quad (9)$$

де

$$x'(t) = 2l \sin(\pi\lambda) \frac{(f_3(t)f_6(t) - f_4(t)f_6(t) + 2 \cos(\pi\lambda) f_7(t)) f_5(t)}{w^2(t)} + l \frac{f_7(t)}{w(t)},$$

$$y'(t) = -l \cdot \frac{(f_3(t)f_6(t) - f_4(t)f_6(t) + 2 \cos(\pi \cdot \lambda) f_7(t)) \cdot (f_1(t) - f_2(t))}{w^2(t)} +$$

$$+ l \cdot \frac{f_6(t)(f_4(t) + f_3(t))}{w(t)},$$

$$f_4(t) = (1 - \sqrt{t})^{2\lambda-1}, \quad f_6(t) = \frac{\lambda}{\sqrt{t}}, \quad f_7(t) = \lambda(1 - t)^{\lambda-1}.$$

Розв'язок крайової задачі Келдиша-Сєдова (7) зводиться до квадратур:

$$\varphi(t) = \frac{\sqrt{(t - t_c)(t - 1)}}{\pi} \int_0^{t_c} \frac{\arg \zeta'(\eta) d\eta}{\sqrt{(\eta - t_c)(\eta - 1)(\eta - t)}}. \quad (10)$$

Із формули (6) отримуємо

$$\tau(t) = k e^{\varphi(t)} \quad (11)$$

Оскільки

$$\lim_{t \rightarrow \infty} \varphi(t) = -\frac{1}{\pi} \int_0^{t_c} \frac{\arg \zeta'(\eta) d\eta}{\sqrt{(\eta - t_c)(\eta - 1)}},$$

то із формул (3) і (11) отримуємо зв'язок параметра t_c з величиною діючого навантаження τ_∞ :

$$\ln \frac{\tau_\infty}{k} = -\frac{1}{\pi} \int_0^{t_c} \frac{\arg \zeta'(\eta) d\eta}{\sqrt{(\eta - t_c)(\eta - 1)}}. \quad (12)$$

Можна переконалися, що права частина рівняння (12) є монотонно-спадною функцією від t_c і при зміні t_c на відрізьку $[0; 1]$ змінюється від 0 до $-\infty$. І, отже, для кожного $\tau_\infty \in [0; k]$ рівняння (12) має єдиний розв'язок на відрізьку $[0; 1]$.

Таким чином розв'язок крайової задачі (3) дають функції (5), (11) для яких параметр t_c визначається із розв'язку рівняння (12).

Знайдемо тепер довжини смуг пластичного відшаровування у залежності від величини навантаження.

Кінцевій точці смуги у площині t відповідає $t = t_c$. Тому, за формулою (8):

$$x_1 = -2l \sin(\pi\lambda) f_5(t_c) / w(t_c), \quad y_1 = l(f_1(t_c) - f_2(t_c)) / w(t_c).$$

Кутову величину пластичних смуг і частину відшарованої поверхні включення дають формули:

$$\psi = 2 \arcsin \frac{\sqrt{x_1^2 + (l - y_1)^2}}{2R} \quad \text{і} \quad \theta = \frac{2\psi}{\alpha}. \quad (13)$$

Розглянемо часткові випадки знайденого розв'язку.

Включення нульової товщини. Якщо кут при вершині включення $\alpha = 0$, то ширина включення стає нульовою, а саме включення прямолінійним плоским: $x = 0; |y| \leq l$. Тоді λ у формулі (5) дорівнює одиниці, а $\zeta(t) = il\sqrt{t}$. На відрізку $[0;1]$ дійсної осі t $\arg \zeta'(t) = \pi/2$. Із формул (10), (11) для цього випадку отримуємо:

$$\tau(t) = k \frac{\sqrt{t_c - t} + i\sqrt{1 - t_c} \sqrt{t}}{\sqrt{t_c} \sqrt{1 - t}}, \quad t_c = 4 \frac{k^4 \tau_\infty^4}{(k^2 + \tau_\infty^2)^2}.$$

Для довжини d смуги пластичного відшарування отримуємо просту явну залежність:

$$d = 2l \frac{\tau_\infty^2}{k^2 + \tau_\infty^2} \quad (14)$$

Знайдені для цього часткового випадку функція напружень і довжина шару пластичного відшарування співпадають із раніше відомими [10].

Кругове включення. Якщо кут при вершині включення $\alpha = \pi$, зникає кутова точка у включення і воно набуває кругової форми $x^2 + y^2 = l^2$, $R = l$. Параметр $\lambda = 1/2$.

$$\zeta(t) = l \frac{\sqrt{\sqrt{t} + 1} + \sqrt{\sqrt{t} - 1}}{\sqrt{\sqrt{t} + 1} - \sqrt{\sqrt{t} - 1}}.$$

За наявності кутової точки на поверхні включення пружне поле напружень сингулярне і пластичні зони проявлятимуться навіть за як завгодно малого навантаження. Навпаки, у випадку гладкої границі для достатньо малих навантажень границя текучості не досягається, тому для гладких включень не завжди можна припускати наявність дугової ділянки на межі області G . Зокрема для кругового включення воно справедливе для навантажень $\tau_\infty > k/2$. Для цього випадку одержуємо:

$$\tau(\zeta) = \frac{(\zeta^2 + R^2)f(\zeta) + \tau_\infty(\zeta^2 + R^2)^2 - 4kR^2\zeta^2}{2\zeta^2(\zeta^2 - R^2)},$$

$$\text{де } f(\zeta) = \sqrt{\tau_\infty^2(\zeta^2 + R^2)^2 - 4kR^2\zeta^2(2\tau_\infty - k)}.$$

Кутовий розмір пластичної смуги дає формула:

$$\theta = \begin{cases} \arccos \frac{k - \tau_\infty}{\tau_\infty}, & \tau_\infty \geq k; \\ 0, & k < \tau_\infty. \end{cases} \quad (15)$$

Залежності частини відшарованої поверхні включення від навантаження для декількох значень кута при вершині включення наведено на Рис. 4.

Висновки. Знайдено аналітичний розв'язок задачі про міжфазне пластичне відшарування

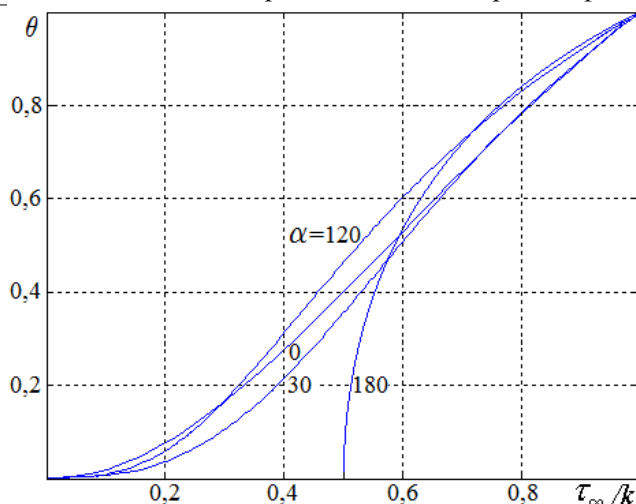


Рис. 4. Залежності частини відшарованої поверхні включення θ від навантаження для чотирьох значень кута при вершині включення

жорсткого тунельного включення, обмеженого циліндричними поверхнями. Для довільного кута при вершинах включення визначено напружено-деформівний стан середовища і залежності довжин пластичних смуг від величини навантаження. Отримані результати дають можливість встановити межі застосовності часто вживаного у механіці руйнування припущення нульової товщини тонкого включення.

1. Сулим Г. Т. Основи математичної теорії термопружної рівноваги деформівних твердих тіл з тонкими включеннями. — Монографія. — Львів: Дослідно-видавничий центр НТШ. — 2007. — 716 с.
2. Панасюк В.В. Концентрация напряжений в трехмерных телах с тонкими включениями / В.В. Панасюк, М.М. Стадник, В.П. Силованюк // К. Наукова думка. — 1986. — 216 с.
3. Максимович В.М. Пружно-пластична задача для обмеженої пластинки з м'яким еліптичним включенням / В.М. Максимович, Я.М. Пастернак, О.С. Приходько // Вісник ТНТУ. — 2012. — 66. — №2. — С. 44-50.
4. Wayne Chen W. Modeling elasto-plastic indentation on layered materials using the equivalent inclusion method / Wayne Chen W., Kun Zhou, Leon M. Keer and Jane Wang Q. // International Journal of Solids and Structures — 2010. - Vol. 47, Issue 20 — P. 2841-2854.
5. Kryven' V. A. Initial stage of plastic exfoliation of a rectangular inclusion under conditions of one-sided contact with a medium Journal of Mathematical Sciences / Kryven' V. A., Valyashek V. B. // -Vol. 171. - No. 4. - September, 2010. — P. 107–116.
6. Иванов В.И. Конформные отображения и их приложения / В.И. Иванов, В.Ю. Попов// М.: Едиториал УРСС. — 2002. — 324 с.
7. Crowdy D.G. Conformal mappings from annuli to canonical doubly connected Bell representations, J. Math. Anal. Appl. — 340(1). — 2007. — P. 669-674.
8. Crowdy D.G. Schwarz-Christoffel mappings to unbounded multiply connected polygonal regions // Math. Proc. Camb. Phil. Soc. — 2007. — P. 319-339.
9. Мусхелишвили Н.И. Сингулярные интегральные уравнения. — М.: Физматгиз. — 1968. — 512 с.
10. Kryven V.A. Plastic interfacial slip of periodic systems of rigid thin inclusions undergoing longitudinal shear / Kryven V.A., Sulym G.T., Yavorska M.I. // JTAM. — V.44. — No. 4. — 2006.— P. 837–848.

Стаття надійшла до редакції 29.04.2013.

Є.І. Крижанівський, Г.М. Никифорчин

КОРРОЗІЙНО-ВОДНЕВА ДЕГРАДАЦІЯ ГАЗОТРАНСПОРТНИХ СИСТЕМ

Корозійний чинник відіграє важливу роль в деградації сталей тривало експлуатованих магістральних газопроводів не тільки через зародження та поширення макродефектів, але й через наводнювання металу стінки труби, що інтенсифікує втрату вихідних фізико-механічних властивостей, а це негативно відбивається на подальшій роботоздатності трубопроводів. В роботі на прикладі експлуатованих 28...40 років магістральних газопроводів розглянуто негативний вплив корозійно-водневого чинника у зміні механічних і корозійно-механічних властивостей сталей.

Ключові слова: газопровід, тривала експлуатація, водень, пошкодження, руйнування, тріщиностійкість.

Рис. 5. Літ. 20.

Е.И. Крыжанивский, Г.Н. Никифорчин

КОРРОЗИОННО-ВОДОРОДНАЯ ДЕГРАДАЦИЯ ГАЗОТРАНСПОРТНЫХ СИСТЕМ

Коррозионный фактор играет важную роль в деградации сталей длительно эксплуатируемых магистральных газопроводов не только из-за зарождения и распространения макродефектов, но и наводороживание металла стенки трубы, что интенсифицирует потерю исходных физико-механических свойств, а это отрицательным образом отражается на дальнейшей работоспособности трубопроводов. В работе на примере эксплуатируемых 28...40 лет магистральных газопроводов рассмотрено отрицательное влияние коррозионно-водородного фактора в изменении механических и коррозионно-механических свойств сталей.

Ключевые слова: трубопровод, длительная эксплуатация, водород, коррозия, трещина, неразрушающий контроль.

Ye. Kryzhanivsky, H. Nykyforchyn

CORROSION-HYDROGEN DEGRADATION OF GAS TRANSPORTATION SYSTEMS.

Corrosion factor plays the important role in steel degradation of long-term exploited main gas pipelines not only from the point of macrodefects initiation and propagation, but also hydrogenation of pipe wall metal. It intensifies a loss of as-received physical-mechanical properties what has the negative effect on further workability of pipelines. The negative effect of corrosion-hydrogen factor in a change of the mechanical and corrosion-mechanical steel properties is considered in the paper by the example of 28...40 years exploited main gas pipelines.

Keywords: pipeline, long-term service, hydrogen, corrosion, crack, no-destructive testing.

Більшість магістральних газопроводів України за сумарною довжиною експлуатуються понад або близькі до розрахункового терміну, тому обґрунтування можливості їх подальшої безпечної експлуатації має важливе стратегічне і економічне значення [1–8]. Одним із важливих чинників, які необхідно брати до уваги при діагностуванні технічного стану трубопроводів, є можлива деградація труб. Тут слід вирізняти деградацію їх поверхонь та деградацію матеріалу «в об'ємі». Під деградацією поверхні розуміють її пошкодженість під дією механічних, корозійних та інших чинників, а деградація матеріалу передбачає погіршення властивостей, якщо не всього об'єму металу, то сумірного з характерними розмірами труби (наприклад, товщина стінки чи певна частина труби). Причиною можуть бути як структурно-деформаційні зміни (деформаційне старіння), так і розвиток розсіяної пошкодженості, при цьому суттєва втрата вихідних властивостей металу труб ставить під сумнів подальшу безпечну експлуатацію трубопроводу навіть за відсутності макропошкодженості.

Транспортований магістральними трубопроводами газ вважають загалом інертним у корозивному плані середовищем, проте за реальних умов експлуатації, через коливання температури газу та довкілля, можлива конденсація газу на внутрішній поверхні [9], а присутні у ньому, хоч і в незначній кількості, солі, органічні і сірковмісні речовини, CO₂, і бактерії можуть ініціювати та активізувати внутрішню корозію магістральних газопроводів [10]. Можна припустити, що конденсоване водне середовище може електрохімічно взаємодіяти з металом із виділенням водню. Відомо, що водень загалом полегшує руйнування металів, проте в нашому випадку мова йде про можливе прискорення ним деградації фізико-механічних властивостей матеріалу. І тут слід брати до уваги можливість наводнювання великих об'ємів металу стінки труби з боку внутрішньої поверхні, тобто треба розглядати транспортоване трубопроводами середовище не тільки як здатне спричинити корозійні ураження, але і як водневомісне, здатне наводнювати сталь за експлуатаційних умов. За таких обставин експлуатаційна деградація металу в об'ємі стінки труби проходитиме вже за сумісної дії механічного навантаження та водню.

Досліджували сталь 17Г1С та її зарубіжний аналог API X52 у вихідному стані (труби запасу) та після експлуатації впродовж 28...40 років [11–13]. Сталь X52 експлуатувалась 30 років і позначена як X52-10 і X52-12 відповідно до товщини стінки труби 10 і 12 мм. Виходячи з

припущення, що метал може наводнюватися з боку внутрішньої поверхні окремих ділянок труби, в деяких випадках виділяли *низ* та *верх* експлуатованої труби, а зразки вирізали ближче до внутрішньої або зовнішньої її поверхні.

Встановлення наводнювальної здатності транспортованого продукту. Візуальним обстеженням внутрішньої поверхні експлуатованої труби API X52, вирізка з якої була об'єктом досліджень, виявлено (рис. 1), що *низ* труби сильніше корозійно уражений порівняно з ділянкою *верх*. Зазначимо, що на відміну від нафтопроводів, для яких *низ* труби завжди кородує інтенсивніше через осідання на дні залишкової (підтоварної) води, то для магістральних газопроводів можлива конденсація вологи і у верхній частині трубопроводу. В нашому випадку ідентифікація корозійних уражень важлива з огляду на пов'язане з процесом корозії наводнювання металу, а тоді можна очікувати інтенсивнішу деградацію властивостей сталі саме на таких ділянках труби.

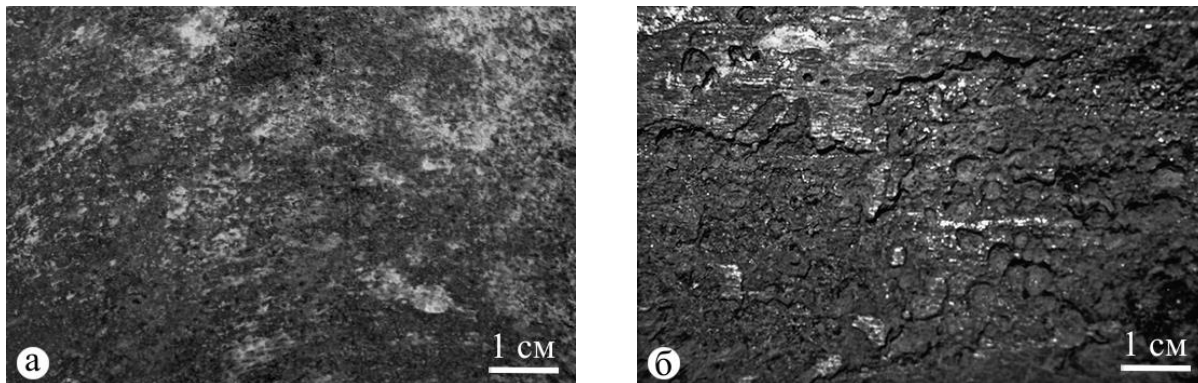
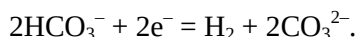


Рис. 1. Вигляд внутрішньої поверхні труби зі сталі X-52-12 у верхній (а) та нижній (б) її ділянках

Для підтвердження припущення про можливе наводнювання стінки труби з боку внутрішньої поверхні в результаті електрохімічної взаємодії з металом конденсованої вологи провели електрохімічні дослідження сталі API X52 у модельному розчині водного конденсату (МРВК) у газопроводі складу (мг/л) [5]: 14440 Na⁺; 25400 Cl⁻; 129 K⁺; 5,0 SO₄²⁻; 2,5 Li⁺; 600 Ca²⁺; 522 HCO₃⁻; 518 Mg²⁺; 140 Ba²⁺; 5,0 NO₃⁻; 389 Sr²⁺; 3,6 F⁻; 0,25 Fe²⁺; 100 Br⁻; 0,5 Mn²⁺; 21 I⁻; 1,0 Al³⁺; 5,0 PO₄³⁻; 52 NH₄⁺; 18 SiO₃²⁻ (лужність – 455). Додатково проводили експерименти в знекисненому МРВК та з різними його модифікаціями, щоби виявити механізм катодної реакції електрохімічного процесу. Встановлено [14], що у МРВК катодний процес протікає шляхом відновлення переважно гідрокарбонат-йонів та лімітується їх дифузиею із об'єму розчину до межі поділу фаз метал–середовище:



Оскільки внаслідок відновлення гідрокарбонат-йонів виділяється водень, він може не тільки рекомбінувати у молекулярний водень, але і абсорбуватися металом і пришвидшувати деградацію сталі в об'ємі стінки труби.

Деградація фізико-механічних властивостей сталей. Характеристики міцності і пластичності визначали розтягом циліндричних зразків. Ударну в'язкість KCV визначали на зразках типу Шарпі, а в деяких випадках її розділяли на дві частини: енергію зародження і поширення тріщини відповідно до [15] (експерименти проводили за кімнатної та пониженої (–20 °C) температури). Для цього використали маятниковий копер, інструменталізований для швидкісного запису діаграми навантаження «сила – прогин зразка по лінії прикладання сили», при цьому вважали, що площа під частиною діаграми до максимального зусилля характеризує енергію зародження тріщини, а решта площі – енергію поширення тріщини.

Для випробувань металу на статичну тріщиностійкість використовували метод *J*-інтегралу [16], навантажуючи розтягом компактні зразки 0,5СТ товщиною 8 мм. Визначали параметри *J_i* і *J_{0,2}* – рівні *J*-інтегралу відповідно для нульового (зародження тріщини) та 0,2 мм приросту тріщини.

Тривала експлуатація трубопроводів змінила механічні властивості сталей [17]. На кривих розтягу (рис. 2) появились полицки плинності, більш виражені для тривалішої експлуатації, а коефіцієнт деформаційного зміцнення *n* помітно зріс. Відзначимо зниження границі плинності сталі 17Г1С та для всіх сталей відносного звуження ψ . Проте вплив експлуатації на відносне

видовження δ неоднозначний: для сталей X52-10 і 17Г1С виявлено його підвищення. Твердість HRB експлуатованих сталей нижча порівняно з вихідним станом, при цьому нижнім ділянкам труби властивий сильніший ефект.

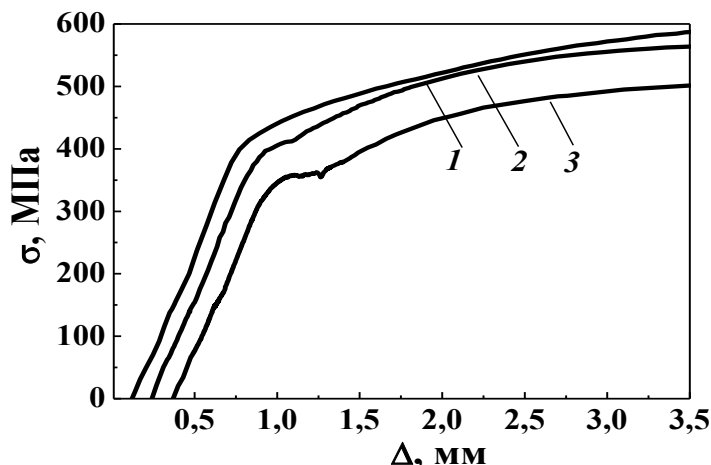


Рис. 2. Діаграма розтягу напруження σ – переміщення тримача Δ сталі 17Г1С у вихідному стані (1) та після 29 (2) і 40 (3) років експлуатації

Внаслідок експлуатації труб найінтенсивніше деградують характеристики опору сталі крихкому руйнуванню – ударна в'язкість та тріщиностійкість. Опір крихкому руйнуванню металу запасної труби чітко корелює з його твердістю: твердішому матеріалу від зовнішньої поверхні властива менша ударна в'язкість. Експлуатований метал має іншу залежність: KCV та $J_{0,2}$ матеріалу від зовнішньої поверхні труби вищі, ніж від внутрішньої, що вказує на сильнішу деградацію металу в останньому випадку. Це підтверджує вагому роль водню в процесах деградації, оскільки його концентрація повинна бути більшою біля внутрішньої поверхні труби.

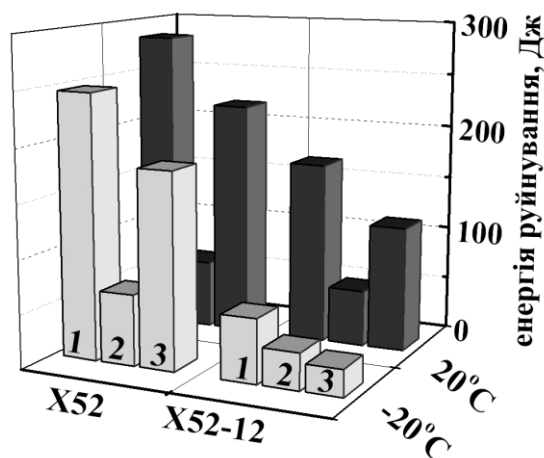


Рис. 3. Загальна енергія руйнування (1) і її складові зародження (2) і поширення (3) тріщини за випроб на KCV сталі API X52

Зі зниженням температури випробування ударна в'язкість сталі X52 у вихідному стані дещо зменшується (на 15...20%), причому завдяки енергії A поширення тріщини, що входить у загальну енергію деформування і руйнування (рис. 3). Водночас низькотемпературна ударна в'язкість експлуатованої сталі втричі менша, ніж неексплуатованої, а енергія поширення тріщини – у чотири рази.

Вивчали чутливість матеріалу до корозійного розтріскування та водневого окрихчення за випробувань розтягом у середовищі МРВК як гладких циліндричних, так і компактних зразків з тріщинами; в обох випадках за повільного навантаження: відповідно за швидкості деформації 10^{-6} с^{-1} і швидкості переміщення тримача 10 мкм/год. Деякі експерименти супроводжувала поміркована катодна поляризація ($0,1 \text{ мА/см}^2$), яка відтворювала можливе наводнювання труб у результаті катодного захисту трубопроводу. Чутливість до корозійного розтріскування і водневого

окрихчення визначали за зміною відносного звуження ψ і порогового рівня J -інтегралу J_{sc} стосовно J_i .

Випробування гладких зразків не виявили чутливості сталі у всіх станах до корозійного розтріскування за потенціалу корозії, проте експерименти на зразках з тріщинами показали таку чутливість (поріг корозійної тріщиностійкості J_{sc} порівнювали зі значенням J -інтегралу J_i , старту тріщини за активного навантаження на повітрі). Максимальний опір корозійному розтріскуванню властивий сталі у вихідному стані, а використання катодної поляризації додатково понизило поріг J_{sc} .

Приведені вище результати оцінювання експлуатаційної деградації сталей дають підстави для узагальнення, що випробування за умов, які окрихчують матеріал, а це наявність концентраторів напружень (надрізи, тріщини), ударне навантаження, понижена температура, наводнювання металу, підсилюють таку чутливість; тому саме за таких умов слід проводити порівняльні дослідження експлуатованих і неексплуатованих сталей.

Загалом вважають, що головним чинником деградації сталей магістральних трубопроводів є їх деформаційне старіння, яке підвищує міцність і знижує пластичність та ударну в'язкість. Проте, якщо тривалість експлуатації наближається приблизно до 20...30 років, у металі розвивається об'ємна (розсіяна) пошкодженість, яка зумовлює низку особливостей у механічній поведінці матеріалу [17]. На рис. 4 наведено приклад поверхні руйнування після випробувань на ударну в'язкість експлуатованої сталі магістрального газопроводу, який відбиває прояв експлуатаційної пошкодженості металу. Великі пори утворилися між волокнами металу, відбиваючи її текстуру в результаті вальцювання листа, з якого виготовили трубу. Такий характер пошкодженості передбачає участь у цьому процесі водню, який утворює дефекти через високий тиск в результаті його рекомбінації. Відповідно така інтенсивна пошкодженість металу буде не тільки ослаблювати опірність крихкому руйнуванню, але і знижувати твердість матеріалу.

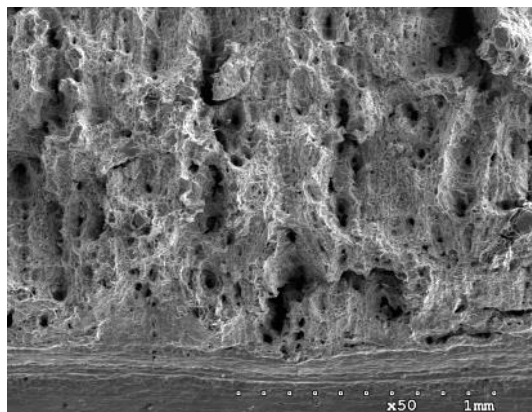


Рис. 4. Поверхня зламу після випроб на ударну в'язкість сталі 17Г1С після 29 років експлуатації

Тривала експлуатація на стадії розвитку розсіяної пошкодженості нівелює зміцнення матеріалу деформаційним старінням, тому можна спостерігати навіть одночасне зниження, з одного боку, міцності та твердості, а з іншого – опору крихкому руйнуванню. Звичайно спостерігаються протилежні тенденції, спричинені, наприклад, термічною обробкою, легуванням, деформацією тощо. Інша особливість полягає у різному характері зміни характеристик пластичності експлуатованих сталей: зниження ψ і підвищення δ .

Оцінювання експлуатаційної деградації за зміною електрохімічних характеристик.

Електрохімічні характеристики традиційно використовують як показники корозійної тривкості матеріалу у певному корозивному середовищі, та для встановлення механізму корозійного процесу. Однак, будучи характеристиками системи «метал – середовище», вони повинні «реагувати» і на зміну стану металу під час його експлуатації. Тобто проблема в тому, наскільки електрохімічні показники чутливі до структурного та напруженого стану металу, а також його пошкодженості, тобто чи можна їх вважати достатньо інформативними параметрами. Тоді зміна стану металу, спричинена його тривалою експлуатацією, повинна відбиватися і на його електрохімічних характеристиках, навіть незалежно від того, чи експлуатувався метал у корозивному середовищі. З іншого боку, електрохімічні вимірювання доступні в польових умовах, тому їх можна віднести до неруйнівних методів контролю.

Дослідженнями [18–20] показано, що використання електрохімічних показників має перспективи для технічного діагностування стану матеріалів конструкцій, які тривало експлуатують. До числа електрохімічних показників, які були опробовано для цієї мети, належали потенціал корозії, коефіцієнти Тафеля, струм корозії і струм при певному анодному потенціалі та поляризаційний опір. Встановлено, що поляризаційний опір і струм корозії найчутливіші до деградації сталей.

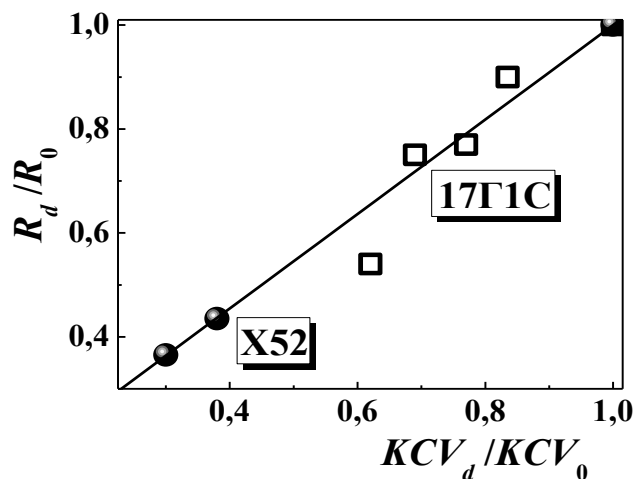


Рис. 5. Кореляційна залежність між відносними змінами поляризаційного опору (R_d / R_0) і ударної в'язкості (KCV_d / KCV_0) сталей 17Г1С та API X52 магістральних газопроводів

На рис. 5 на прикладі досліджених газопровідних сталей показано чітку кореляційну залежність між, з одного боку, зміною ударної в'язкості, а з іншого – зміною поляризаційного опору, яку можна використати для розроблення відповідного неруйнівного методу визначення опору крихкому руйнуванню. Зазначимо, що цим методом оцінюється стан металу на зовнішній поверхні, тоді як його деградація всередині стінки труби чи на внутрішній поверхні може бути сильнішою через інтенсивніший розвиток пошкодженості. Його прискорює наводнювання металу, яке очікується найбільшим або з боку внутрішньої поверхні, або всередині труби, звідки водню найважче вийти з труби.

Висновки:

1. Тривала експлуатація магістральних газопроводів зумовлює деградацію властивостей металу стінки труби, найінтенсивніше характеристик крихкому руйнуванню.
2. Експлуатаційну деградацію металу можна ефективніше визначати за окрихчувальних умов випроб, таких як ударне навантаження, низька температура, корозивні та наводнювальні (катодна поляризація) середовища, використання зразків з надрізами та тріщинами.
3. Водне середовище, яке моделює конденсат всередині магістрального газопроводу, електрохімічно взаємодіє з металом труби з виділенням водню, що вказує на можливість її наводнювання в процесі експлуатації.
4. Загалом деградація сталей в об'ємі стінки труби інтенсивніша у тій її частині, де інтенсивніший корозійний процес на внутрішній поверхні, що демонструє негативний вплив транспортованого середовища не тільки на корозію металу, але і зниження його фізико-механічних властивостей, та підтверджує негативну роль абсорбованого металом водню.

1. Цільова комплексна програма НАН України «Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд і машин» // Зб. наук. статей. – К.: Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України. – 2006. – 589 с.
2. Цільова комплексна програма НАН України «Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд і машин» // Зб. наук. статей. – К.: Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України. – 2009. – 709 с.
3. Розгонюк В.В. Трубопровідний транспорт природного газу. – К.: Київ, 2008. – 304 с.
4. Механіка руйнування і міцність матеріалів: Довідн. пос. / Під заг. ред. В. В. Панасюка. Т. 10: Міцність та довговічність нафтогазового обладнання / В. І. Похмурський, Є. І. Крижанівський, В. М. Івасів та ін.: Під ред. В. І. Похмурського і Є. І. Крижанівського. – Львів–Івано-Франківськ: Фіз.-мех. ін-т ім. Г. В. Карпенка НАН України; Івано-Франківський нац. техн. ун-т нафти і газу, 2006. – 1193 с.
5. Механіка руйнування та міцність матеріалів: Довідн. пос. / Під заг. ред. В. В. Панасюка. Т. 11: Міцність і довговічність нафтогазових трубопроводів і резервуарів. Під ред. Г. М. Никифорчина // Г. М. Никифорчин, С. Г. Поляков, В. А. Черватюк і ін. – Львів: «Сполом», 2009. – 504 с.

6. Обеспечение эксплуатационной надежности систем трубопроводного транспорта Сб. докл. научн.-техн. семинара / Под ред. Л. М. Лобанова. – К.: НТК «Институт электросварки им. Е.О. Патона». – 2009. С. 138.
7. Обслуговування і ремонт газопроводів / В. Я. Грудз, Д. Ф. Тимків, В. Б. Михалків, В. В. Костів. – Івано-Франківськ: Лілея-НВ, 2009. – 712 с.
8. Крижанівський Є.І., Никифорчин Г.М. Особливості корозійно-водневої деградації сталей нафтогазопроводів і резервуарів зберігання нафти // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2011. – № 2. – С. 11–20.
9. Analysis and Forecasting of Thermal-hydraulic Conditions of Gas Main Section “Polyana-Moskovo” / M. Z. Asadullin, N. A. Garris, E. V. Syromyatnicova et al. // Series “Transport and Underground Gas Storage”. IRC Gasprom. – 2000. – № 5. – P. 10–14.
10. Detecting Internal Corrosion of Natural Gas Transmission Pipelines: Field Tests of Probes and Systems for Real-time Corrosion Measurement / B. S. Covino, Jr., S. J. Bullard, S. D. Cramer et al. // Proc. of the European Corrosion Congress “Eurocorr 2005”, Lisbon, Portugal, 2005. – Paper № 396.
11. Воднева деградація тривало експлуатованих сталей магістральних газопроводів / О. Т. Цирульник, Г. М. Никифорчин, Д. Ю. Петрина і ін. // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2007. – № 5. – С. 97–104.
12. Effect of in-service degradation of trunk gas pipeline steel on its “in-bulk” properties / G. Gabetta, H. M. Nykyforchyn, E. Lunarska et al. // Там же. – 2008. – № 1. – С. 88–99.
13. Environmentally assisted “in-bulk” steel degradation of long term service gas trunkline / H. Nykyforchyn, E. Lunarska, O. Tsyruľnyk et al. // Engineering Failure Analysis. – 2010. – 17. – P. 624–632.
14. Вплив експлуатації сталі X52 на корозійні процеси у модельному розчині газового конденсату / О. Т. Цирульник, З. В. Слободян, О. І. Звірко і ін. // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2008. – № 5. – С. 29–376.
15. SEP 1315. Stahl-Eisen-Prufballater des vereins Deutscher Eisenguttenente. Kerbschlagbiegeversuch mit Ermittlung von Kraft und Weg, 1987.
16. Standard Test Method for J-Integral Characterization of Fracture Toughness. ASTM. E 813 / In: Annual Book of ASTM Standards. – Vol. 03.01. – P. 713–727.
17. Крижанівський Є.І., Никифорчин Г.М. Об'єма пошкоджень тривало експлуатованих магістральних газопроводів: роль корозивно-наводнювального середовища // Міжвузівський збірник наукових праць «Наукові нотатки». – Луцьк: Луцький національний технічний університет, 2011. – Вип. 31. – С. 177–181.
18. Цирульник О.Т. Оцінювання електрохімічними методами експлуатаційної деградації низьколегованих сталей та алюмінієвих сплавів // Машинознавство. – 2008. – № 6. – С. 19–25.
19. Деградація властивостей сталей магістральних газопроводів упродовж їх сорокарічної експлуатації / Г.М. Никифорчин, О.Т. Цирульник, Д.Ю. Петрина, М.І. Греділь // Проблемы прочности. – 2009. – № 5. – С. 66–72.
20. Nykyforchyn H.M., Tsyruľnyk O.T. In-service degradation diagnostics of low-alloyed steels and aluminium alloys properties by electrochemical methods // Ultrasound. – 2009. – 64, N 1. – P. 46–49.

Стаття надійшла до редакції 29.04.2013.

В.П. Ларшин, Н.В. Лищенко
ТЕМПЕРАТУРА ПРЕРЫВИСТОГО ШЛИФОВАНИЯ БЕЗ ПРИНУДИТЕЛЬНОГО
ОХЛАЖДЕНИЯ

Установлено, что температура прерывистого шлифования содержит две составляющие: аperiodическую непрерывно возрастающую составляющую и периодическую импульсную. Исследован переходный процесс изменения этой температуры, установлена зависимость для определения времени переходного процесса. Форм. 10. Рис. 3. Лит. 10.

В.П. Ларшин, Н.В. Лищенко
ТЕМПЕРАТУРА ПЕРЕРИВ ЧАСТОГО ШЛІФУВАННЯ БЕЗ ПРИМУСОВОГО
ОХОЛОДЖЕННЯ

Встановлено, що температура переривчастого шліфування містить дві складові: аперіодичну безперервно зростаючу складову і періодичну імпульсну. Досліджений перехідний процес зміни цієї температури, встановлена залежність для визначення часу перехідного процесу.

V. Larshin, N. Lishchenko
TEMPERATURE OF DISCONTINUED GRINDING WITHOUT FORCED COOLING

It is set that the discontinued grinding temperature contains two components: aperiodic continuously increasing component and periodic impulsive. The transient of this temperature changing is investigated; a transient time determination equation is set.

Введение. Показано [1], что различие в результатах определения температуры шлифования по одно- и двумерной теплофизическим схемам незначительно (до 10 %) при прочих одинаковых условиях, как при наличии принудительного охлаждения, так и без него. Поэтому целесообразно при технологическом проектировании и технологической диагностике процесса шлифования пользоваться одномерной теплофизической схемой с линейным тепловым потоком. В соответствии с этой схемой тепловое поле создается вследствие движения по координате x теплового потока, векторы плотности которого являются параллельными.

Температуру в зоне шлифования можно регулировать, если шлифование производить с определенными многократными на временном интервале $0 \leq \tau \leq \tau_H$ прерывами во времени. Это позволяет изменить характер температурного поля и максимальную величину температуры в зоне контакта вследствие того, что прерывистый периодический нагрев обрабатываемой поверхности чередуется с его периодическим отсутствием. Такой процесс можно осуществить при шлифовании специальными кругами, имеющими на рабочей поверхности ряд чередующихся выступов и впадин определенной протяженности, которые попарно образуют микроциклы нагрева (выступ) и охлаждения (впадина). Например, если длина режущего выступа шлифовального круга l_1 , а впадины l_2 , то интервал времени нагрева зоны контакта $T_1 = \frac{l_1}{V_{кр}}$ ($V_{кр}$ – линейная скорость вращения круга) каждый раз чередуется с соответствующим интервалом времени охлаждения $T - T_1 = \frac{l_2}{V_{кр}}$ (рис.1).

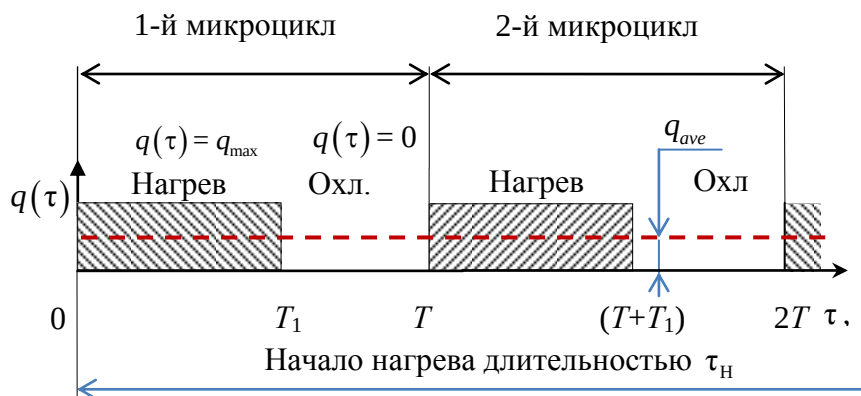


Рис.1. Пульсирующий тепловой поток с плотностью $q(\tau)$: $0T_1$ и T_1T – интервалы времени нагрева и охлаждения (отсутствия нагрева), образующие микроциклы прерывистого шлифования с периодом микроцикла T

Во время работы режущего выступа (нагрев) в зоне контакта действует тепловой поток $q(\tau) = q_{\max}$, а во время отсутствия резания (охлаждение) – $q(\tau) = 0$. Таким образом, тепловой поток, воздействующий на обрабатываемую поверхность, можно представить в виде следующей ступенчатой функции [2]

$$q(\tau) = q_{\max}, \text{ при } nT < \tau < nT + T_1, \quad n = 0, 1, \dots$$

$$q(\tau) = 0, \text{ при } nT + T_1 < \tau < (n+1)T, \quad n = 0, 1, \dots$$

Непрерывная последовательность микроциклов располагается на участке нагрева, длительность которого как для сплошного, так и для прерывистого круга определяется временем действия теплового источника при шлифовании τ_H , которое можно определить по формуле

$\tau_H = \frac{2h}{V}$. Условием выбора геометрических параметров прерывистого круга является предварительно заданная степень понижения температуры прерывистого шлифования [3].

Необходимо получить зависимость температуры прерывистого шлифования только от геометрических параметров круга, к числу которых относятся количество N режущих выступов на круге и коэффициент заполнения S на окружном шаге. Необходимо также учитывать, что при нахождении впадины прерывистого круга в зоне контакта отсутствие теплового потока сопровождается отсутствием съема материала, а это приводит к соответствующей дополнительной нагрузке на последующий режущий выступ круга и, как следствие, к дополнительной добавке (т.е. возрастанию) теплового потока на этом режущем выступе. В соответствии с предлагаемой методикой сформулировано условие постоянства интенсивности шлифования (работы резания), которое необходимо обеспечивать для всех сравниваемых между собой конструкций прерывистых кругов.

Условие постоянства работы резания должно сопровождаться постоянством мощности, затрачиваемой на резание, которая может быть найдена из известного соотношения. Например, для плоского шлифования

$$P = q_{ave} S_n \sqrt{Dt} \quad (1)$$

где P – измеренная мощность резания (средняя величина периодически изменяющейся мощности), Вт; q_{ave} – средняя плотность теплового потока (рис.1), Вт/м²; D – диаметр шлифовального круга, м; t – глубина резания, м; S_n – поперечная подача, м.

Следовательно, постоянство мощности при фиксированных режимных параметрах (t, S_n) и диаметре шлифовального круга (D) сопровождается постоянством плотности теплового потока. Поэтому указанное выше условие сравнения кругов обеспечивается при постоянстве удельного параметра q_{ave} – средней плотности теплового потока.

Целью исследований является разработка методики оптимизации геометрических параметров прерывистого круга. Для этого необходимо: разработать математическую модель для определения температуры прерывистого шлифования, выбрать и оптимизировать варьируемые геометрические параметры круга исходя из наименьшей температуры прерывистого шлифования. Для чего необходимо установить возможные интервалы изменения выбранных параметров, составить план вычислительного эксперимента с наименьшим количеством возможных сочетаний варьируемых геометрических параметров, выполнить вычисление и анализ температуры прерывистого шлифования при указанных сочетаниях геометрических параметров и сформулировать рекомендации по выбору оптимальных геометрических параметров.

Изложение основного материала. В качестве математической модели для определения температуры прерывистого шлифования использовано решение одномерного дифференциального уравнения теплопроводности при пульсирующем тепловом потоке на поверхности [2].

В этом решении установившаяся температура Θ_{SUM} от воздействия на поверхность полуграниченного тела периодического теплового потока состоит из двух составляющих, причем

$$\Theta_{SUM} = \Theta_R(q_{ave}) + \Theta_P(q_{\max}) \quad (2)$$

Первая составляющая $\Theta_R(q_{ave})$ – непрерывно возрастает по величине и зависит от среднего уровня плотности теплового потока q_{ave} . Вторая составляющая $\Theta_P(q_{\max})$ – импульсная периодическая, зависит от максимального уровня плотности теплового потока $q_{\max}$. При этом [3]

$$\Theta_R = \frac{2q_{ave}}{\lambda} \sqrt{\frac{a\tau}{\pi}} = \frac{2q_{max}}{\lambda} \frac{T_1}{T} \sqrt{\frac{a\tau}{\pi}} \quad (3)$$

где τ – время действия теплового источника в интервале $0 \leq \tau \leq \tau_H$, с; $q_{ave} = q_{max} \frac{T_1}{T}$ и q_{max} – средняя и максимальная за период импульса плотность теплового потока, Вт/м²; λ – теплопроводность обрабатываемого материала, Вт/(м·°C).

В формуле (2) периодическая часть установившейся температуры определяется по следующим зависимостям на интервале одного микроцикла шлифования [2]:

в интервале $0 < p < S$ (нагрев)

$$\Theta_p = \frac{2q_{max}}{\lambda} \sqrt{\frac{aT}{\pi}} \left[(1-S)\sqrt{p} - \frac{1}{\sqrt{\pi}} I(S, p) \right], \quad (4)$$

в интервале $S < p < 1$ (охлаждение)

$$\Theta_p = \frac{2q_{max}}{\lambda} \sqrt{\frac{aT}{\pi}} \left[(1-S)\sqrt{p} - \sqrt{(p-S)} - \frac{1}{\sqrt{\pi}} I(S, p) \right], \quad (5)$$

где $S = \frac{T_1}{T}$ – коэффициент заполнения или величина обратная скважности прямоугольного импульса теплового потока; $p = \frac{\tau}{T}$ – безразмерное (относительное) время в интервале микроцикла шлифования $0 \leq \tau \leq T$.

В формулах (4) и (5) используется выражение

$$I(S, p) = \int_0^{\infty} \frac{\left[(1-S)\exp(-\xi^2) - \exp\{-(1-S)\xi^2\} + S \right] \exp(-p\xi^2)}{\xi^2 [1 - \exp(-\xi^2)]} d\xi.$$

Математическая модель (2)...(5) для определения температуры от периодического теплового потока позволяет определять эту температуру в любой момент времени на интервале времени установившихся значений температур. Недостатком этой модели является неопределенность этого временного интервала, который наступает после окончания переходного процесса установления температуры. Это сдерживает применение модели (2)...(5) для проектирования оптимальных конструкций прерывистых кругов и для диагностики процесса прерывистого шлифования.

Предлагается следующий подход к определению температурного поля при прерывистом периодическом воздействии теплового потока. Известно, что при отсутствии принудительного охлаждения обрабатываемой поверхности к температурным полям от действия смещенных во времени тепловых источников применим принцип суперпозиции: смещенные по времени температурные поля суммируют путем сложения температур в одних и тех же пространственных координатах. Сущность принципа суперпозиции применительно к прерывистому шлифованию заключается в следующем. Температурное поле от отдельного прямоугольного импульса теплового потока, действующего на интервале времени $0 \leq \tau \leq T_1$ (рис.1), может быть заменено суммой температурных полей от действия двух непрерывных по времени источников. Первый тепловой источник является положительным ($+q_{max}$). Он непрерывно действует на интервале времени $0 \leq \tau \leq \infty$. Вторым тепловым источником (сопрягаемый с первым источником) является отрицательным источником ($-q_{max}$). Он действует непрерывно на интервале времени $T_1 \leq \tau \leq \infty$. Такая методика представления одиночного импульса теплового потока известна применительно к одиночному интервалу времени действия теплового потока при обычном шлифовании сплошным кругом [1]. Длительность τ_H этого интервала характеризует макроцикл шлифования (рис.1). Применительно к прерывистому кругу такой способ представления одиночного импульса теплового потока сохраняется, только вместо времени макроцикла τ_H используется время микроцикла T_1 .

Для прерывистого круга общее количество импульсов n (число микроциклов прерывистого шлифования) на интервале времени нагрева $0 \leq \tau \leq \tau_H$ можно определить по формуле [4]

$$n = \frac{\sqrt{D \cdot t} \cdot V_{кр}}{V(l_1 + l_2)}. \quad (6)$$

Применяя принцип суперпозиции для для любого числа n микроциклов нагрева и охлаждения получим следующую рекуррентную формулу для определения температуры на участке нагрева

$$T = \frac{2q}{\lambda} \left(\sum_{i=1}^n \sqrt{a[\tau - (i-1)T]} \cdot \operatorname{ierfc} \frac{x}{2\sqrt{a[\tau - (i-1)T]}} - \sqrt{a[\tau - (i-1)T - T_1]} \cdot \operatorname{ierfc} \frac{x}{2\sqrt{a[\tau - (i-1)T - T_1]}} \right). \quad (7)$$

Построен график зависимости температуры шлифования от времени (рис.2) по уравнениям (2)...(5) и (7) в среде MathCAD при следующих исходных данных: $D = 390$ мм (из возможного интервала 300...400 мм), $l_1 = 20$ мм, $l_2 = 15$ мм, $V_{кр} = 35$ м/с, $V = 2$ м/мин, $t = 0,028$ мм, $q_{\max} = 40 \cdot 10^6$ Вт/м², $\lambda = 42$ Вт/(м·°C), $a = 8 \cdot 10^6$ м²/с.

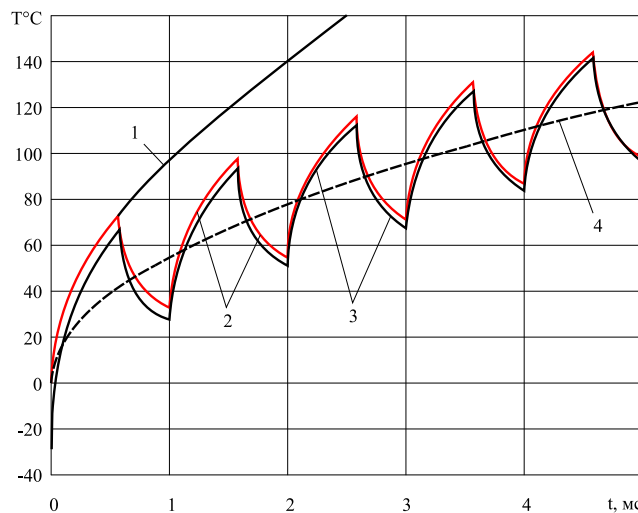


Рис. 2. Температура шлифования в начале нагрева на участке переходного процесса:

- 1 – от воздействия постоянной плотности теплового потока $q(\tau) = q_{\max} = 40$ Вт/мм²;
2 — полученная методом суперпозиции по уравнению (7); 3 – суммарная установившаяся температура по модели (2)...(5); 4 – непрерывно возрастающая часть установившейся температуры по уравнению (3)

При этих условиях $l_1 + l_2 = 35$ мм, число режущих выступов на прерывистом круге $N = 35$, время одного полного оборота круга 35 мс, время воздействия неподвижного плоского теплового источника $\tau_H = 100$ мс, количество оборотов круга за время τ_H - 2,9. Таким образом, в состав одного интервала прерывистого шлифования длительностью $\tau_H = 100$ мс входит 100 микроциклов длительностью $T = 1$ мс, при этом за время одного оборота круга происходит 35 микроциклов шлифования.

Время действия режущего выступа составляет

$$T_1 = \frac{l_1}{V_{кр}} = \frac{20 \cdot 10^{-3}}{35} = 0,5714 \cdot 10^{-3} \text{ с } (0,5714 \text{ мс}).$$

Время отсутствия теплового импульса (над точкой контакта проходит впадина длиной l_2)

$$T - T_1 = \frac{l_2}{V_{кр}} = \frac{15 \cdot 10^{-3}}{35} = 0,42857 \cdot 10^{-3} \text{ с } (0,4286 \text{ мс}).$$

Коэффициент заполнения периода прямоугольного импульса

$$S = \frac{T_1}{T} = \frac{0,5714}{1} = 0,5714.$$

Из анализа данных на рис.2 видно, что математическая модель (2)...(5) дает наибольшую погрешность на интервале первого микроцикла шлифования: суммарная температура, полученная по формуле (2), изменяется от -27°C до $+66^\circ\text{C}$ (кривая 3), в то время как температура, полученная

методом суперпозиції по формуле (8), змінюється від 0 до +73 °С (крива 2). Начиная со второго мікроцикла і далі різниця між графіками 2 і 3, побудованими по формулам (2)...(5) і (7), зменшується, що викликане згасанням перехідного процесу зміни температури. Неперервно зростаюча складова температури (крива 4 на рис.2) є експоненціальною, однак в відмінність від експоненціального закону повільніше стабілізується, продовжуючи наростати. Причому, це наростання відбувається з уповільнюючимся темпом по мірі збільшення тривалості макроцикла шліфування на інтервалі $0 \leq \tau \leq \tau_H$. Начиная з 5-ого імпульсу різницею між графіками 2 і 3 (рис.2) можна пренебрати, перехідний процес закінчується, так як відносна помилка при визначенні максимальної температури не перевищує 2 %.

Знайденому вище емпіричним способом часу перехідного процесу відповідає постійний час, який можна знайти з наступного умови.

$$\frac{2q_{\max}}{\lambda} \sqrt{\frac{aT_1}{\pi}} = \frac{2q_{\text{ave}}}{\lambda} \sqrt{\frac{a\tau_t}{\pi}}, \quad (8)$$

де τ_t – постійний час перехідного процесу зміни температури.

Ураховуючи співвідношення між параметрами $q_{\max}$ і q_{ave} , з (8) отримуємо

$$\tau_t = \frac{T}{S} = TQ \quad (9)$$

де Q – скважність прямокутного імпульсу теплового потоку.

Для розглянутого випадку ($S = 0,5714$) постійний час перехідного процесу по формулі (9) становить $\tau_t = \frac{1}{0,5714} = 1,75$ мс.

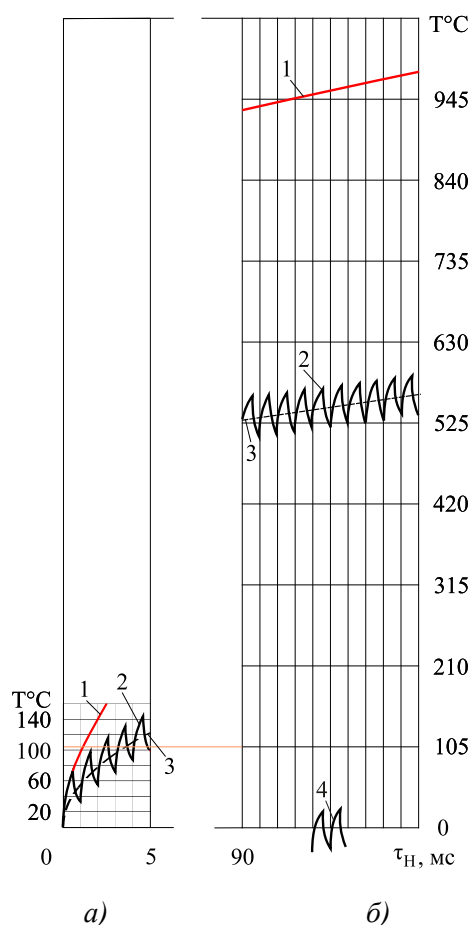


Рис. 3. Температура прерывистого шліфування ($N = 35$) на інтервалі часу перехідного процесу (а) і встановившоїся температури (б)

Відомо, що час експоненціального перехідного процесу, при якому вихідна величина приймає 95 % від свого встановившогося значення, приблизно рівно утроєному значенню постійного часу зміни вихідної величини (температури). Виходячи з цього правила з урахуванням формули (9), час перехідного процесу T_t становить

$$T_t = 3\tau_t = 3 \frac{T}{S} = 3TQ < \tau_H. \quad (10)$$

Для даного випадку час перехідного процесу $1,75 \cdot 3 = 5,25$ мс, що відповідає вибраному інтервалу часу на рис. 2.

Загальна формулювання задачі оптимізації заключається в визначенні геометричних параметрів прерывистого круга, які забезпечують найменшу максимальну температуру шліфування на інтервалі часу дії теплового джерела при шліфуванні $0 \leq \tau \leq \tau_H$.

Для перевірки правильності оцінки постійного часу перехідного процесу по формулі (9) в програмі MatLAB виконано розрахунок температури шліфування по рівнянню (7) на всьому інтервалі нагріву $0 \leq \tau \leq \tau_H$ при шліфуванні (рис. 3.).

На рис. 3. позначено: 1 – неперервно зростаюча температура від впливу максимального теплового потоку $q_{\max}$; 2 – сумарна температура прерывистого шліфування;

3 – непрерывно возрастающая температура прерывистого шлифования от воздействия среднего теплового потока $q(\tau) = q_{ave} = \frac{q_{max} T_1}{T}$ при $S = 0,5714$; 4 — фрагмент периодической установившейся составляющей температуры.

Видно, что температура прерывистого шлифования (кривая 2 на рис. 3) может быть представлена суммой двух компонент: непрерывно возрастающей компоненты 3 и периодической компоненты 4. Полученная математическая модель для определения температуры шлифования может быть использована для исследования температурного поля при любой частоте воздействия периодического теплового потока, в том числе при частоте, характерной для тепловых источников – зерен шлифовального круга.

Для этого необходимо иметь соответствующую геометрическую модель шлифовального круга, и соответствующую ей теплофизическую схему теплового процесса. В этом случае сплошной шлифовальный круг может быть представлен моделью микропрерывистого круга, у которого режущим выступом является отдельное активное зерно круга, а впадиной – воздушный промежуток, характерный, например, для высокопористого шлифовального круга.

Выводы. Исследована математическая модель (2)...(5) для определения температуры прерывистого шлифования для любой частоты воздействия периодического теплового потока. Получена формула (7) для определения температуры шлифования при импульсном тепловом потоке для любой частоты его воздействия. Установлена формула (10) для определения времени переходного процесса температуры прерывистого шлифования.

1. Лиценко Н.В. Исследование влияния смазочно-охлаждающей жидкости на температуру шлифования // Тр. Одес. политехн. ун-та. — Одесса, 2011. — Вып. 2(36). — С. 80-86.
2. Карслоу Г. Теплопроводность твердых тел / Г. Карслоу, Д. Егер. — М.: Наука, 1964. — 487 с.
3. Якимов А.В. Прерывистое шлифование / А.В. Якимов. — Киев-Одесса: Вища школа, 1986. — 175 с.
4. Технология машиностроения: Учебник / [Якимов А.В., Царюк В.Н., Якимов А.А. и др.]; под ред. А.В. Якимова. — Одесса: Астропринт, 2001. — 608 с.

Стаття надійшла до редакції 24.04.2013.

О.І. Лотоцька

ДОСЛІДЖЕННЯ ЯКОСТІ ПОВЕРХОНЬ ЦИЛІНДРИЧНИХ ДЕТАЛЕЙ ПОЛІГРАФІЧНИХ МАШИН ПРИ КОМПЛЕКСНІЙ ТЕХНОЛОГІЇ

У статті запропоновано комплексну технологію, а саме вібраційне обкатування з подальшим хромуванням. Досліджено і проаналізовано параметри шорсткості поверхні, фізико-механічні характеристики поверхні і структури металу.

Ключові слова: вібраційне обкатування, регулярний мікрорельєф, хромування, шорсткість, мікротвердість.

Табл. 1. Рис. 6. Літ. 15.

О.И. Лотоцкая

ИССЛЕДОВАНИЕ КАЧЕСТВА ПОВЕРХНОСТЕЙ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ДЕТАЛЕЙ ПОЛІГРАФИЧЕСКИХ МАШИН ПРИ КОМПЛЕКСНОЙ ТЕХНОЛОГИИ

В статье предложена комплексная технология, которая включает в себя вибрационное накатывание с последующим хромированием. Исследовано и проанализировано параметры шероховатости поверхности, физико-механические характеристики поверхности и структуры металла.

Ключевые слова: вибрационное накатывание, регулярный микрорельеф, хромирование, шероховатость, микротвердость.

O. Lototska

STUDY OF QUALITY PARTS OF CYLINDRICAL SURFACE PRINTING MACHINES AT THE COMPLEX TECHNOLOGY

The paper proposes a complex technology, which includes vibratory rolling with further chrome plating. Studied and analyzed the surface roughness parameters, physical and mechanical characteristics of the surface and structure of the metal.

Keywords: vibration rolling, regular microrelief, chroming, roughness, micro-hardness.

Постановка проблеми. Питання підвищення надійності і довговічності деталей, вузлів, виробів з розвитком сучасної техніки і технології стають все більш актуальним. Працездатність виробів таких, як літальні апарати, двигуни, автомобілі, машини та інші, а також циліндричних деталей та вузлів поліграфічних машин у значній мірі залежить від якості поверхні деталей, оскільки відмова виробів відбувається, як правило, внаслідок ушкоджень втомного характеру. Особливо це важливо для вузлів тертя, оскільки 80% відмов машин і механізмів відбувається через поверхневе руйнування. Довговічність роботи машини залежить від зношування деталей, які працюють в умовах тертя, як швидко чи повільно будуть виникати і розвиватися тріщини, особливо при знакозмінних навантаженнях, тобто довговічність буде залежати від якості поверхневого шару деталі.

Перед нами постає задача підвищити якість поверхні та поверхневого шару, а також експлуатаційних властивостей деталей поліграфічних машин. Відомо, що зародження втомної тріщини починається з поверхні заготовки або в приповерхневому шарі. Тому на фінішних операціях виготовлення відповідальних деталей виробів здійснюють їх обробку методами поверхневого пластичного деформування. Ця обробка дозволяє поліпшити параметри якості поверхневого шару деталей, що забезпечує підвищення надійності і ресурсу виробів у цілому.

При вирішенні завдань технологічного забезпечення якості поверхні деталей та експлуатаційних властивостей потрібно забезпечувати параметри якості поверхневого шару деталей машин відповідно до їхнього призначення, прогнозувати режими обробки, визначати комплекс методів обробки, що забезпечують отримання заданих параметрів якості поверхневого шару з найбільшою продуктивністю.

У зв'язку з цим актуальною є розробка комплексного технологічного процесу, який забезпечить високу якість поверхні та підвищить експлуатаційні властивості деталей поліграфічних машин.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Сучасне поліграфічне машинобудування висуває високі вимоги до матеріалів конструкції, деталей машин, робота яких здійснюється у важких умовах. Номенклатура різних за призначенням виробів та умови роботи, у яких робочі функції виконують поверхневі зони металу (тоді як серцевинні зони несуть лише додаткові функції), безпосередньо не піддається зовнішньому впливу. До таких виробів можуть бути віднесені: деталі, що працюють у середовищах, які викликають хімічну корозію; деталі, які працюють в умовах високих температур; вироби, які підлягають ерозійному впливу середовища за низьких і високих

температур; вироби, які працюють на втому (механічну, термічну, корозійну); вироби, які працюють в умовах високого зносу [1].

Механічна обробка поверхонь металу формує новий мікрорельєф, який забезпечить кращі експлуатаційні характеристики деталям поліграфічного обладнання. Однак після такого процесу обробки, як шліфування, у поверхневому шарі обробленої деталі залишаються значні стискувальні і розтягувальні напруження, які негативно впливають на зносостійкість поверхні. Відповідно, у деяких випадках необхідна додаткова обробка, зокрема: лазерна обробка, дробоструменева обробка, оздоблювально-зміцнююча обробка, нанесення і закріплення на поверхні порошків, тощо.

Нині широкого використання набув метод вібраційної оздоблювально-зміцнювальної технології. Зацікавленість спеціалістів А. П. Гавриша [2], П. О. Киричка [3], Л. Г. Маталіна [4], А. В. Несхозієвського [5], В. Г. Олійника [6, 7], Д. Д. Папшева [8], О. І. Хмілярчук [9], Ю. Г. Шнейдера [10] цим процесом пояснюється широкими технологічними можливостями й істотними техніко-економічними перевагами. Сфера застосування вібраційної технології в різних галузях виробництва достатньо багатогранна та має тенденцію до подальшого розширення. Технологічні можливості цього методу в поєднанні з високою продуктивністю зміцнювальних операцій роблять його одним з найактуальніших і найперспективніших способів зміцнення деталей машин [11 – 14]. Актуальними і не повною мірою дослідженими є поєднання гальванічних і хімічних методів нанесення покриттів, наплавлення, напилення, іонна імплантація, лазерна обробка з оздоблювально-зміцнювальними технологічними процесами. Забезпечити підвищення експлуатаційних властивостей, покращити декоративний вигляд виробів можна завдяки використанню вібраційного обкатування з подальшим хромуванням.

Низька шорсткість поверхні, а також зміцнення поверхнево-пластичним деформуванням (ППД), до якого відноситься метод вібраційного обкатування підвищує витривалість деталей. У результаті ППД відбувається поверхневий наклеп. Така обробка поверхні перед нанесенням гальванічного покриття повністю знімає шкідливий вплив покриття на експлуатаційні властивості деталей.

Як вказано в роботах [11, 15], деталі з покриттям мають високі експлуатаційні властивості, що значно підвищує їхню зносостійкість і ресурс роботи.

Невирішені частини проблеми. При виготовленні поліграфічних машин особливу увагу приділяють питанням підвищення надійності, економічності та ресурсу виробів, що експлуатуються, за рахунок нанесення на них стійких покриттів, здатних упродовж тривалого часу працювати в умовах тертя. Унаслідок високої корозійної стійкості та зносостійкості покриття хромом вже використовується в якості захисних у багатьох галузях.

При вирішенні завдань технологічного забезпечення якості поверхні деталей та експлуатаційних властивостей потрібно забезпечувати параметри якості поверхневого шару деталей машин відповідно до їхнього призначення, прогнозувати режими обробки, визначати комплекс методів обробки, що забезпечують отримання заданих параметрів якості поверхневого шару з найбільшою продуктивністю.

Ознайомлення з роботами українськими вченими свідчить про те, що в теперішній час немає достатньо раціональних, що вичерпують всі можливості застосування оздоблювально-зміцнюючої обробки для створення на поверхні заданого регулярного мікрорельєфу синусоїдального типу без перетину нерівностей, з одночасним наперед заданим покращенням фізико-механічних властивостей поверхневого шару, геометричних параметрів поверхні та, відповідно, експлуатаційних властивостей виробів.

Метою дослідження є розробка комплексної технології формування мікрорельєфу на циліндричних поверхнях для забезпечення якості та експлуатаційних властивостей деталей поліграфічних машин. Експериментальне визначення параметрів якості поверхневого шару циліндричних деталей поліграфічних машин по запропонованій технології.

Основні результати дослідження. На надійність роботи деталей машин суттєве значення має якість обробленої поверхні. Адже, якість – поняття багатогранне, яке включає в себе ряд аспектів: від зовнішнього вигляду до експлуатаційних властивостей, включаючи надійність.

Формування мікрогеометрії поверхні і поверхневого шару відбувається при протіканні складних процесів під час різних методів обробки та зміцнення. Запропоновано комплексну технологію формування на поверхнях циліндричних деталей, яка включає в себе вібраційне обкатування з подальшим хромуванням.

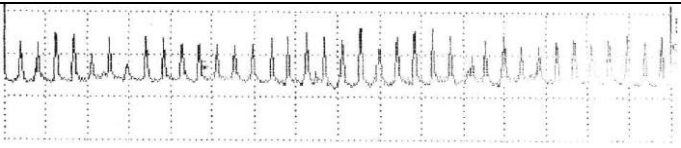
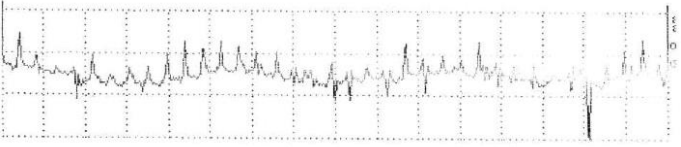
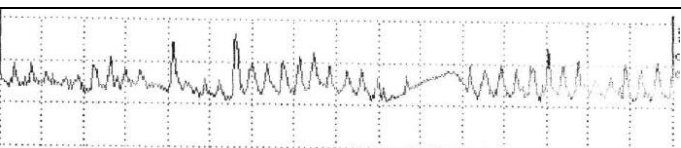
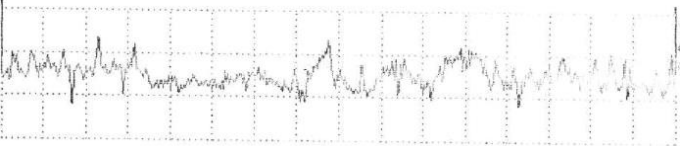
Якість поверхні характеризується фізико-механічними і геометричними властивостями поверхневого шару деталі. До фізико-механічних властивостей відносяться структура поверхневого шару, твердість, ступінь і глибина наклепу, залишкові напруги.

З геометричних властивостей найбільший вплив на точність обробки і експлуатаційні властивості деталей надає шорсткість поверхні.

Експериментальні дослідження шорсткості поверхні проводили на зразках зі сталі 45 після шліфування, вібраційного обкатування, хромування, а також після комплексної технології.

Профілограми з поверхні деталей і середнє арифметичне відхилення профілю R_a при зазначених вище методах обробки для сталі 45 наведемо в табл. 1.

Таблиця 1. Середнє арифметичне відхилення профілю та профілограми для сталі 45 за різними технологіями

№ з/п	Метод обробки	Середнє арифметичне відхилення профілю, R_a	Профілограми
1	Шліфування	0,16 – 3,2	
2	Хромування	0,32 – 2,5	
3	Вібраційне обкатування	0,32 – 2,5	
4	Вібраційне обкатування + хромування	0,16 – 1,6	

Геометричні параметри поверхні після вібраційного обкатування алмазним індентором майже не відрізнялись від геометричних параметрів поверхні після шліфування. Шорсткість поверхні після комплексної технології становить R_a 0,16–1,6 мкм.

У процесі експлуатації поверхневі шари деталей машин, які працюють за умов тертя, піддаються корозійному, тепловому, адгезійному впливу при цьому важливу роль відіграє структура й фізико-механічний комплекс властивостей тонкого приповерхневого шару матеріалу, від якого істотно залежить характер утворених структур за умов тертя, а також кінетика зношування.

Під дією зовнішнього впливу поверхневий шар деталей при зношуванні може зазнавати різноманітних змін, які зумовлені деформацією та підвищенням температури контакту. У процесі деформування матеріал зміцнюється і його твердість підвищується. З погляду експлуатації деталей більший інтерес викликає твердість поверхневого шару.

Умови випробовувань значно впливають на отримані результати. Тому необхідно було задати ці умови для того, щоб параметри фізико-механічних властивостей можна було порівняти та відтворювати їх надалі.

Дослідження фізико-механічних властивостей було виконано на трьох групах зразків: після вібраційної обробки, комплексної технології; гальванічного хромування.

Дослідження мікротвердості зразків наведені на рис. 1 – 3.

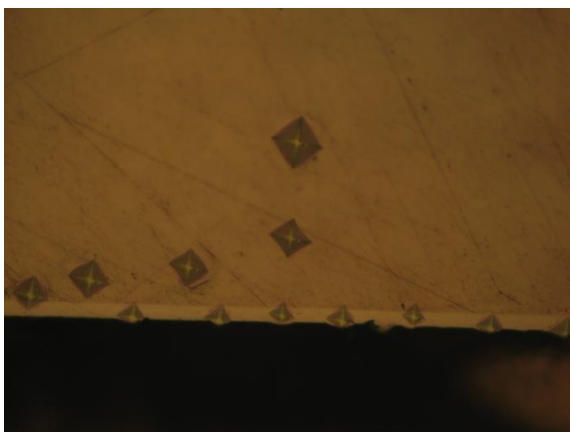


Рис. 1. Мікротвердість зразків зі сталі 45 після хромування при навантаженні 50 г, $\times 500$



Рис. 2. Мікротвердість зразків зі сталі 45 після вібраційного обкатування при навантаженні 50 г, $\times 500$



Рис. 3. Мікротвердість зразків зі сталі 45 після комплексної технології при навантаженні 50 г, $\times 500$

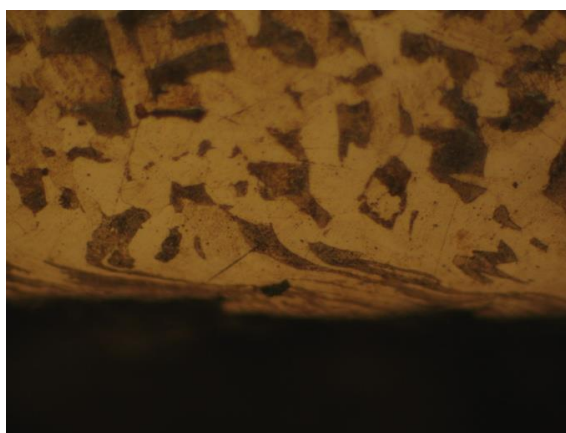


Рис. 4. Структура зразків зі сталі 45 після вібраційного обкатування $\times 500$

При дослідженні мікротвердості зразків, зокрема зі сталі 45, після застосування комплексної технології виявлено, що глибина зміцненого шару сталі 45, який складає 16,5 мкм, а мікротвердість була в межах 8410–9460 МПа.

Також були проведені дослідження мікротвердості зі сталей У10, 20Х, ХГС, 18ХГТ, 38ХМЮА і сталі 40. Проведені дослідження дозволяють зробити висновок, що при застосуванні вібраційного обкатування з подальшим хромуванням мікротвердість поверхні збільшується в 4–4,5 рази порівняно з основним металом і в 1,5 рази – у порівнянні з суто хромованою поверхнею.

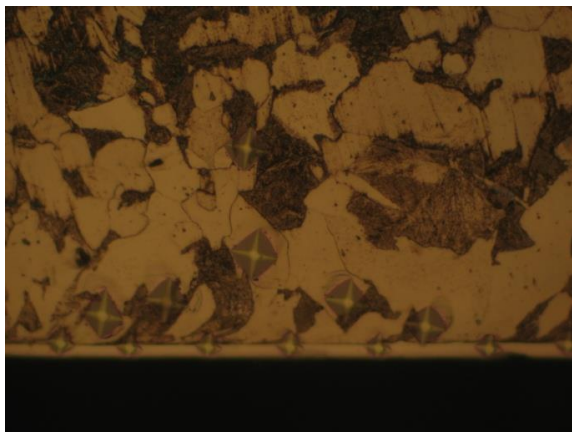


Рис. 5. Структура зразків зі сталі 45 після хромування $\times 500$ з відбитками твердості

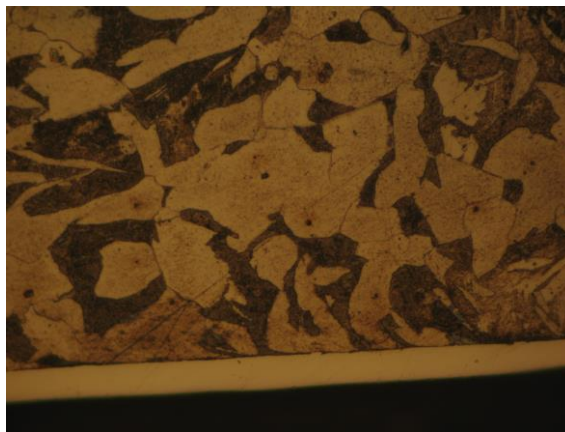


Рис. 6. Структура зразків зі сталі 45 після комплексної технології $\times 500$

Фізико-механічні властивості поверхневого шару характеризуються певною текстурою – орієнтацією деформованих зерен, зміною їхньої форми і розмірів, цілісністю матеріалу поверхневого шару, наявністю в ньому макро- і мікротріщин, структурними перетвореннями тощо.

Загальний вигляд структури наведено на рис. 4-6.

Структура металу, як видно з рис. 4-6, є ферито-перлітною, що характерно для якісної конструкційної сталі 45, і має чітко виражений поверхнево-текстурований шар.

Структура металу після комплексної технології на мікрофотографії (рис. 6) ілюструє щільне прилягання шару хрому до поверхні деталі після вібраційного обкатування, яке сприяє не тільки інтегральному зміцненню поверхні (разом з гальванічним покриттям), а й міцності зчеплення покриття з деталлю.

Металографічний аналіз травлених шліфів показав, що в поверхневому шарі після пластичного деформування маємо зони дрібнення кристалічної структури вихідного зерна (рис. 4 – 6). Малі пружнопластичні деформації розповсюджуються в глибину матеріалу. Деформації навіть дуже малої величини викликають зміни механічних властивостей матеріалу поверхневого шару навіть без зміни якісного складу структури, що являє собою ферито-перлітну структуру, а текстурованість поверхневих шарів, яка виникає під дією деформації, забезпечує зростання фізико-механічних властивостей поверхні за рахунок внутрішньозернового дислокаційного зміцнення.

У результаті пластичної деформації (наклепу) поверхневого шару його властивості змінюються, метал стає міцнішим, твердість його збільшується. Такі зміни фізико-механічних властивостей поверхневого шару мають значний вплив на зносостійкість і динамічну міцність циліндричних деталей поліграфічного обладнання.

Висновки. Аналізуючи вище викладене, можна зробити такі висновки:

1. Обробка та відновлення деталей методами зміцнення в поєднанні з нанесенням покриття хромом дає можливість досягти потрібної точності і якості деталей при високій продуктивності, що підвищує надійність і довговічність поліграфічних машин у процесі експлуатації.

2. Металографічні дослідження показали, що в поверхневому шарі є зони дрібнення кристалічної структури вихідного зерна, що забезпечує зростання фізико-механічних властивостей поверхні за рахунок внутрішньозернового дислокаційного зміцнення.

3. Дослідження якості поверхні на основі металографічного аналізу показало щільне прилягання шару хрому до поверхні деталі після вібраційного обкатування, яке сприяє не тільки інтегральному зміцненню поверхні (разом з гальванічним покриттям), але й міцності зчеплення покриття з деталлю, що також підтверджується дослідженням на зчеплення.

4. Дослідження мікротвердості показало, що максимальною вона є в приповерхневому шарі і в 4 – 4,5 рази більша порівняно з основним металом.

1. Віцюк Ю. Ю. Підвищення працездатності вузлів тертя поліграфічних машин / Ю. Ю. Віцюк, Т. А. Роїк, А. П. Гавриш, О. О. Мельник // Технологія і техніка друкарства / ВПІ НТУУ «КПІ». – 2010. – №2. – С. 4–9.
2. Гавриш А. П. Опыт разработки и внедрения прогрессивных высокопроизводительных отделочно-упрочняющих технологий / А. П. Гавриш, П. А. Киричок. – К. : Знание, 1989. – 16 с.
3. Киричок П. О. Технологічне забезпечення працездатності та надійності елементів та вузлів поліграфічних машин / П. О. Киричок // Технологія і техніка друкарства / ВПІ НТУУ «КПІ». – 2003. – № 1. – С. 71–79..
4. Маталін А. А. Технологические методы повышения долговечности деталей машин / А. А. Маталін. – К. : Техніка, 1971. – 144 с.
5. Несхозиєвський А. В. Розрахунок контактної площі деталей поліграфічного обладнання після нанесення мікрорельєфу / А. В. Несхозиєвський // Технологія і техніка друкарства / ВПІ НТУУ «КПІ». – 2011. – № 1. – С. 120–123.
6. Олійник В. Г. Алгоритм керування технологічним процесом оздоблювально-зміцнюючої обробки деталей поліграфічного обладнання / В. Г. Олійник // Технологія і техніка друкарства / ВПІ НТУУ «КПІ». – 2007. – № 1–2. – С. 188–195.
7. Киричок Т. Ю. Керування технологічними процесами оздоблювально-зміцнюючої обробки деталей поліграфічного обладнання / Т. Ю. Киричок, В. Г. Олійник // Технологія і техніка друкарства / ВПІ НТУУ «КПІ». – 2007. – № 3–4. – С. 74–80.
8. Папшев Д. Д. Отделочно-упрочняющая обработка поверхностным пластическим деформированием / Д.Д. Папшев. – М. : Машиностроение, 1978. – 152 с.
9. Хмілярчук О. І. Підвищення якості та експлуатаційних властивостей деталей технологічного обладнання / О. І. Хмілярчук // Технологія і техніка друкарства / ВПІ НТУУ «КПІ». – 2005. – № 1. – С. 73–77.
10. Шнейдер Ю. Г. Технология финишной обработки давлением : справочник / Ю. Г. Шнейдер. – СПб. : Политехника, 1998. – 414 с.

11. Несхозієвський А. В. Розробка технологічного процесу відновлення деталей поліграфічного обладнання / А. В. Несхозієвський // Технологія і техніка друкарства / ВПІ НТУУ «КПІ». – 2010. – № 4. – С. 122–126.
12. Дроздов Ю. Н., Усов С. В. Использование комбинированных технологических методов для повышения износостойкости деталей машин // Вестник машиностроения. – 1985. - №10. – с. 9-11.
13. Хмілярчук О. І. Комбіновані способи поверхневого пластичного деформування деталей поліграфічного обладнання // „Технологія і техніка друкарства”. – Київ: НТУУ „КПІ” ВПІ, 2006. – №3. – С. 74-80.
14. Клочков Д. П. Методика выбора рациональных режимов обработки деталей с целью повышения износостойкости поверхностей // Интернет-вестник ВолгГАСУ. Полиматическая серия, 2010. – Вып.2 (12). – С. 1-3.
15. Зенкин Н. А. Методология выбора упрочняющих покрытий ответственных деталей машиностроения / Н. А. Зенкин, Е. О. Куроптева // Механіка та машинобудування. – 2002. – № 1. – С. 184–191.

Стаття надійшла до редакції 05.04.2013.

І.В. Луців, В.Н. Волошин, Р.О. Бица
ПІДВИЩЕННЯ ГНУЧКОСТІ ТОКАРНИХ ПАТРОНІВ ШЛЯХОМ АДАПТАЦІЇ
КУЛАЧКІВ ДО ПОВЕРХНІ ЗАТИСКУ

У статті приведені результати теоретичних досліджень адаптивних затискних елементів токарних патронів, які створені шляхом навмисного введення в їх конструкцію зон деформації. З використанням CAD/CAE – систем проведена оцінка умов затиску в зоні контакту між адаптивними затискними елементами та поверхнею затиску. Проаналізовано напружений стан зони адаптації запропонованих затискних кулачків.

Ключові слова: токарний патрон, затискний елемент, поверхня затиску, металорізальний верстат, гнучкість, моделювання.

Табл. 1. Рис. 5. Літ. 7.

И.В. Луцев, В.Н. Волошин, Р.О. Быца
ПОВЫШЕНИЕ ГИБКОСТИ ТОКАРНЫХ ПАТРОНОВ ПУТЕМ АДАПТАЦИИ
КУЛАЧКОВ К ПОВЕРХНОСТИ ЗАЖИМА

В статье приведены результаты теоретических исследований адаптивных зажимных элементов токарных патронов, созданных путем умышленного введения в их конструкцию зон деформации. С использованием CAD/CAE - систем проведена оценка условий зажима в зоне контакта между адаптивными зажимными элементами и поверхностью зажима. Проанализировано напряженное состояние зоны адаптации предложенных зажимных кулачков.

Ключевые слова: токарный патрон, зажимной элемент, поверхность зажима, металлорежущий станок, гибкость, моделирование.

I. Lutsiv, V. Voloshyn, R. Bytsa
THE IMPROVEMENT OF FLEXIBILITY OF THE CHUCKS WITH THE HELP OF
ADAPTATION OF THE CLAMPING ELEMENTS TO THE CLAMPING SURFACE

The scientific paper deals with the theoretical investigations results of turning clamping chucks adaptive clamping elements made by intentional imposition of deformation zones in their design. The estimation of clamping conditions in the contact zone between adaptive clamping elements and clamping surface was carried out with a help of CAD/CAE systems. The stress state of the given clamping cam adaptive zone was analyzed.

Kew words: clamping chuck, clamping element, clamping surface, machine tool, flexibility, modeling.

Постановка проблеми. На сьогодні поряд з тенденціями підвищення продуктивності, точності, розширення функціональних можливостей обладнання для токарної обробки актуальним є ріст рівня автоматизації серійного і особливо дрібносерійного виробництва, який супроводжується підвищенням його гнучкості. В умовах ринкової економіки співвідношення продуктивності та гнучкості металорізальних верстатів, які використовуються в дрібносерійному і серійному виробництві, має велике значення. При токарній обробці це співвідношення суттєво залежить від технологічного оснащення для затиску заготовок, яким у більшості випадків служать механізовані токарні патрони. Можливість переналагодження затискного патрона при зміні типорозміру оброблюваної деталі, час та вартість такого переналагодження в значній мірі визначають ефективність механічної обробки.

При різних діаметрах затиску використовуються швидкопереналагоджувані (вручну чи автоматично) затискні патрони, якими оснащуються токарні верстати, побудовані в основному на дискретній схемі охоплення діапазону розмірних параметрів заготовок, яка передбачає наявність комплектів затискних елементів, а при умонтуванні верстатів у верстатні комплекси – пристроїв їх накопичення та швидкої заміни. Це все відбивається на собівартості переналагодження. Окрім того, при невідповідності діаметра поверхні затиску діаметру розточування «сирих» затискних кулачків, або діаметру шліфування загартованих кулачків в зоні контакту виникають високі поверхневі тиски, що може призвести до пошкодження поверхні, по якій проводиться затиск. Тому зменшення кількості затискних елементів для охоплення робочого діапазону заготовок, скорочення часу на їх переналагодження та адаптація затискних елементів до поверхні затиску є актуальною науковою задачею підвищення гнучкості токарних патронів.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Підвищенню гнучкості затискних патронів присвячено багато робіт вітчизняних та зарубіжних вчених. У роботах [1-6], закладені наукові основи створення самоналагоджувальних, широкодіапазонних, швидкопереналагоджувальних та багатофункціональних затискних механізмів, запропонований диференціально-морфологічний метод структурно-схемного синтезу, який дозволяє створювати нові структури затискних

патронів, що розширюють технологічні можливості автоматизованого обладнання для токарної обробки та верстатних модулів на його основі. Питанням затиску пруткових заготовок у широкому діапазоні присвячені роботи [3; 5], в яких теоретично обґрунтовані та експериментально підтверджені принцип широкодіапазонного цангового затиску та принцип використання декількох передавально-підсилюючих ланок. Використання цих принципів дозволяє реалізувати невеликий діапазон охоплення заготовок. В роботах [1; 2; 4] показано, що при широкому діапазоні затиску доцільно реалізовувати структури швидкопереналагоджувальних затискних патронів із дискретно-неперервною схемою охоплення, що зменшує кількість затискних елементів і скорочення часу на переналагодження. Це вимагає вирішення задач, зв'язаних із пошуком нових підходів до реалізації дискретно-неперервної схеми охоплення і її втілення в конструкцію затискного патрона [6]. Питанням створення і дослідження затискних патронів для затиску штучних заготовок в широкому діапазоні присвячена робота U. Bahrke [7], у якій проведено оцінку ряду конструкцій гнучких затискних елементів з поперечним перерізом кругоподібної форми, які самостійно пристосовуються до поверхні деталі в діаметральному перерізі.

Невирішені частини проблеми. Існуючі на сьогодні способи охоплення розмірів заготовок при затиску по циліндричних поверхнях затискними патронами на автоматизованому обладнанні для токарної обробки та модулів на його основі реалізуються по трьох основних схемах [4]: дискретній; неперервній; дискретно-неперервній. При реалізації таких схем охоплення затискний елемент має так звану «фіксовану» геометрію поверхні затиску, тобто геометрія його поперечного перерізу виконана під певний діаметр затиску. Затиск по циліндричній поверхні більшого чи меншого діаметрів призводить до того, що прилягання затискного елемента відбувається по певних зонах контакту, в яких виникають високі поверхневі тиски. При затиску заготовки по чорнових базах це допустиме явище, проте при затиску по оброблених чистових базах на кінцевих операціях технологічного процесу це призводить до пошкодження поверхні затиску, зниження точності та жорсткості затиску. Одним із варіантів вирішення цієї проблеми є розточування «сирих» затискних кулачків, або шліфування загартованих кулачків під певний діаметр затиску. Але в умовах швидкопереналагоджуваного виробництва це вимагає значних фінансових затрат. Тому невирішеною залишається проблема адаптації затискних елементів до поверхні затиску в певному діапазоні діаметрів при реалізації дискретно-неперервної та неперервної схеми охоплення діапазону діаметрів заготовок.

Метою дослідження є розробка конструктивних схем затискних елементів для механізованих токарних патронів, які в процесі затиску адаптуються до геометрії поверхні затиску заготовки визначеного діапазону діаметрів, а також дослідження з використанням CAD/CAE-систем їх впливу на заготовку в зоні контакту при затиску.

Основні результати дослідження. Токарний патрон, як технічна система, повинен забезпечити виконання основної функції – базування та закріплення деталей. Ця основна функція розділяється на ряд підпорядкованих функцій, які реалізуються відповідними функціональними підсистемами [4]. Однією з таких підсистем є підсистема безпосереднього впливу на об'єкт закріплення, що вирішує такі основні завдання: базування об'єкта закріплення; передавання зусилля затиску на об'єкт закріплення; підтримування відповідного положення і орієнтації об'єкту закріплення в процесі обробки при дії складових сили різання, сили тяжіння та відцентрових сил; передавання необхідного обертового моменту на об'єкт закріплення для здійснення процесу різання. Конструктивно система безпосереднього впливу виконана у вигляді системи затискних елементів, які для передавання зусилля затиску взаємодіють із кінематичною підсистемою токарного патрона (передавально-підсилювальними ланками), та певним чином розташовані у корпусі патрона.

Для досягнення поставленої мети необхідні принципово нові підходи до створення системи затискних елементів, яка повинна забезпечити їх адаптацію до поверхні затиску при реалізації типових кінематичних структур затискних патронів з дискретно-неперервною схемою охоплення заготовок. Дискретно-неперервна схема (рис.1) реалізується за рахунок неперервного охоплення вузького діапазону ΔD та переходу на потрібний розмірний діапазон маніпулюванням (заміна або перепозиціонування) затискними елементами, або їх комплектами [4]. Охоплення діапазону ΔD відбувається за рахунок таких параметрів кінематичної підсистеми токарного патрона, як робочого ходу вхідної ланки та передавального відношення передавально-підсилюючих ланок. При роботі затискного елемента із «жорсткою» геометрією поперечного перерізу в діапазоні ΔD

можливі наступні варіанти його контактування із заготовкою (рис.2): повний контакт ($R_3=R_k$); неповний контакт ($R_3<R_k$); контакт по кромках ($R_3>R_k$). Тому для забезпечення повного контакту затискні елементи $3E_1, 3E_2, \dots, 3E_n$ (рис.1) повинні адаптуватися до поверхні затиску саме у цьому вузькому діапазоні ΔD .

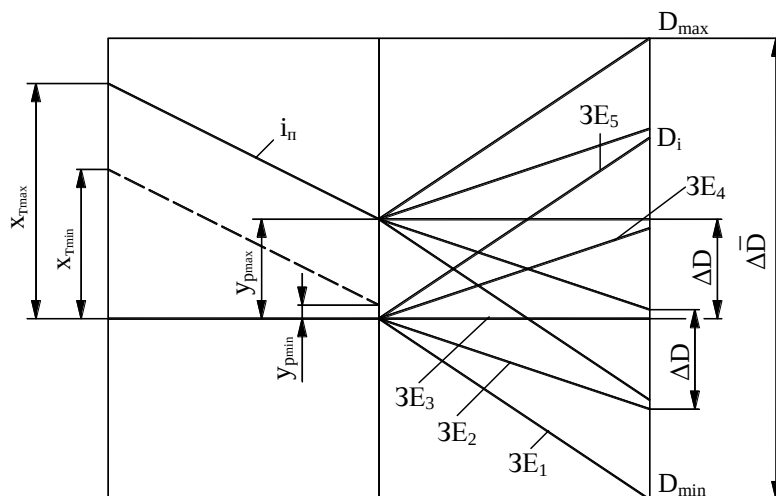


Рис. 1. Типова кінематична структура затискного патрона з дискретно-неперивною схемою охоплення з одним кінематичним ланцюгом

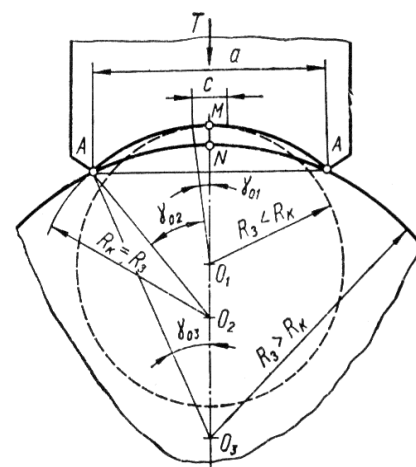


Рис. 2. Варіанти контактування кулачка з гладкою циліндричною поверхнею

Одним із принципових підходів створення адаптивних затискних елементів є навмисне введення в їх конструкцію зон деформації, що дозволяє забезпечити прилягання контактуючої поверхні затискного елемента до поверхні затиску заготовки. Такі зони можуть бути створені з використанням евристичних прийомів повного та неповного розчленування затискних елементів, створення пустот в затискному елементі, використання здатних до деформування кільцевих сегментів та ін. На рис.3,а приведений затискний кулачок, синтезований шляхом видалення матеріалу із цільного кулачка у вигляді кільцевої канавки, а на рис.3,б та рис.3,в затискні кулачки синтезовані шляхом неповного розчленування їх затискної частини. Затискні кулачки із здатними до деформування кільцевими сегментами приведені на рис.3,г та рис.3,д.

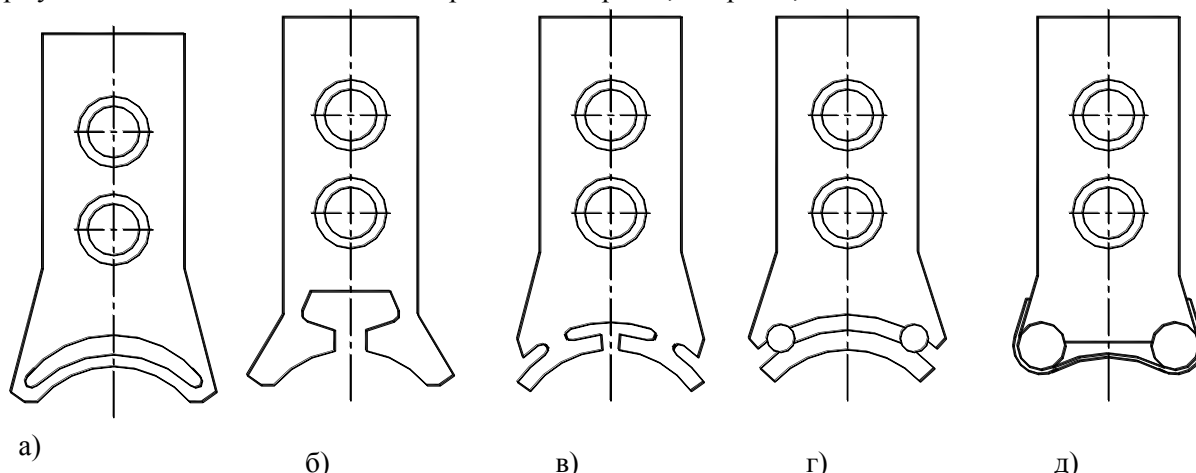


Рис. 3. Конструктивні схеми синтезованих адаптивних затискних елементів

У зв'язку з складною геометрією синтезованих затискних елементів для аналітичного дослідження умов затиску в зоні контакту затискним елементом і поверхнею затиску а також оцінки напружено-деформованого стану використано сучасну CAD/CAE-систему. Цикл моделювання за допомогою CAD/CAE-системи включав наступні основні етапи [4]: розробка геометрії затискного елемента; введення характеристик матеріалу кулачка; вибір типів скінченних елементів та введення їх параметрів; розбиття затискного елемента та деталі на скінченні

елементи; накладання граничних умов та формування системи навантажень; вибір та накладання граничних умов, які моделюють зону контакту; перевірка коректності розробленої моделі; моделювання умов контакту та напружено-деформованого стану адаптивних затискних елементів; візуалізація та аналіз результатів моделювання.

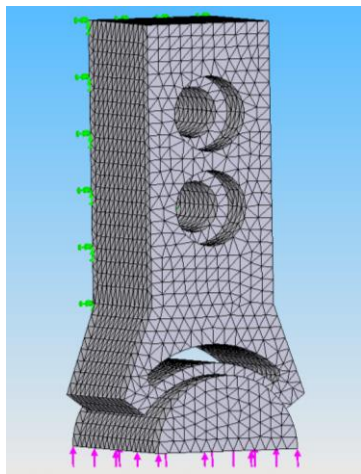


Рис. 4. Скінченно-елементна модель кулачка із накладеними граничними умовами

Моделювання напружено-деформованого стану проводилося для адаптивного кулачка, конструкція якого розроблена на основі конструктивної схеми зображеної на рис.3,а, для трикулачкового механізованого патрона з діаметром корпуса 210 мм. Згенерована автоматично скінченно-елементна сітка, граничні умови, система прикладеного навантаження та зони контактування заготовки із кулачком, які відповідають реальним умовам роботи в процесі затиску, приведені на рис.4. Геометрія заготовки та кулачка описана тетрадральними скінченними елементами. Сила затиску, прикладена до кулачка, варіювалася в діапазоні від 0,5 до 5 кН. Це відповідає сумарній силі затиску кулачками затискного патрона відповідно 1,5 – 15 кН. При моделюванні імітувався затиск заготовок в діапазоні $\Delta D = 10$ мм, який визначається конструктивними параметрами даного типорозміру токарного патрона.

Результатами моделювання затискного кулачка для різних діаметрів затиску, навантаженого силою затиску, є еквівалентні напруження, значення яких розраховувалися по гіпотезі енергії зміни форми Ріхарда Фон Мізеса. Картини напруженого стану затискного кулачка для різних діаметрів затиску приведені на рис. 5.

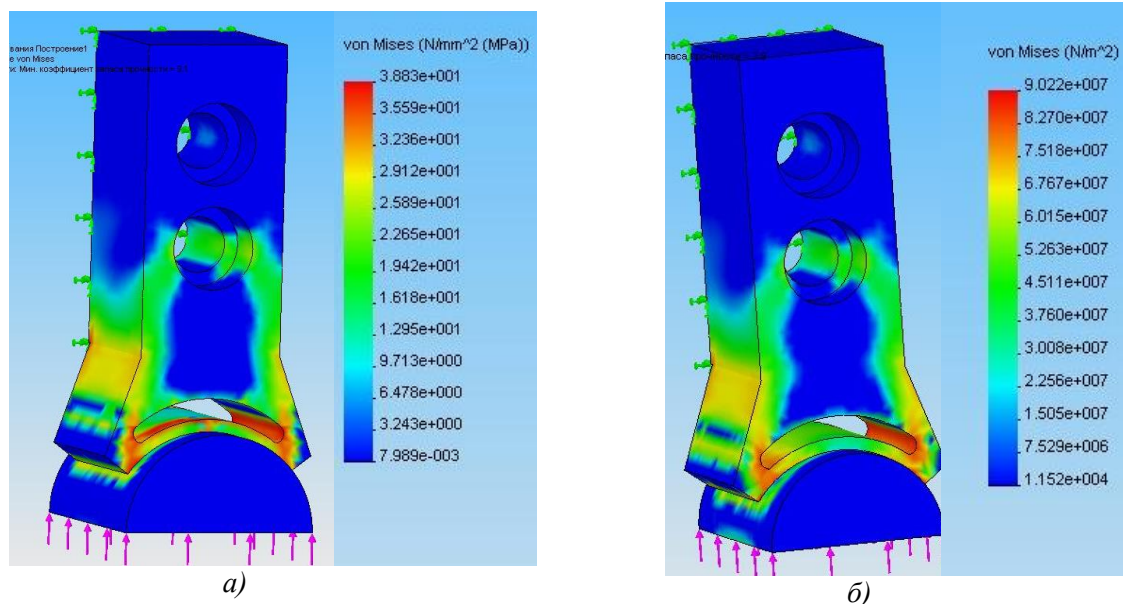


Рис. 5. Картина напруженого стану кулачка при затиску деталі силою затиску 4,5 кН: а) Ø47 мм; б) Ø42 мм

Отримані картини напружено-деформованого стану аналогічні для різних діаметрів затиску заготовок та навантажень силою затиску. Аналіз картин розподілу напружень по об'єму кулачка показує, що найбільші напруження виникають в крайніх зонах кулачка де сполучається кільцева затискна частина із тілом кулачка. Це викликано концентраторами напружень в цих зонах, якими є радіусні переходи. Максимальні еквівалентні напруження в затискному кулачку, отримані в результаті моделювання методом скінченних елементів при різних зусиллях затиску та діаметрах затиску, приведені в табл.1.

Результати моделювання показують, що із збільшенням зусилля затиску, яке припадає на один кулачок в 10 раз, максимальні еквівалентні напруження також збільшуються у 10 раз, тобто спостерігається прямопропорційна лінійна залежність між навантаженнями та максимальними

еквівалентними напруженнями. При цьому більші напруження характерні для менших діаметрів затиску, що пов'язано із меншою зоною контактування заготовок малих діаметрів та їх умовами контактування, які викликані і більшою радіальною деформацією затискної частини адаптивного кулачка. Із збільшенням діаметра затиску від 42 до 50 мм максимальні еквівалентні напруження зменшуються у 2,44 рази. Аналіз результатів моделювання показав те, що затискна частина адаптивного кулачка працює в зоні пружних деформацій і забезпечує її повний контакт із заготовкою в заданому діапазоні діаметрів при затиску.

Таблиця 1. Максимальні еквівалентні напруження в затискному кулачку, отримані в результаті моделювання методом скінченних елементів

Зусилля затиску, яке припадає на один кулачок, Т, Н										
	500	1000	1500	2000	2500	3000	3500	4000	4500	5000
d, мм	Максимальне еквівалентне напруження, $\sigma_{\text{екв}}$, Н/мм ²									
42	10	20	30	40	50	60	70	80	90	100
45	6,9	13,9	20,9	27,8	34,8	41,8	48,7	55,8	62,7	69,6
47	4,3	8,6	12,9	17,2	21,6	25,9	30,2	34,5	38,8	43,1
50	4,1	8,2	12,3	16,5	20,6	24,7	28,8	32,9	37	41

Висновки. Аналізуючи вище викладене, можна зробити наступні висновки:

1. Запропоновано принцип створення затискних елементів шляхом навмисного введення в їх конструкцію зон деформації, що дозволяє забезпечити адаптацію контактуючої поверхні затискного елемента до поверхні затиску заготовки.

2. На основі запропонованого принципу синтезу затискних елементів розроблено їх конструктивні схеми на основі стандартних затискних елементів.

3. З використанням CAD/CAE – систем проведена оцінка умов затиску в зоні контакту між адаптивними затискними елементами та поверхнею затиску. Проаналізовано напружений стан зони адаптації одного із запропонованих варіантів затискних кулачків. Проведений аналіз напруженого стану показав, що затискна частина працює в зоні пружних деформацій і забезпечує в заданому діапазоні діаметрів її повний контакт із заготовкою при затиску.

Перспективи подальших досліджень. В подальшому планується провести теоретичні та експериментальні дослідження впливу жорсткості контакту накладного адаптивного затискного елемента із основним кулачком та напрямними токарного патрона на розподіл контактного тиску по поверхні затиску в статиці, режимі усталеного обертання та в процесі токарної обробки.

1. Волошин В.Н. Синтез затискних патронів з позиційними багатопрофільними затискними елементами для токарних верстатів: дис. канд. техн. наук: 05.03.01/ Волошин Віталій Несторович – К., 2003. – 234 с.
2. Кузнецов Ю.М. Принципи швидкого переналадження затискних патронів токарних верстатів/ Ю.М. Кузнецов, В.Н. Волошин// Вісник Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут»: серія машинобудування. – 2002. – №43. – С. 126-128.
3. Кушик В.Г. Широкодіапазонні цангові патрони токарних горизонтальних багатошпіндельних автоматів/ В.Г. Кушик// Вісник Тернопільського державного технічного університету. – 1999 – №2. – С.81-85.
4. Технологічне оснащення для високоефективної обробки деталей на токарних верстатах: Монографія/ [Кузнецов Ю.М., Луців І.В., Шевченко О.В., Волошин В.Н.]. – К.: – Тернопіль: Терно-граф, 2011. – 692 с.
5. Ахрамович В.Н. Анализ и синтез клиноплунжерных широкодиапазонных зажимных патронов токарных автоматов: дисс. канд. техн. наук: 05.03.01/ Ахрамович Владимир Николаевич. – К., 1991. – 209 с.
6. Принципы создания самонастраивающихся и широкодиапазонных зажимных механизмов/ Ю.Н. Кузнецов, А.А. Вачев. – К.: Знание, 1985. – 24 с.
7. Bahrke U. Flexible Spannbacken für die Drehbearbeitung. Technische Universität Berlin, Diss., 1998.

Стаття надійшла до редакції 26.04.2013.

УДК 691.32.539.217.2:661.2

В.І. Маруха**МЕТОДОЛОГІЯ ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНИХ ДОСЛІДЖЕНЬ МЕХАНІЧНОЇ МІЦНОСТІ БЕТОНУ І ЗАЛІЗОБЕТОНУ ПРИ ДІАГНОСТУВАННІ СТАНУ ТА ВІДНОВЛЕННІ РОБОТОЗДАТНОСТІ КОНСТРУКЦІЙ ІН'ЄКЦІЙНИМИ МАТЕРІАЛАМИ**

Розглянуто теоретичні основи визначення міцності бетону й залізобетону в лабораторних умовах. Обґрунтовано вибір конструкцій експериментальних зразків. Описано методологію визначення міцності вихідних та відновлених ін'єкційними полімерними матеріалами модельних зразків з штучними тріщинами.

Ключові слова: бетон, залізобетон, тріщина, ін'єкційне відновлення, випробування, механічна міцність.

Рис. 9. Літ. 9.

В.И. Маруха**МЕТОДОЛОГИЯ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ МЕХАНИЧЕСКОЙ ПРОЧНОСТИ БЕТОНА И ЖЕЛЕЗОБЕТОНА ПРИ ДИАГНОСТИРОВАНИИ СОСТОЯНИЯ И ВОССТАНОВЛЕНИИ РАБОТОПРИГОДНОСТИ КОНСТРУКЦИЙ ИНЪЕКЦИОННЫМИ МАТЕРИАЛАМИ**

Рассмотрены теоретические основы определения прочности бетона и железобетона в лабораторных условиях. Обосновано выбор конструкций экспериментальных образцов. Описано методологию определения прочности исходных и восстановленных инъекционными полимерными материалами модельных образцов с искусственными трещинами.

Ключевые слова: бетон, железобетон, образец, трещина, инъекционное восстановление, испытание, механическая прочность.

V. Marukha**METHODOLOGY OF EXPERIMENTAL INVESTIGATIONS OF MECHANICAL STRENGTH OF CONCRETE AND IRON CONCRETE WHEN DIAGNOSING THE STATE AND RENEWAL THE SERVICEABILITY OF STRUCTURES WITH INJECTION TECHNOLOGIES**

Theoretical bases of evaluation of the concrete and iron concrete strength in laboratory conditions are considered. The choice of the construction of the experimental specimen is substantiated. The methodology of strength evaluation of the as-received and renewed by injection technologies materials of model specimens with artificial cracks is described.

Key words: concrete, iron-concrete, crack, injection renewal, testing, mechanical strength

Постановка проблеми. Моделювання в лабораторних умовах процесів експлуатаційної деградації бетонних матриць будівельних конструкцій базується переважно на встановленні їх міцності та тріщиностійкості за дії статичних навантажень, передусім, стиску, розтягу і згину [1-3]. До регламентованих чинною в Україні нормативною документацією лабораторних методик із визначення механічних властивостей бетонів, відносяться, зокрема, наступні стандарти:

- визначення міцності – ГОСТ 101280-90;
- визначення тріщиностійкості (в'язкості руйнування) – ГОСТ 29167-91.

Розроблені раніше у Фізико-механічному інституті ім. Г.В. Карпенка НАН України (ФМІ) науково-методичні підходи [4, 5] щодо оцінювання міцності і тріщиностійкості бетонів не розглядали їх зміну в результаті застосування ін'єкційних технологій. В той же час виходячи з наших теоретичних уявлень [6] щодо спрямування руйнівальних напружень у бетонних зразках із заповненими ін'єкційним полімерним матеріалом концентраторами напружень, Інженерним центром «Техно-Ресурс» НАН України розроблено модельну конструкцію бетонних зразків з попередньо нанесеними концентраторами напружень – корозійно-механічними тріщинами. Методологія лабораторних досліджень полягала у вивченні процесів руйнування зразків з вихідними та заповненими ін'єкційними полімерами тріщинами при деформаціях стиску і згину [7].

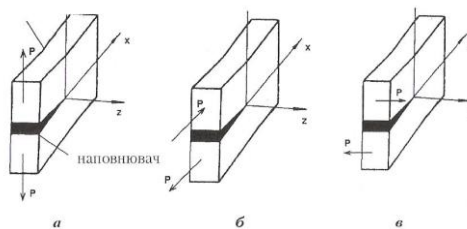


Рис. 1. Схема прикладення механічних деформацій до бетонних зразків із заповненими ін'єкційним матеріалом тріщинами [6]: а) розтягу; б) повздовжнього зсуву; в) поперечного зсуву

Аналіз останніх досліджень і публікацій з розроблення бетонних і залізобетонних зразків із штучними концентраторами напружень – тріщинами. Схему спрямування руйнівальних напружень у бетонних зразках із заповненими ін'єкційним полімерним матеріалом концентраторами напружень – корозійно-механічними тріщинами наведено на рис. 1 [6], а два типи розроблених на її основі бетонних зразків з каліброваними штучними пошкодженнями – на рис. 2.

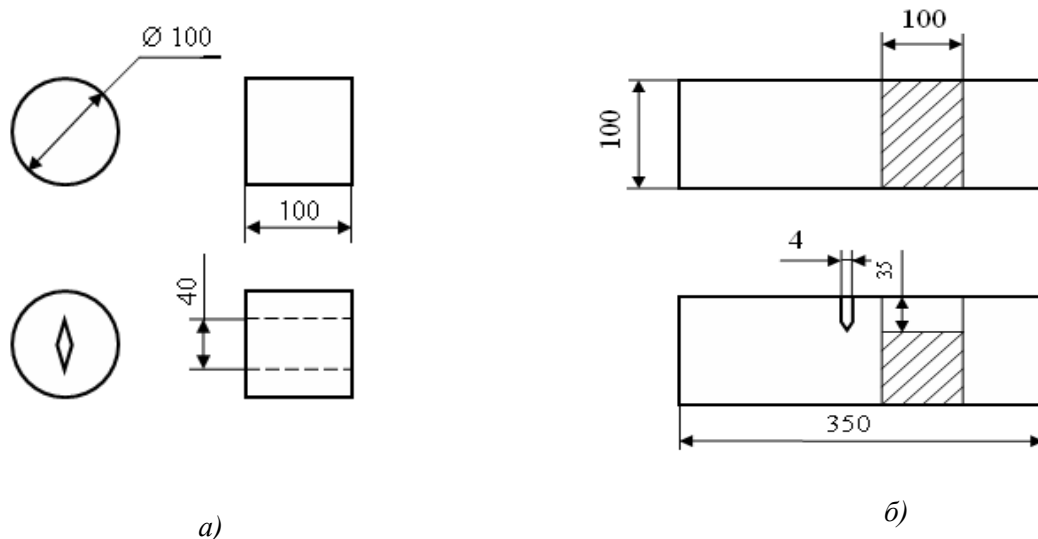


Рис. 2. Типи бетонних зразків з каліброваними штучними концентраторами напружень: а) циліндричний, б) призматичний

Для реалізації методик оцінювання тріщиностійкості бетонних і залізобетонних зразків навантаженням стиском та згином можна використовувати обладнання для визначення в'язкості руйнування, адаптоване до випробувань зразків відповідної геометрії (рис. 3, 4).



Рис. 3. Лабораторна установка ФМІ для визначення міцності модельних бетонних зразків із штучною тріщиною при деформації стиску

Що стосується залізобетонних зразків, то для них також доцільно використати наведені на рис. 1 і 2 принципи формування систем «бетонна матриця – штучна тріщина» та «бетонна матриця – заповнена твердим ін'єкційним матеріалом тріщина». Однак при цьому необхідно вибрати такі оптимальні варіанти розміщення сталевих арматур в зоні попередньо нанесеної тріщини у бетонному зразку, щоби арматура, як і бетон, взаємодіяла з ін'єкційною плинною композицією та утворювала адгезійні зв'язки з полімером у процесі його тверднення. З іншого боку, важливим для розроблення модельних залізобетонних зразків із тріщинами є врахування техніко-експлуатаційних процесів пошкодження залізобетону під впливом водних корозійних середовищ і механічних навантажень, а також способи відновлення міцності й роботоздатності (рис. 5) [8].



Рис. 4. Лінія поширення тріщини при стиску в бетонному зразку зі штучним концентратором напружень, заповненим твердим ін'єктованим поліуретаном

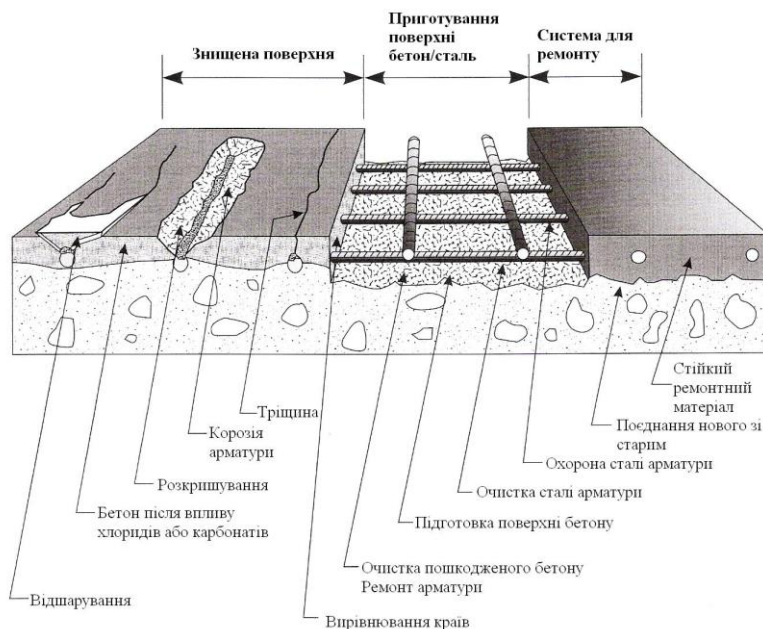


Рис. 5. Види корозійно-механічних пошкоджень поверхневого шару залізобетонної плити та принципи проведення ремонтних робіт [8]

Наведені на рис. 5 типи корозійно-механічних пошкоджень можна розглядати як основу для моделювання і виготовлення експериментальних зразків типу «залізобетон – корозійно-механічна тріщина». Лабораторну модель зразків для механічних досліджень, в тому числі після тривалого впливу корозійних середовищ, необхідно створювати, використовуючи схему «бетонна матриця з попередньо нанесеним концентратором напружень (тріщиною) – оголена сталева арматура». При цьому сталева арматура залізобетону повинна знаходитись в доступній для водних корозійних середовищ зоні тріщини у бетонній матриці (рис. 6) [8].

У практиці ремонту залізобетонних конструкцій і споруд, як це видно зі схеми на рис. 5, використовують один із поширених способів підготовки поверхні залізобетону – зняття верхнього пошкодженого бетонного шару з максимально можливим відкриттям сталевій арматури. Загальна схема технологічного процесу складається з наступних відновлювальних операцій:

- підготовки поверхні бетонної матриці (видалення пошкоджених фрагментів);
- очистки сталевій арматури від іржі та забруднень механічними або абразивно-струминними способами;

- нанесення на сталеву арматуру охоронних засобів (інгібіторів корозії, захисних покриттів тощо);
- нанесення і тверднення поверхневого ремонтно-відновлювального шару бетону.

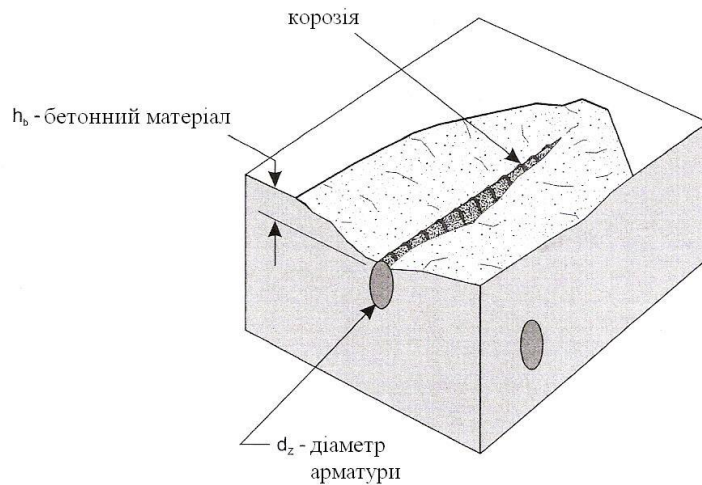


Рис. 6. Вихідна модель для виготовлення експериментальних зразків пошкодженого залізобетону з оголеною сталеву арматурою [8].

Виходячи з принципів застосування ін'єкційної технології відновлення міцності та роботоздатності залізобетонних конструкцій, сталеву арматуру в лабораторних зразках для досліджень повинна знаходитись в доступній для введення плинних полімерних композицій зоні тріщини у вихідній бетонній матриці. За таких умов буде забезпечено належне заповнення ін'єкційним матеріалом концентратора напружень (див. схему на рис. 1), а також необхідний для подальших механічних досліджень адгезійний зв'язок твердого полімеру з бетонною матрицею і сталеву арматурою.

Методика дослідження впливу ін'єкційного зміцнення пошкоджених систем «бетон – сталеву арматура» при дії механічних навантажень і корозійно-активних середовищ. Методологія досліджень відновлення міцності та роботоздатності систем «бетон – ін'єкційний матеріал» полягає у вивченні руйнування експериментальних зразків (див. рис. 1, 2) з вихідними та заповненими ін'єкційними полімерами корозійно-механічними тріщинами при деформаціях стиску і згину [2]. На основі лабораторних розробок і науково-технічних досліджень [1–3, 6, 7] встановлено, що при визначенні ефективності ін'єкційного зміцнення залізобетону доцільно застосовувати зразки у формі паралелепіпедів.

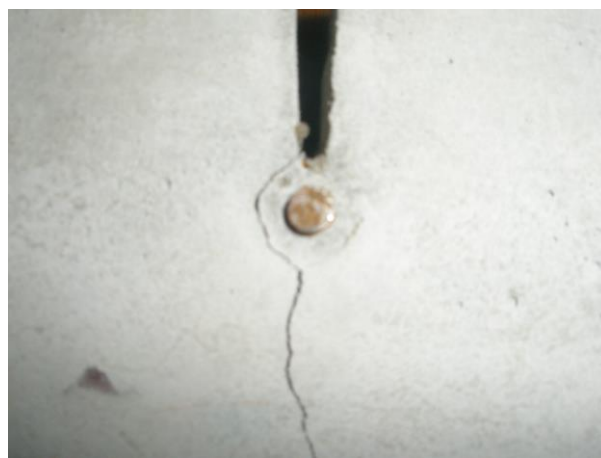


Рис. 7. Поширення тріщини в залізобетонному зразку при навантаженні згином від штучної тріщини й огинає сталеву арматуру.

Робочу конструкцію лабораторних залізобетонних зразків для визначення величини міцності при згині наведено на рис. 7. Вони мають штучно сформовану тріщину, спрямовану до концентратора напружень в бетонній матриці – сталевій арматурі. Для зразків згином можна також використовувати наведене вище обладнання (див. рис. 3), роботу якого ілюструє рис. 8. На рис. 7 показано, що тріщина огинає сталеву арматуру, що слугує підтвердженням позитивного впливу зміцнювальної обробки. Таким чином, запропонований метод досліджень міцності залізобетонних зразків із тріщиною, заповненою поліуретановою, поліепоксидною, кремнійорганічною або іншою текучою композицією [1, 7], що при твердненні формує стабільний при дії води і корозійно активних середовищ компактний полімер, дає можливість встановлювати величини зміни вказаного параметра. Таким чином, створено можливість визначення рівня ефективності відновлення міцності та роботоздатності зразків при застосуванні ін'єкційних технологій.



Рис. 8. Руйнування залізобетонного зразка з концентратором напружень в зоні сталевій арматури за навантаження згином

Додатковим експериментальним критерієм ефективності відновлення бетонних і залізобетонних зразків є визначення величини адгезії ін'єкційних полімерів до складових залізобетону. Для цього лабораторного визначення використовують адгезиметр «АДГМ 20-Техно-Ресурс» [9] (див. рис. 9), що вимірює адгезію твердих полімерних покриттів на бетонних і сталевих поверхнях (арматурі) методом відриву грибків.

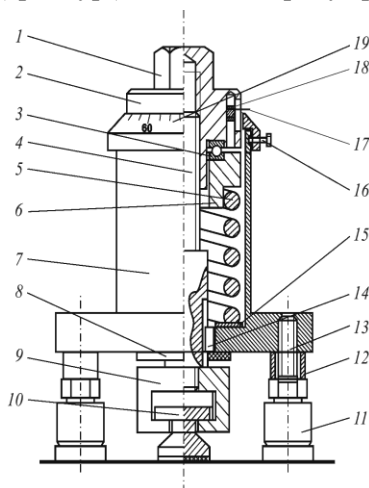


Рис. 9. Конструктивна схема адгезиметра «АДГМ 20-Техно-Ресурс» (зліва) і відрив грибка від поверхні бетонного зразка (справа): 1 – гайка; 2 – барабан; 3 – вальниця; 4 – шпіндель; 5 – пружина; 6 – втулка центрувальна; 7 – корпус; 8 – демпфер; 9 – захоплювач; 10 – грибок; 11 – ніжки; 12 – втулки; 13 – гвинти; 14 – шпонка; 15 – кільце; 16 – фіксатор; 17 – лінійна шкала; 18 – бобіна; 19 – лімбава шкала

1. *Панасюк В.В.* Міцність пошкоджених тріщинами елементів конструкцій, залікованих ін'єкційними технологіями/ В.В. Панасюк, В.П. Силованюк, В.І. Маруха// Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2005. – № 6. – С. 60-64.
2. *Маруха В.І.* Механіка руйнування та міцність матеріалів/ В.І. Маруха, В.В. Панасюк, В.П. Силованюк// Довідн. посібник/ ред. В.В. Панасюк. Том 12: Ін'єкційні технології відновлення роботоздатності пошкоджених споруд тривалої експлуатації/ – Львів: «Сполом», 2009. – 261 с.
3. *Маруха В.І.* Розробка ін'єкційних технологій та створення комплексу пересувного устаткування для діагностики та відновлення працездатності бетонних і залізобетонних конструкцій і споруд, що експлуатуються в умовах корозійно-механічного руйнування/ В.І. Маруха, Я.А. Середницький, І.П. Гнип, В.П. Силованюк// Наука та інновації. – 2007. – т. 3. – № 5. – С. 55-62.
4. *Штаюра С.Т.* Методика та експериментальні дослідження тріщиностійкості бетонів/ С.Т. Штаюра, П.М. Стащук, М.Л. Дем'ян// Збірник наукових праць «Діагностика, довговічність і реконструкція мостів і будівельних конструкцій». – Львів: Каменяр, 2001. – вип. 3. – С. 201-208.
5. *Панько І.М.* Теоретичні основи інженерних методів для оцінки тріщиностійкості матеріалів і елементів конструкцій/ І.М. Панько. – Львів: Вид-во Львівського НУ ім. І. Франка, 2000. – 185 с.
6. *Маруха В.І.* Механіка руйнування, як наукова основа технології ущільнювальних ін'єкцій під час реконструкції об'єктів тривалої експлуатації/ В.П. Силованюк, В.І. Маруха, Б.Я. Геніга, Н.А. Іванишин// Зб. наукових праць «Механіка і фізика руйнування будівельних матеріалів і конструкцій». – Львів: Каменяр, 2002. – вип. 5. – С. 373-382.
7. *Маруха В.І.* Вплив складу і характеристик поліепоксидних і полі- епоксидно-уретанових ін'єкційних композицій і затужавілих матеріалів на міцність бетонних зразків із концентраторами напружень/ Маруха В.І.// Зб. «Механіка і фізика руйнування будівельних матеріалів та конструкцій». – Вип. 8. – Львів: Каменяр, 2009. – С. 225-234.
8. *L. Czarnecki, P. H. Emmons.* Naprawa i ochrona konstrukcji betonowych. – Krakow: Polski Cement, 2002. – 434 s.
9. Деклараційний патент України «Адгезиметр АДГМ 20-Техно-Ресурс». – № UA 17205, кл. G01N 19/00. Бюл. винаходів від 15.09.2006 р.

Стаття надійшла до редакції 01.05.2013.

УДК 620.193.4/620.197:669.15

О.Е. Нарівський

**ВПЛИВ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ І СТРУКТУРНОЇ ГЕТЕРОГЕННОСТІ НА
КОРОЗІЙНІ ВТРАТИ Cr, Ni ТА Fe ЗІ СПЛАВУ 06ХН28МДТ У МОДЕЛЬНІЙ ОБОРОТНІЙ
ВОДІ**

Досліджено корозійну поведінку сплаву 06ХН28МДТ у модельній оборотній воді з концентрацією хлоридів 600 мг/л. і рН8. Встановлено закономірності та механізми корозійного розчинення Fe, Cr і Ni зі сплаву в досліджуваному хлоридовмісному розчині. Показано, що корозійні втрати сплаву більше залежать від його структурної гетерогенності, ніж від зміни хімічного складу в межах стандарту.

Ключеві слова: корозійне розчинення, хлоридовмісне середовище, нітрид та оксисульфід титану, середній діаметр зерна аустеніту.

Форм. 20. Рис. 3. Табл. 2. Літ. 11.

А.Э. Наривский

**ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И СТРУКТУРНОЙ ГЕТЕРОГЕННОСТИ
НА КОРРОЗИОННЫЕ ПОТЕРИ CR, NI И FE ИЗ СПЛАВА 06ХН28МДТ В МОДЕЛЬНОЙ
ОБОРОТНОЙ ВОДЕ**

Исследовано коррозионное поведение сплава 06ХН28МДТ в модельной оборотной воде с рН4 и концентрацией хлоридов 600 мг/л. Установлены закономерности и механизмы коррозионного растворения Cr, Ni и Fe из сплава. Показано, что коррозионные потери сплава, в основном, происходят в районе больших включений и по границам зерен аустенита. Доказано, что коррозионные потери сплава больше зависят от его структурной гетерогенности, чем от изменений химического состава в пределах стандарта.

Ключевые слова: коррозионное растворение, хлоридсодержащая среда, нитрид и оксисульфид титана, средний диаметр зерна аустенита.

A. Narivskyi

**INFLUENCE OF CHEMICAL COMPOSITION AND STRUCTURAL
HETEROGENEITY ON THE CORROSION LOSS CR, NI AND FE FROM THE ALLOY
06ХН28МДТ CIRCULATING WATER IN THE MODEL**

Investigated the corrosion behavior of the alloy in a model 06ХН28МДТ circulating water with chloride concentration of 600 mg/l. and pH 8. The regularities and mechanisms of corrosion dissolution of Fe, Cr i Ni alloy in chloride solution. It is shown that the alloy corrosion loss more dependent on its structural heterogeneity than from changes in the chemical composition within the standard.

Keywords: corrosion dissolution Chloride environment oxysulfides nitride and titanium, the average diameter of the austenite grains.

Вступ. Сплав 06ХН28МДТ найчастіше застосовують у виробництві теплообмінного і емнісного обладнання, яке використовують у технологічних процесах із сірчаною кислотою [1]. У виробництві теплообмінної апаратури застосовують як холодновальцований, так і гарячовальцований металопродукт. Так холодновальцований лист застосовують у виробництві теплопередавальних пластин пластинчастих теплообмінників, а гарячовальцований лист та гарячекатані труби - у виробництві кожухотрубчастих теплообмінників, конденсаторів та випарних апаратів. Конструктивні елементи вищевказаного обладнання піддаються впливу як високо окислювального корозійного середовища, так і впливу оборотної води або пара. Раніше досліджувано корозійну стійкість сплаву 06ХН28МДТ у високоокислюваних середовищах [2; 3], електрохімічна поведінка в моделі морської води [4] та пітінгостійкість у моделі оборотної води [5]. До того ж, проведено комплексні дослідження закономірностей корозійного розчинення та швидкість пітінгування сплаву в слабкокислих та нейтральних хлоридовмісних розчинах із концентрацією хлоридів 180 мг/л. [6, 7]. Однак у південно-східному регіоні України з найбільшою щільністю промислового виробництва найчастіше зустрічаються оборотні води з концентрацією хлоридів близько 600 мг/л і рН8.

Відтак з метою запобігання пітінгуванню елементів теплообмінного обладнання в оборотних водах досліджували закономірності та механізми корозійного розчинення сплаву в модельній оборотній воді з вищевказаними параметрами.

Матеріали та методика досліджень. Зразки виготовляли з п'яти промислових плавок сплаву 06ХН28МДТ. Хімічний склад, складові структури і механічні властивості сплаву визначали раніше [8]. Зразки дослідженого сплаву витримували у хлоридовмісному розчині з рН8 і концентрацією хлоридів 600 мг/л при температурі 70°C впродовж 240 годин. Хлоридовмісний розчин із вищевказаними параметрами отримували додаючи у водяний розчин хлористого магнію

MgCl₂ соляну кислоту HCl або гідроксид натрію NaOH. Вміст заліза у розчинах після термостатування зразків визначали методом, що базується на взаємодії іонів двохвалентного заліза з 1,10-фенантроліном із утворенням червоного комплексу з максимумом світлопоглинання 510nm. Відновлення заліза (III) до заліза (II) проводили застосовуючи гідроксиамін. Вміст хрому у розчинах після термостатування зразків визначали методом, який базується на реакції Cr⁺⁶ з дифенілкарбазидом і екстракції утвореної сполуки із трихлороцетовою кислотою ізоаміловим спиртом, з наступним визначенням оптичної густини цієї сполуки на КФК-3 при λ=540nm. Вміст нікелю у розчинах визначили методом, який базується на взаємодії іонів нікелю із діметилглиоксином у слабоаміачному середовищі за наявності бромиду, із утворенням комплексної сполуки від жовтого до червоного кольору залежно від концентрації нікелю. Фотометричним методом визначали оптичну густину розчину при λ=440nm.

Коефіцієнти селективного розчинення хрому і нікелю визначали за формулою (1):

$$Z_{(Cr;Ni)} = \frac{\Delta m_{(Cr;Ni)} \cdot m_{(Fe)}}{\Delta m_{(Fe)} \cdot m_{(Cr;Ni)}}; \quad (1)$$

де $Z_{(Cr;Ni)}$ – коефіцієнт селективного розчинення хрому або нікелю;
 $\Delta m_{(Cr;Ni)}$ – вміст хрому або нікелю у розчинах після термостатування у них зразків, мг;
 $\Delta m_{(Fe)}$ – вміст заліза у розчинах після термостатування у них зразків, мг;
 $m_{(Cr;Ni)}$ – вміст хрому або нікелю у сталі, мас.%;
 $m_{(Fe)}$ – вміст заліза у сталі, мас.%.

Прямолінійні регресивні залежності між корозійними втратами заліза ΔFe , хрому ΔCr , нікелю ΔNi після витримки зразків у досліджених хлоридовмісних розчинах та вмістом у сплаві хімічних елементів (N_i), складовими структури (V_n – об'єм нітридів титану об.%, L_n – середня відстань між нітридами титану; мкм, $V_{ок}$ – об'єм оксисульфідів титану, об.%; $L_{ок}$ – середня відстань між оксисульфідами титану, мкм; d_3 – середній діаметр зерна аустеніту, мкм) і механічними властивостями (σ_b – тимчасовий опір розриву, МПа; $\sigma_{0,2}$ – границя текучості, МПа, δ – відносне подовження, %) визначали методом найменших квадратів [9].

Результати досліджень та їх обговорення. Використовуючи дані табл.1 та результати хімічного аналізу п'яти плавок сплаву 06ХН28МДТ [8] за формулою (1) визначали коефіцієнти селективного розчинення Cr та Ni сплаву 06ХН28МДТ у досліджуємому хлоридовмісному розчині (табл. 2).

Таблиця 1. Корозійні втрати Cr, Ni, Fe зі сплаву 06ХН28МДТ після витримки в хлоридовмісному розчині з рН8 і концентрацією хлоридів 600 мг/л впродовж 240 годин при температурі 70°C

Хімічний елемент	Плавка				
	1	2	3	4	5
	Корозійні втрати, мг·10 ⁻⁶				
Cr	284	284	284	441	206
Ni	1915	1915	2080	1868	1869
Fe	4516	4471	4613	4669	4478

Таблиця 2. Коефіцієнти селективного розчинення Cr (Z_{Cr}) та Ni (Z_{Ni}) сплаву 06ХН28МДТ у хлоридовмісному розчині

$Z_{(Cr, Ni)}$	1	2	3	4	5
Cr	0,10	0,12	0,12	0,18	0,08
Ni	0,68	0,66	0,72	0,61	0,63

Виявлено, що Z_{Cr} змінювався від 0,08 плавка 5 до 0,18 плавка 4 (табл. 2). Таким чином, коефіцієнти Z_{Cr} п'яти плавок сплаву менше за одиницю. Отже, після витримки зразків у хлоридовмісному розчині вміст Cr на їх поверхні збільшився щодо його вмісту в об'ємі. Аналогічну тенденцію встановлено щодо Ni, оскільки коефіцієнт Z_{Ni} коливався від 0,61 плавка 4 до 0,72 плавка 3 (табл.2). Вищевказані тенденції зумовлено зміною параметрів сплаву 06ХН28МДТ у межах стандарту.

Адже кореляційним та регресивним аналізом встановлено, що корозійні втрати Cr зі сплаву 06ХН28МДТ за прямолінійною закономірністю зростають зі збільшенням у ньому вмісту Mn(2), Si(3), Ni(4), середнього діаметру зерна аустеніту d_3 (5) та зменшенням C(6), P(7), тимчасового опору розриву σ_B (8), границі текучості $\sigma_{0,2}$ (9) і відносного подовження δ (10).

$$\Delta Cr = 10^{-6} (25,04 + 651,07Mn); \quad r=0,82 \quad (2)$$

$$\Delta Cr = 10^{-6} (-170,84 + 817,10Si); \quad r=0,77 \quad (3)$$

$$\Delta Cr = 10^{-6} (-13606,37 + 505,24Ni); \quad r=0,72 \quad (4)$$

$$\Delta Cr = 10^{-6} (158,03 + 6250d_3); \quad r=0,75 \quad (5)$$

$$\Delta Cr = 10^{-6} (340,13 - 275,12C); \quad r=-0,73 \quad (6)$$

$$\Delta Cr = 10^{-6} (1105,46 - 25000P); \quad r=-0,75 \quad (7)$$

$$\Delta Cr = 10^{-6} (951,70 - 1,07\sigma_B); \quad r=-0,76 \quad (8)$$

$$\Delta Cr = 10^{-6} (608,52 - 1,12\sigma_{0,2}); \quad r=-0,72 \quad (9)$$

$$\Delta Cr = 10^{-6} (695,76 - 9,66\delta); \quad r=-0,73 \quad (10)$$

Крім того, графічним аналізом встановлено, що вміст Cr, Mo, об'єм нітридів титану (V_N), середня відстань між нітридами титану (L_N), об'єм оксисульфідів титану (V_{OK}) та середня відстань між оксисульфідами титану (L_{OK}) неоднозначно впливають на корозійні втрати Cr зі сплаву 06ХН28МДТ у хлоридовмісному розчині. Адже між цими показниками сплаву та корозійними втратами Cr виявлено параболічну та гіперболічну закономірності (рис. 1).

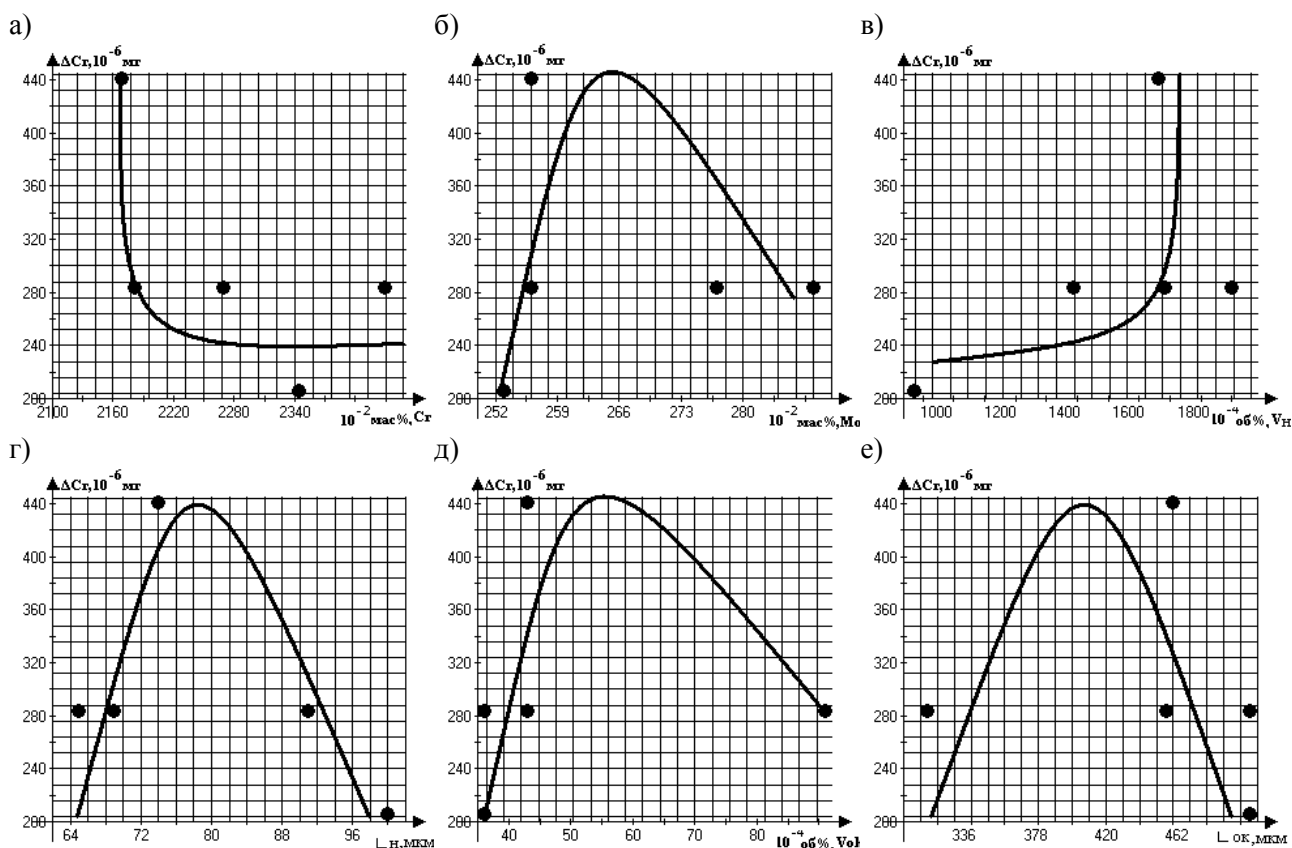


Рис.1. Корозійні втрати Cr зі сплаву 06ХН28МДТ у хлоридовмісному розчині з pH 8 і концентрацією хлоридів 600мг/л залежно від вмісту: а) Cr; б)- Mo; в) об'єму нітридів титану, V_N ; г) середньої відстані між нітридами титану, L_N ; д) об'єму оксисульфідів, V_{OK} ; е) середньої відстані між оксисульфідами, L_{OK}

З аналізу формул (2; 4; 5) виходить, що ΔCr сплаву 06ХН28МДТ зростають зі збільшенням в ньому вмісту Mn, Ni та середнього діаметру зерна аустеніту. Таку закономірність зумовлено тим, що Mn та Ni, як аустенітотвірні елементи, стабілізують аустенітну структуру сплаву і, таким чином, інтенсифікують розчинення Cr межами зерен аустеніту. До того ж, чим більше середній діаметр зерна аустеніту, тим більше ступінь некогерентності між суміжними ґратками зерна [10] і тим більше ΔCr на границях зерен.

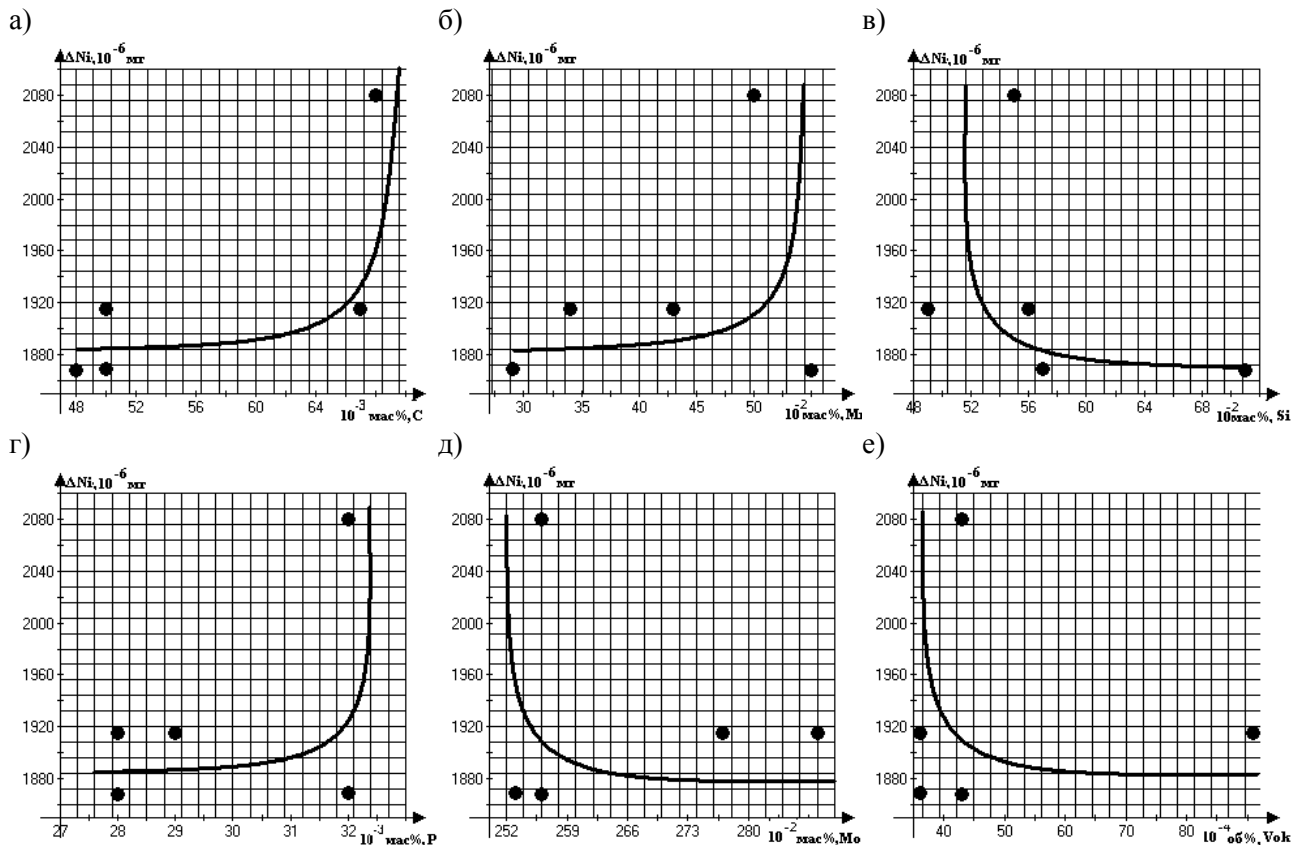
Вуглець, як Mn і Ni, є аустенітотвірним елементом, але згідно з формулою (6) ΔC_r сплаву зростають зі збільшенням у ньому вмісту вуглецю. Це зумовлено карбідотвірними властивостями вуглецю, хрому, оскільки встановлено, що ΔC_r сплаву також знижуються зі збільшенням у ньому вмісту Cr (рис. 1а). Силіцій та молібден, які розчинено в твердому розчині аустеніту, сприяють зростанню ΔC_r сплаву 06ХН28МДТ (рис. 1б; формула (3)). Це зумовлено феритотвірними властивостями цих елементів. Фосфор також є феритотвірним елементом, але ΔC_r сплаву знижуються зі збільшенням у ньому вмісту P(7). Найвірогідніше фосфор, як поверхнево-активний елемент, блокує розчинення Cr зі сплаву на границях зерен аустеніту. Варто відмітити, що ΔC_r сплаву знижуються при збільшенні у ньому вмісту Mo від 2,68 до 2,88 мас.% (рис. 1б). Напевно при такій концентрації в сплаві Mo входить до складу карбідів, які блокують розчинення Cr границями зерен аустеніту. З аналізу даних (рис. 1в-е) виходить, що дрібні нітриди та оксисульфід титану інтенсифікують ΔC_r сплаву 06ХН28МДТ. Таку тенденцію зумовлено тим, що дрібні включення активують сплав на границях зерен і, таким чином, інтенсифікують розчинення Cr. Проте великі включення, які розташовано в зерні аустеніту, катодно захищають сплав, знижуючи розчинення Cr. Аналізуючи формули (8-10) варто відмітити, що механічні показники сплаву, які характеризують його міцність та пластичність, однозначно впливають на ΔC_r . Напевно це зумовлено тим, що чим більше в сплаві карбідів на границях зерен аустеніту, тим більше його показники σ_b і $\sigma_{0,2}$ і тим менше ΔC_r . Очевидно, що відносно подовження сплаву 06ХН28МДТ корелює з розміром включень. До того ж, чим більше розмір включень, тим більше величина δ і тим менше ΔC_r сплаву.

Кореляційним та регресивним аналізом встановлено, що корозійні втрати Ni зі сплаву за прямолінійною закономірністю знижуються зі збільшенням у ньому вмісту Cr (11) та зменшенням об'єму нітридів титану (12).

$$\Delta Ni = 10^{-6} (3261,02 - 57,93Cr); \quad r=-0,72 \quad (11)$$

$$\Delta Ni = 10^{-6} (1707,72 + 1449,28V_n); \quad r=0,73 \quad (12)$$

До того ж, графічним аналізом виявлено, що ΔNi сплаву за гіперболічною закономірністю зростають зі збільшенням у ньому вмісту C, Mn, P, середньої відстані між оксисульфідами титану, середнього діаметру зерна аустеніту (рис. 2а, б, г, ж, і) та зменшенням Si, Mo, об'єму оксисульфідів титану і середньої відстані між оксисульфідами титану (рис. 2в, д, е, з).



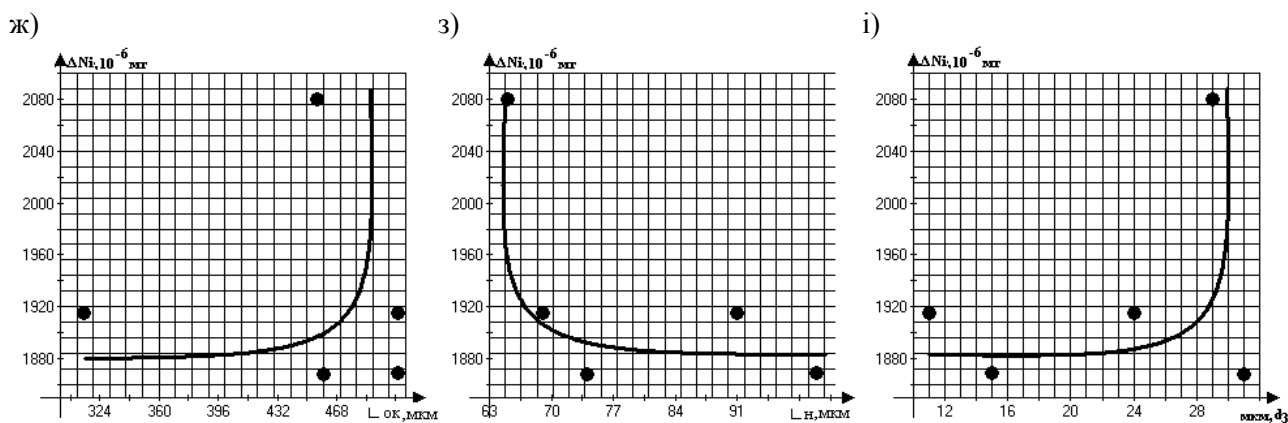


Рис.2. Корозійні втрати Ni зі сплаву 06ХН28МДТ у хлоридовмісному розчині з pH 8 і концентрацією хлоридів 600мг/л залежно від вмісту : а) С; б)- Mn; в) Si; г)- Р; д) Мо; е) об'єму оксисульфідів, $V_{ок}$; ж) середньої відстані між оксисульфідами, $L_{ок}$; з) середньої відстані між нітридами титану, L_n ; і) середнього діаметру зерна аустеніту, d_3

Аналізуючи закономірності рис. 2 слід відмітити певну тенденцію, що між ΔNi сплаву та його параметрами виявлено однакову закономірність. До того ж, ΔNi сплаву залишаються не змінними до певного значення його параметрів. Таку тенденцію зумовлено тим, що хімічні елементи, які входять до складу сплаву, виявлено як у твердому розчині аустеніту, так і у включеннях, карбідах та інших фазах.

Згідно з формулою (11) ΔNi сплаву знижуються зі збільшенням у ньому вмісту Cr. Аналогічну тенденцію виявлено між ΔNi сплаву та вмістом у ньому Si і Мо (рис. 2в,д). Хром, силіцій та молібден є феритотвірними елементами. Внаслідок цього ці хімічні елементи, в першу чергу, розчиняються на границях зерен аустеніту.

Графічно виявлено, що ΔNi сплаву стрибкоподібно зростають зі збільшенням у ньому вмісту С від 0,62 до 0,68 мас.%, Mn від 0,45 до 0,55 мас.%, Р від 0,031 до 0,032 мас.% (рис.2а,б,г). Найвірогідніше таку тенденцію зумовлено спільною властивістю цих хімічних елементів до сегрегації границями зерен аустеніту. Саме С, Mn і Р, які сегреговано до границь зерен аустеніту, інтенсифікують вихід Ni до хлоридовмісного розчину. Це узгоджується з даними [11]. Виявлено, що нітриди та оксисульфіди титану не однозначно впливають на корозійні втрати Ni зі сплаву. А саме ΔNi сплаву знижуються зі збільшенням у ньому об'єму оксисульфідів титану та зростають зі збільшенням середньої відстані між ними (рис.2е, ж,і). З аналізу даних (рис. 2е, ж, і) виходить, що дрібні оксисульфіди титану, які розташовано границями зерен аустеніту, блокують розчинення Ni зі сплаву в хлоридовмісному розчині. А в околі великих за розміром оксисульфідів титану, які розташовано в зерні аустеніту, інтенсифікується розчинення Ni зі сплаву. Таку тенденцію зумовлено тим, що між суміжними ґратками зерна аустеніту та оксисульфідами титану велика ступінь некогерентності. Слід відмітити, що ступінь некогерентності між суміжними ґратками зерна аустеніту зростає зі збільшенням середнього діаметру зерна аустеніту [10]. Найвірогідніше внаслідок цього зростають ΔNi сплаву зі збільшенням середнього діаметру зерна аустеніту (рис.2і).

З аналізу формули (12) та даних рис. 2,з виходить, що ΔNi сплаву зростають зі збільшенням у сплаві дрібних нітридів титану, які розташовано границями зерен аустеніту. Великі за розміром нітриди титану катодно захищають сплав і, таким чином, знижують ΔNi .

Кореляційним та регресивним аналізом встановлено, що у хлоридовмісному розчині з pH8 і концентрацією хлоридів 600 мг/л корозійні втрати Fe зі сплаву 06ХН28МДТ за прямолінійною закономірністю зростають зі збільшенням у ньому вмісту Mn (13), Si(14), об'єму нітридів титану (15), середнього діаметру зерна аустеніту (16) та зменшенням середньої відстані між нітридами титану V_n (17), тимчасового опору розриву σ_b (18), границі текучості $\sigma_{0,2}$ (19) і відносного подовження δ (20).

$$\Delta Fe = 10^{-6} (4761,87 + 681,36 Mn); \quad r=0,84 \quad (13)$$

$$\Delta Fe = 10^{-6} (4135,17 + 719,15 Si); \quad r=0,72 \quad (14)$$

$$\Delta Fe = 10^{-6} (4313,64 + 1538,46 V_n); \quad r=0,73 \quad (15)$$

$$\Delta Fe = 10^{-6} (4387,87 + 7142,86 d_3); \quad r=0,73 \quad (16)$$

$$\Delta Fe = 10^{-6} (4867,13 - 3,98 L_n); \quad r=-0,72 \quad (17)$$

$$\Delta Fe = 10^{-6} (5152,40 - 0,99 \sigma_b); \quad r=-0,73 \quad (18)$$

$$\Delta Fe = 10^{-6} (4834,71 - 1,03 \sigma_{0,2}); \quad r = -0,72 \quad (19)$$

$$\Delta Fe = 10^{-6} (4942,27 - 9,58 \delta); \quad r = 0,72 \quad (20)$$

Крім того, між ΔFe сплаву 06ХН28МДТ та вмістом у ньому С, Cr, Ni, P, Mo, об'ємом окисульфідів титану та середньою відстанню між ними виявлено параболічну закономірність (рис.3).

З аналізу даних рис. 3а-д виходить, що С, Cr, Ni, P і Мо, які розчинено у твердому розчині аустеніту, знижують інтенсивність розчинення Fe зі сплаву. Однак С, Cr, Мо та Mn і Si (13, 14), які входять до складу карбідів, збільшують ΔFe сплаву в досліджуємому хлоридовмісному розчині. Аналізуючи формули (15, 17) та дані рис. 3е, ж можна відмітити певну тенденцію, що дрібні окисульфідів та нітриди титану збільшують ΔFe сплаву, а великі за розміром, навпаки, знижують, катодно захищаючи сплав в хлоридовмісному розчині. Найінтенсивніше розчинення Fe зі сплаву відбувається границями зерен аустеніту, оскільки за формулою (16) ΔFe сплаву зростають зі збільшенням середнього діаметру зерна аустеніту. Це зумовлено тим, що зі збільшенням середнього діаметру зерна аустеніту зростає ступінь некогерентності між суміжними ґратками зерна.

З аналізу формул (18-20) виходить, що механічні характеристики сплаву однозначно впливають на його ΔFe у хлоридовмісному розчині. До того ж, чим більше величина цих параметрів, тим менше ΔFe . При цьому слід відмітити, що параметри σ_B і $\sigma_{0,2}$ визначають міцність сплаву, а δ - пластичність. Порівнюючи перші похідні рівнянь (18-20) зрозуміло, що тільки відносне подовження суттєво впливає на ΔFe сплаву. В одночас відносне подовження сплаву корелює з розміром включень. До того ж, чим більше їх розмір, тим більше відносне подовження сплаву та його ΔFe .

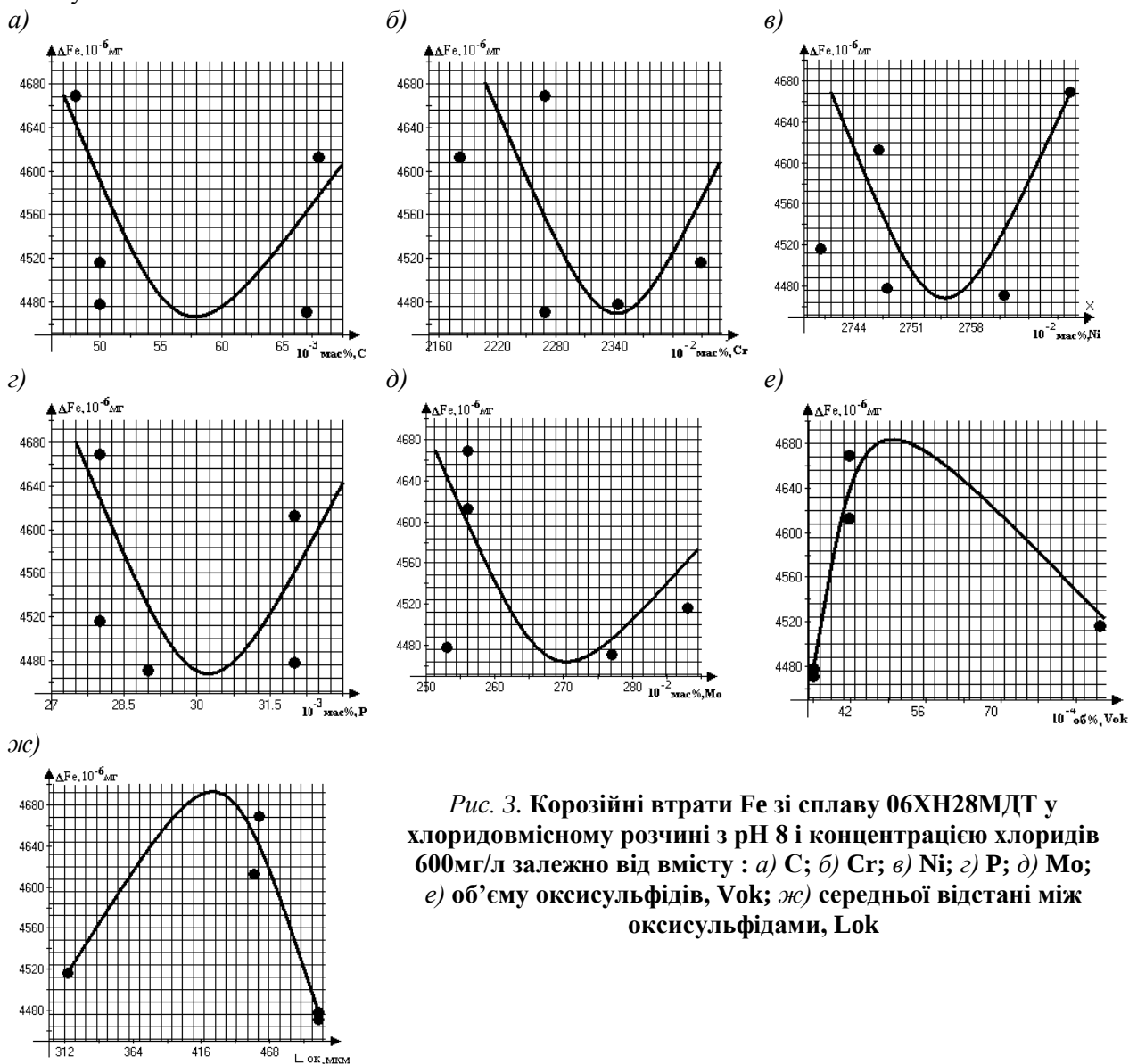


Рис. 3. Корозійні втрати Fe зі сплаву 06ХН28МДТ у хлоридовмісному розчині з рН 8 і концентрацією хлоридів 600мг/л залежно від вмісту : а) С; б) Cr; в) Ni; г) P; д) Мо; е) об'єму окисульфідів, Vok; ж) середньої відстані між окисульфідами, Lok

Висновки: За результатами корозійних випробувань, кореляційного, регресивного та графічного аналізу встановлено закономірності та механізми корозійного розчинення сплаву 06ХН28МДТ у хлоридовмісному розчині з рН8 і концентрацією хлоридів 600 мг/л, а саме:

– корозійні втрати ΔFe зі сплаву за прямолінійною закономірністю зростають зі збільшенням у ньому вмісту Mn, Si, об'єму нітридів титану, середнього діаметру зерна аустеніту та зменшенням середньої відстані між нітридами титану, тимчасового опору розриву, границі текучості та відносного подовження. Між ΔFe сплаву та вмістом C, Cr, Ni, P, Mn, об'ємом оксисульфідів титану та середньою відстанню між ними виявлено параболічну закономірність. Виявлено, що дрібні оксисульфідів, нітриди титану та складні карбіди (Cr, Mo, Si, Mn) C інтенсифікують розчинення Fe зі сплаву на границях зерен аустеніту. Великі за розміром включення катодно захищають сплав і, таким чином, знижують ΔFe ;

– корозійні втрати Ni зі сплаву за прямолінійною закономірністю зростають зі збільшенням у ньому об'єму нітридів титану та зменшенням вмісту Cr. Вуглець, манган і фосфор, які сегреговано до границь зерен, збільшують розчинення Ni зі сплаву. Дрібні оксисульфідів титану блокують розчинення Ni границями зерен аустеніту. В околі великих оксисульфідів інтенсивно розчиняється Ni зі сплаву. Дрібні нітриди титану, які розташовано границями зерен аустеніту, збільшують ΔNi сплаву, а великі катодно захищають сплав і, таким чином, знижують ΔNi ;

– корозійні втрати Cr зі сплаву за прямолінійною закономірністю зростають зі збільшенням у ньому вмісту Mn, Si, Ni, середнього діаметру зерна аустеніту та зменшенням C, P, тимчасового опору розриву, границі текучості, відносного подовження. Хром, в основному, розчиняється на границях зерен аустеніту. Карбіди та фосфор блокують розчинення Cr зі сплаву границями зерен. Манган та нікель стабілізують аустеніт і внаслідок цього зростає розчинення Cr зі сплаву. Дрібні оксисульфідів та нітриди титану збільшують розчинення Cr зі сплаву на границях зерен, а великі - катодно захищають сплав та знижують ΔCr .

1. Воробьева Г.Я. Коррозионная стойкость материалов в агрессивных средах химических производств /Г. Я. Воробьева.-М.:Химия, 1975 – 815 с.
2. Наривский А.Э. Стойкость сплава 06ХН28МДТ к межкристаллитной коррозии в зависимости от его химического состава /А.Э. Наривский// Коррозия: материалы, защита, – 2010. - № 11 – С. 15-20.
3. Наривский А.Э. Влияние структуры сплава 06ХН28МДТ на его коррозионное поведение в окислительных средах /А.Э. Наривский// Коррозия: материалы, защита, – 2011. – № 2 – С. 33-40.
4. Наривський О.Е. Оцінка стійкості сплаву 06ХН28МДТ до пітингової та щільної корозії в хлоридовмісних середовищах / О.Е. Наривський, С.Б. Беліков // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2007. – №2. – С. 45-52.
5. Наривський О.Е. Пітингостійкість сплаву 06ХН28МДТ у в хлоридовмісних середовищах / О.Е. Наривський, С.Б.Беліков // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2008. – №4. – С. 95-101.
6. Наривський О.Е. Кінетика корозійних процесів та швидкість пітингування сплаву 06ХН28МДТ у слабо кислих хлоридовмісних середовищах /О.Е. Наривський. Наукові нотатки. Міжвузівський збірник. – 2011. – №31 – С. 214-220.
7. Наривський О.Е. Закономірності корозійного розчинення та швидкість пітингування сплаву 06ХН28МДТ у нейтральних хлоридовмісних розчинах /О.Е. Наривський// Наукові нотатки. Міжвузівський збірник. – 2011. – №32 – С. 255-261.
8. Наривський О.Е. Корозійно-електрохімічна поведінка конструкційних матеріалів для пластинчастих теплообмінників у модельних оборотних водах: дис. канд. тех. наук: 05.17.14 / Наривський О.Е. – /Львів, 2009 – 209 с.
9. Данко П.Е. Высшая математика в упражнениях и задачах//П.Е., А.Г. Попов, – М.: Высш.шк., 1986. – 415 с.
10. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов/ И.И. Новиков// М.: Металлургия, 1978. – 391 с.
11. Magon C.J. Mechamisms in intergranular fracture in alloy steels / C.J. Magon// Mater Charact. – 1991. – 26, № 4-Р. 269-287.

Стаття надійшла до редакції 27.04.2013.

О.П. Осташ, І.М. Андрейко, В.В. Кулик

НОВА КОНЦЕПЦІЯ РОЗРОБЛЕННЯ СТАЛЕЙ ДЛЯ ВИСОКОМІЦНИХ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС

За результатами статистичного аналізу експлуатаційних пошкоджень високоміцних залізничних коліс та відповідних лабораторних досліджень колісних сталей встановлено, що переважна більшість з них – це вищербини і повзуни на поверхні кочення. Тому необхідно змінити концепцію вибору сталі для високоміцних коліс: враховувати не тільки її характеристики міцності і твердості (зносоотривкості), а й опірність тріщиноутворенню за умов контактної втоми. Вона повинна базуватися на підходах структурної механіки втомного руйнування і передбачати створення високоміцних колісних сталей з пониженим вмістом вуглецю та підвищеними характеристиками циклічної тріщиностійкості в умовах нормального відриву і поперечного зсуву і зносоотривкості.

Ключові слова: колісна сталь, експлуатаційні пошкодження, вищербини, повзуни, втомна довговічність.

Табл. 2. Рис. 7. Літ. 17.

О.П. Осташ, И.М. Андрейко, В.В. Кулык

НОВАЯ КОНЦЕПЦИЯ РАЗРАБОТКИ СТАЛЕЙ ДЛЯ ВЫСОКОПРОЧНЫХ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ КОЛЕС

На основании статистического анализа эксплуатационных повреждений высокопрочных железнодорожных колес и соответствующих лабораторных испытаний колесных сталей показано, что преимущественно это выщербины и ползуны на поверхности катания. Сделан вывод о необходимости смены концепции выбора стали для высокопрочных колес: необходимо учитывать не только ее характеристики прочности и твердости (износостойкости), а также сопротивляемость трещинообразованию в условиях контактной усталости. Она должна базироваться на подходах структурной механики усталостного разрушения и предусматривать создание колесных сталей с пониженным содержанием углерода и повышенными характеристиками циклической трещиностойкости в условиях нормального отрыва и поперечного сдвига и износостойкости.

Ключевые слова: колесная сталь, эксплуатационные повреждения, выбоины, ползуны, усталостная долговечность.

O. Ostash, I. Andreiko, V. Kulyk

THE NEW CONCEPT OF DEVELOPMENT STEELS FOR HIGH-STRENGTH RAILWAY WHEELS

Based on statistical analysis of operational damages for high-strength railway wheels and relevant laboratory investigations of wheel steels it is shown that dominate majority of these damages are spallings and flats on the rolling surface. It is necessary to change the concept of wheel high-strength steel selection: both its strength and hardness (wear resistance) and also its crack-growth resistance under contact fatigue must be taken into account. It must be based on the approaches of microstructural fracture mechanics and provide the manufacture of wheel steels with lower carbon content and higher fatigue crack growth resistance characteristics under mode I and mode II fracture and wear-resistance.

Keywords: steel wheel, operational damage vyscherbyny, sliders, fatigue durability.

Вступ. Однією з основних причин виходу з ладу рухомого складу Укрзалізниці є понаднормове зношування гребеня суцільнокатаних коліс [1]. Повністю усунути зношування в зоні контакту колесо – рейка неможливо, проте знизити його інтенсивність можна вдосконаленням профілю поверхні кочення колеса, оптимізацією співвідношення твердості колеса і рейки, підвищенням міцності і твердості колеса.

Вирішуючи цю проблему, в Україні виготовили високоміцні колеса (типу КП-Т) зі сталі марки Т підвищеної твердості [2, 3] на заміну серійних середньоміцних коліс (типу КП-2) зі сталі марки 2. Основними характеристиками сталі марки Т є міцність $\sigma_B \geq 1020$ МПа і твердість $\geq 320 \dots 360$ НВ за вмісту вуглецю 0,62...0,70% проти $\sigma_B < 910-1110$ МПа і ≥ 255 НВ сталі марки 2 за вмісту вуглецю 0,56...0,63% [4]. Це дало можливість підвищити ресурс вагонних коліс типу КП-Т за критерієм зносоотривкості на 30...40 % порівняно з колесами типу КП-2 [2].

Укрзалізниця в 2005-2008 рр. закупила і ввела в експлуатацію декілька тисяч високоміцних коліс. Співробітники науково-дослідної лабораторії "Вагони" ДНУЗТ проаналізували дефекти на поверхні кочення коліс, які надійшли в ремонт за дев'ять місяців 2009 р. з усієї мережі доріг Укрзалізниці [5]. За статистичними даними (рис. 1), більшість експлуатаційних пошкоджень належить до вищербин і повзунів (рис. 2а, б), хоча до недавнього часу найбільшу кількість складали прокат і пошкодження гребеня (його стоншення, вертикальний підріз і гострокінцевий накат).

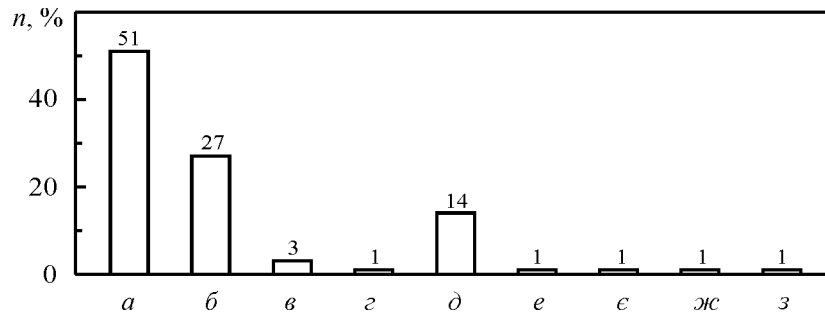


Рис. 1. Відносна кількість (n) дефектів різного типу: (а) – вищербина, б) – повзун, в) – навар, г) – кільцеве вироблення, д) – тонкий гребінь, е) – підріз гребеня, є) – накат гребеня, ж) – рівномірний прокат, з) – нерівномірний прокат) в колесах, які надійшли в ремонт за дев'ять місяців 2009 р. в депо Укрзалізниці

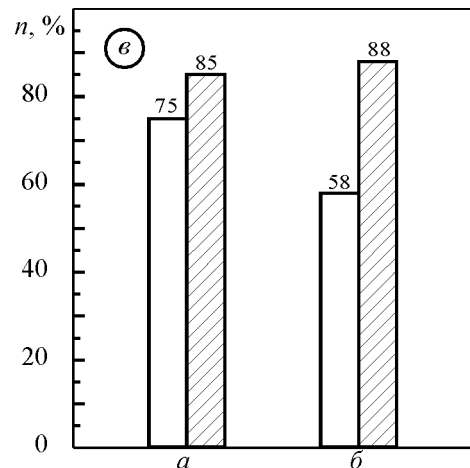


Рис. 2. Експлуатаційні пошкодження на поверхні кочення коліс: а) повзуни, б) вищербини, а також порівняння відносної кількості (n) коліс КП-2 (□) і КП-Т (▨) випуску 2005-2008 рр. з цими пошкодженнями (в)

Аналіз причин утворення дефектів на поверхні кочення коліс. Вищербини зумовлені тріщиноутворенням внаслідок контактної втоми металу, а повзуни – його локальним течінням [6]. Цьому сприяє проковзування в зоні контакту колесо-рейка (особливо під час гальмування на сортувальних гірках), де суттєво (до 900 °С [7]) підвищується локальна температура ($T_{\text{гальм}}$). Для рейки вона розподіляється вздовж шляху гальмування, а для колеса теплове навантаження концентрується в зоні контакту. В результаті тут падає опір текучості металу, а після швидкого охолодження вихідна перлітно-феритна структура колісної сталі частково трансформується в мартенситну. Повзуни спричиняють ударні навантаження, що інтенсифікує тріщиноутворення, особливо за мартенситної структури.

Порівняння пошкодженості коліс випуску 2005-2008 рр. залежно від марки сталі виявило (рис. 2в), що в колесах КП-Т повзунів і, особливо, вищербин значно більше, ніж у колесах КП-2. Водночас слід зауважити, що дефектів у вигляді повзунів і вищербин не зафіксовано під час випробувань вагонів з колесами КП-Т, де заборонено спускати вагони з гірок, що підтверджує формування цих пошкоджень у першу чергу за впливу температурно-силових факторів під час гальмування [5].

Несподіваним виявився факт більшої кількості повзунів в колесах КП-Т порівняно з колесами КП-2 (рис. 2в), зважаючи, що границя текучості сталі марки Т вища, ніж сталі марки 2. Проте він стає зрозумілим, коли проаналізувати отримані [8] температурні залежності характеристик міцності і пластичності сталей марок 2 і Т (рис. 3). Границі міцності (σ_B) і текучості ($\sigma_{0,2}$) обох сталей в інтервалі температур 20...800 °С змінюються подібно, але пластичність (відносне видовження δ) сталі марки Т за температур вище 500...520 °С стрімко зростає порівняно зі сталлю марки 2. Таким чином, вище оптимальної температури карбонітридного зміцнення сталь марки Т [8] починає знеміцнюватися і суттєво пластифікується. За локального розігріву після

гальмування температура може бути значно вищою [7], що зумовлює змінання приповерхневих шарів ободу на більшу глибину, ніж в колесі зі сталі марки 2. Якщо сталь марки Т додатково обробити модифікатором на основі РЗМ і Са за мінімального вмісту алюмінію (0,023%) та титану (0,006%), щоб подрібнити перлітні складові і покращити морфологію металургійних включень, то згідно температурної залежності δ для сталі варіанту T_m (рис. 3) можна очікувати, що колеса з цієї сталі будуть мати вищий опір утворенню повзунів після гальмування.

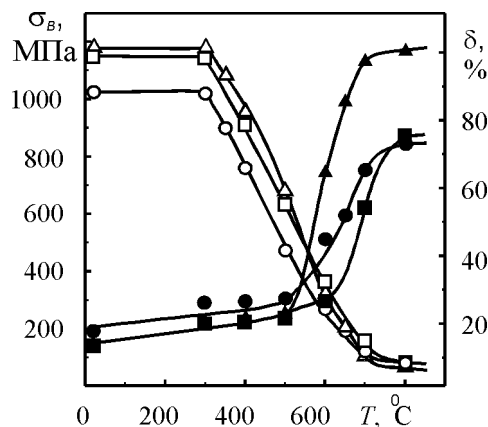


Рис. 3. Температурна залежність характеристик міцності (○, Δ, □) і пластичності (●, ▲, ■) сталей марок 2 (○, ●), Т (Δ, ▲) і T_m (□, ■).

Результати статистичного аналізу формування вищербин (рис. 2в) узгоджуються з даними лабораторних досліджень пошкоджуваності модельної пари колесо-рейка [9]. Кількість вищербин, утворених шляхом відшарування, більша в модельних зразках високоміцного колеса порівняно зі середньоміцним.

Щоб отримати профілі вищербин, поверхні кочення модельних зразків досліджували безконтактним інтерференційним 3-D профілографом "Micron-beta" [9]. Глибина вищербин (рис. 4а, б) залежить від властивостей сталей. У високоміцному колесі вона більша: 10...11 проти 7...8 мкм (у реальних колесах сягає 2...3 мм).

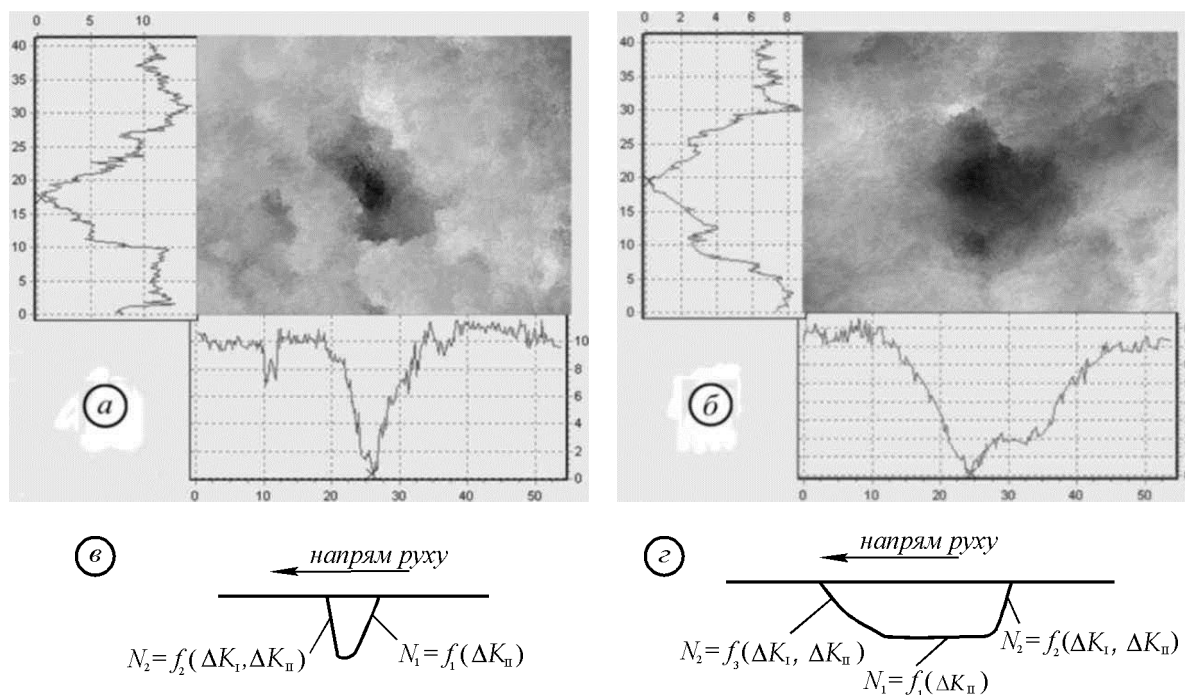


Рис. 4. Профілограми вищербин на поверхні кочення високо - (а) і середньоміцного (б) модельних зразків колеса (розмірність шкал подано в мкм) та схеми формування вищербини чрезпінтингоутворення (в) і відшарування (г)

З аналізу поверхонь кочення модельних зразків запропоновано схеми утворення вищербин [9], коли кінетику цього процесу визначає тривалість (N) різних стадій пітингоутворення та відшарування (рис. 4в, з) внаслідок зародження і росту втомних тріщин. Втомна тріщина може зароджуватися як з поверхні кочення (рис. 4в), так і в підповерхневих шарах (рис. 4з). Її ріст відбувається по чергові за різної комбінації процесів нормального відриву (що контролює розмах коефіцієнта інтенсивності напружень (K_{IH}) $\square K_I$) та поперечного зсуву ($\square K_{II}$). Тріщина, що утворилася на поверхні кочення, росте вглиб під певним кутом за одночасної дії розмахів K_{IH} $\square K_{II}$ і $\square K_I$. Зі зростанням її довжини змінюється механізм руйнування: від сумісної дії розмахів K_{IH} $\square K_{II}$ і $\square K_I$ до майже виключної дії розмаху $\square K_{II}$, а далі знову за розмахів $\square K_I$ і $\square K_{II}$ за виходу її на поверхню кочення, що призводить до виникнення вищербини пітингоутворенням (рис. 4в). Підповерхнева тріщина росте за дії розмаху $\square K_{II}$, що зумовлює відшарування з подальшим виходом її на поверхню за сумісної дії розмахів K_{IH} $\square K_I$ і $\square K_{II}$ (рис. 4з).

При цьому треба мати на увазі, що у формуванні вищербин пітингоутворенням і особливо підповерхневим відшаруванням суттєву роль можуть відігравати ендogenous неметалеві включення, розмір яких у колісних сталях становить 5...60 мкм.

Таким чином, для аналізу впливу структури і міцності колісної сталі на кінетику утворення дефектів типу вищербини потрібні діаграми швидкості росту втомної тріщини від розмаху K_{IH} ($da/dN - \Delta K_I$) і ($da/dN - \Delta K_{II}$) [10].

Механічна поведінка сталей залежить від впливу експлуатаційних факторів. Порівняно зміну комплексу механічних характеристик сталі марки Т зі сталлю марки 2 з урахуванням дії низької температури, корозивного середовища, локального нагріву під час гальмування [11-14]. Встановлено (табл. 1), що високоміцна сталь, переважаючи середньоміцну за показниками міцності (σ_B) і твердості (НВ), помітно поступається їй за циклічною тріщиностійкістю, особливо циклічною в'язкістю руйнування $\Delta K_{I_{fc}}$ за умов нормального відриву. За порогоми втоми $\Delta K_{I_{th}}$ відмінності між ними незначні, за винятком випадку впливу гальмування. Виявлено, що експлуатаційні проблеми високоміцних залізничних коліс особливо пов'язані з дією температурно-силових факторів під час гальмування, коли для високоміцної сталі відносне падіння $\Delta K_{I_{th}}$ навіть перевищує суттєве зниження $\Delta K_{I_{fc}}$ (табл. 1). Причиною утворення вищербин на поверхні кочення коліс є інтенсифікація тріщиноутворення в зоні контакту колесо-рейка, зумовлена мартенситним перетворенням і розтягальними залишковими напруженнями [14], дію яких можна моделювати високою асиметрією ($R=0,5$) циклу навантаження (табл. 1).

Ці модельні дослідження показали, що порівняно з вихідним станом, після гальмування, особливо з повітряно-водяним охолодженням, різко змінюється механізм росту втомної тріщини в обох сталях: від квазів'язкого череззеренного (рис. 5а, б) до змішаного ямкового і міжзеренного в сталі марки 2 (рис. 5в) та переважно низькоенергоємного відкольного міжзеренного руйнування в сталі марки Т (рис. 5з).

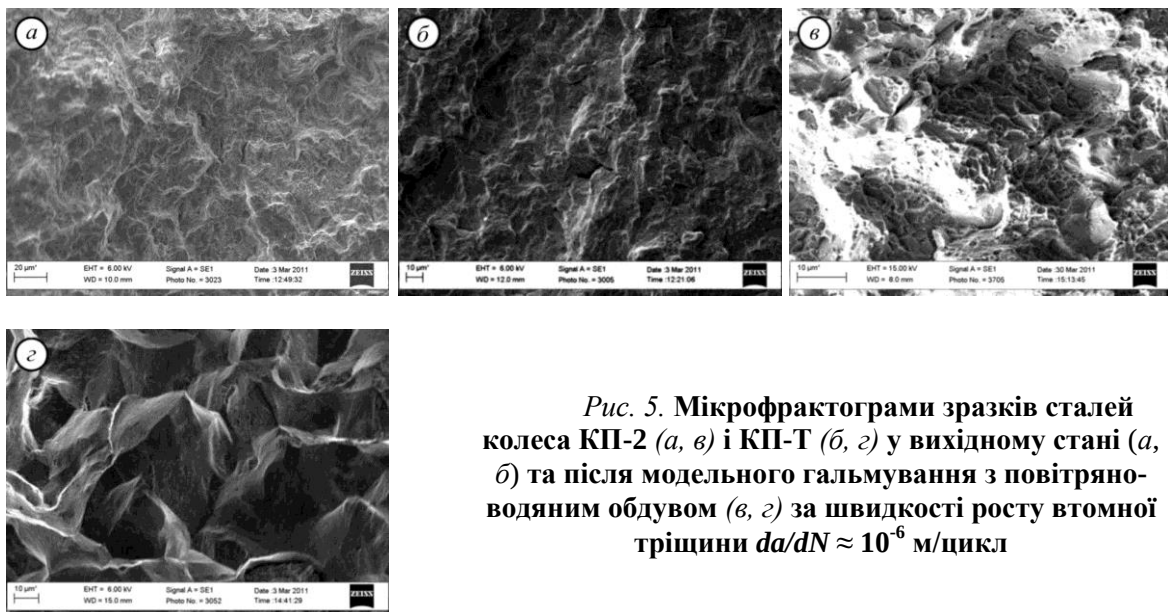


Рис. 5. Мікрофрактограми зразків сталей колеса К2-2 (а, в) і К2-Т (б, з) у вихідному стані (а, б) та після модельного гальмування з повітряно-водяним обдувом (в, з) за швидкості росту втомної тріщини $da/dN \approx 10^{-6}$ м/цикл

Виявлена зміна мікромеханізму руйнування і характеристик циклічної тріщиностійкості досліджуваних сталей спричинена сукупним впливом трансформації їх вихідної мікроструктури, яка залежить від вмісту вуглецю в сталі, а також залишкових напружень II роду, які зумовлені технологічними режимами під час виробництва коліс (вихідний стан) та термосиловими чинниками за гальмування (табл. 2). Рентгеноструктурний аналіз показав [14], що вищевказаний вплив відобразився на зміні міжплощинної віддалі d в кристалічних ґратках сталей (для лінії (220)) і, відповідно, на залишкових напруженнях II роду. Чітко видно (табл. 2), що зниження циклічної в'язкості руйнування $\square K_{fc}$ обох сталей пов'язане зі зменшенням стискальних і ростом розтягальних напружень II роду $\square r$. Поріг втоми $\square K_{th}$ при цьому спочатку росте, а потім знижується. Він змінюється у широкому інтервалі для середньоміцної сталі і незначно для високоміцної. В максимально окриженому стані (після гальмування з повітряно-водяним обдувом) сталь марки Т поступається сталі марки 2 за циклічною в'язкістю руйнування $\square K_{fc}$ у 1,7 рази; за порогом втоми $\square K_{th}$ – у 2,4 рази.

Таблиця 1. Вплив експлуатаційних факторів на відносну зміну механічних характеристик сталей високо- і середньоміцного коліс [11-14]

Відношення характерис- тик сталей коліс	Повітря, 20°C		Повітря						Корозивне середовище		Після гальмування на повітрі	
	σ _B	HB	20°C				-40°C, R=0,1		20°C, R=0,1		20°C, R=0,1	
			R=0,1		R=0,5							
			ΔK _{Ith}	ΔK _{Ifc}	ΔK _{Ith}	ΔK _{Ifc}	ΔK _{Ith}	ΔK _{Ifc}	ΔK _{Ith}	ΔK _{Ifc}	ΔK _{Ith}	ΔK _{Ifc}
КП-Т/ КП-2	1,24	1,22	0,93	0,65	1	0,30	1	0,60	0,97	0,64	0,39	0,45

Таблиця 2. Структурні параметри і характеристики циклічної тріщиностійкості колісних сталей

Марка сталі	Стан матеріалу (охладж. середовище)	Структура	$d, \text{\AA}$	$\sigma_r, \text{МПа}$	$\square K_{th}$	$\square K_{fc}$
					$\text{МПа} \cdot \sqrt{\text{м}}$	
2 (0,56...0,58%)	Еталон	Перліт, ферит (відпал)	1,01320	0	-	-
	Вихідний	Перліт, ферит (відпуск)	1,01360	-276	7,0	100
	Після гальмування (повітря)	Перліт	1,01356	-249	20,0	100
	-- (повітряно-водяний обдув)	Перліт, бейніт	1,01315	+36	14,1	54
Т (0,63...0,66%)	Еталон	Перліт, ферит (відпал)	1,01322	0	-	-
	Вихідний	Перліт, ферит (відпуск)	1,01377	-380	6,5	65
	Після гальмування (повітря)	Перліт, бейніт	1,01333	-76	7,8	45
	-- (повітряно-водяний обдув)	Перліт, бейніт, мартенсит	1,01290	+221	5,9	31

Оцінювання роботоздатності колісних сталей. Отримані результати обґрунтовують необхідність зміни концепції вибору сталей для підвищення довговічності високоміцних залізничних коліс, який повинен здійснюватися як за критерієм зношування (що визначає міцність і твердість сталей), так і за критерієм вищерблювання поверхні кочення (що визначає циклічна тріщиностійкість сталей). Підвищений (до 0,7%) вміст вуглецю в сталі марки Т, зумовлюючи ріст зносотривкості (твердості), спричиняє її схильність до мартенситного перетворення [14, 15], зміну залишкових напружень II роду і, як результат, падіння циклічної тріщиностійкості (табл. 2).

Нова концепція повинна базуватися на підходах структурної механіки руйнування [16]. Вона передбачає необхідність зниження вмісту вуглецю в колісних сталях для запобігання

мартенситного перетворення після гальмування (рис. 6а); пошук структур колісних сталей, які забезпечують оптимальне поєднання характеристик їх міцності і циклічної тріщиностійкості (рис. 6б) з урахуванням механізмів руйнування за умов нормального відриву і поперечного зсуву (рис. 6в) для мінімізації тріщиноутворення і вищерблювання на поверхні кочення коліс. Бейнітна структура сталі колеса КП-Т забезпечує суттєво вищі характеристики циклічної тріщиностійкості [12] проти перлітної в сталі коліс КП-Т і навіть КП-2. Для оптимального поєднання міцності і тріщиностійкості перспективна трооститна структура (рис. 6б).

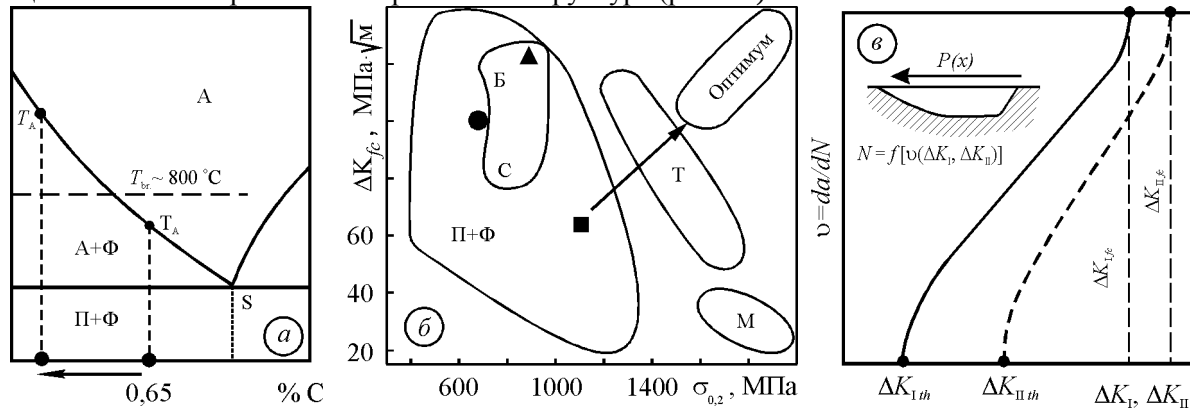


Рис. 6. Концепція оптимізації колісних сталей: а) запобігання мартенситного перетворення після гальмування; б) оптимальне поєднання міцності і циклічної тріщиностійкості (діаграма конструкційної міцності [16]); в) врахування механізмів руйнування за умов нормального відриву і поперечного зсуву: А – аустеніт, Ф – ферит, П – перліт, Б – бейніт, М – мартенсит, Т – троостит, С – сорбіт; ●, ■ – перлітні сталі коліс КП-2 і КП-Т, відповідно; ▲ – бейнітна структура сталі коліс КП-Т

Таким чином згідно нової концепції вибору (розроблення) сталей для високоміцних залізничних коліс вони повинні оптимально поєднувати підвищені характеристики зносостійкості і опору утворенню вищербин (пітингів і під поверхневих розшарувань) в умовах контактної втоми. Пошук цього оптимуму потрібно вести за допомогою діаграм конструкційної міцності – залежностей характеристик циклічної тріщиностійкості від міцності (твердості) сталей з урахуванням їх структури і мікромеханізмів руйнування (рис. 6б). Проте універсальнішим у цьому плані для колісних сталей повинні бути діаграми експлуатаційної надійності – залежності між характеристиками циклічної тріщиностійкості, які визначають опір утворенню експлуатаційних дефектів на поверхні кочення коліс та характеристиками, які визначають опір зношуванню гребеня і поверхні кочення коліс (рис. 7). В якості останніх можуть бути вибрані величини, обернені до втрати маси ($1/\square m$) або лінійних розмірів, які встановлюють за результатами стандартних випробувань матеріалів на зношування. Очевидним є той факт, що шуканий оптимум буде знаходитися у правому верхньому куті цієї діаграми (рис. 7). Видно, що за наявними експериментальними даними ні одна з досліджених на даний час сталей не забезпечує оптимальне поєднання зносостійкості і опору утворенню вищербин.

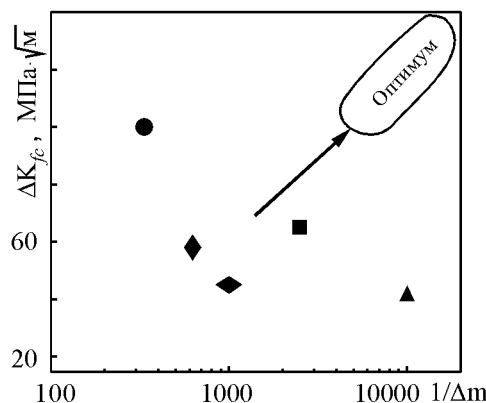


Рис. 7. Діаграма експлуатаційної надійності колісних сталей: ● – сталь марки 2; ■ – марки Т; ▲ – варіант Т_м; ◆, ◇ – експериментальні варіанти

Висновки. На основі статистичного аналізу експлуатаційних пошкоджень залізничних коліс типу КП-2 і КП-Т та лабораторних досліджень сталей марок 2 і Т обґрунтовано необхідність вибору колісних сталей і за опірністю зношуванню, і за опірністю утворенню дефектів (повзунів і вищербин) на поверхні кочення коліс, що вимагає зміни відповідних нормативно-технічних документів на колісну продукцію. Запропоновано новий підхід для розроблення (вибору) сталей для високоміцних залізничних коліс, ґрунтуючись на діаграмах експлуатаційної надійності сталей.

1. *Лашко А.Д., Савчук О.М.* К вопросу о стратегии Укрзализныци по решению проблемы устранения сверхнормативных износов пары "колесо-рельс" // Залізничний транспорт України. – 1997. – №2-3. – С. 2–4.
2. Научная разработка и производственная реализация технологии микролегирования и термоупрочнения высокоизносостойких железнодорожных цельнокатанных колес / И.Г. Узлов, К.И. Узлов, О.Н. Перков, А.В. Кныш // Фундаментальные и прикл. проблемы черной металлургии. – 2004. – Вып. 7. – С. 231–243.
3. *Харченко И.Г.* Эксплуатационная надежность колесных пар грузовых вагонов // Вагонный парк. – 2008. – №2. – С. 21–22.
4. *ГОСТ 10791-2011.* Колеса цельнокатанные. Технические условия. – М.: Стандартинформ, 2011. – 28 с.
5. Про концепцію вибору сталей для високоміцних залізничних коліс / О.П. Осташ, В.Г. Анофрієв, І.М. Андрейко та ін. // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2012. – №6. – С. 7–13.
6. Дефекти залізничних коліс / І.О. Вакуленко, В.Г. Анофрієв, М.А. Грищенко, О.П. Перков. – Дн-вськ: Вид-во Маковецький, 2009. – 112с.
7. Frictional heat-introduced phase transformation on train wheel surface / S. Hang, P. Tao, L. Li et al. // J. of Iron and Steel Research Int. – 2008. – 15(5). – P. 49–56.
8. *Андрейко І.М., Кулик В.В.* Температурна залежність механічних характеристик колісних сталей // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2011. – №1. – С.113–115.
9. Контактньо-втомна пошкоджувальність поверхні кочення залізничних коліс типу КП-2 і КП-Т / О.П. Осташ, І.М. Андрейко, В.В. Кулик та ін. // Вісник Дніпропетр. нац. ун. залізничного транспорту ім. акад. В. Лазаряна. – 2011. – Вип. 39. – С. 118–122.
10. Експлуатаційна довговічність залізничних коліс із високоміцної сталі / В.В. Панасюк, О.П. Осташ, О.П. Дацишин та ін. // Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин. – К.: Ін-т електрозварювання ім. Е.О. Патона НАН України, 2009. – С. 659–663.
11. Низькотемпературна циклічна тріщиностійкість сталей залізничних коліс / О.П. Осташ, І.М. Андрейко, В.В. Кулик та ін. // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2008. – №4. – С. 52–57.
12. Вплив режиму термічної обробки і асиметрії циклу навантаження на циклічну тріщиностійкість колісних сталей / О.П. Осташ, І.М. Андрейко, В.В. Кулик та ін. // Там же. – 2009. – №2. – С. 63–70.
13. *Андрейко І.М., Кулик В.В., Осташ О.П.* Опір корозійно-втомному руйнуванню сталей залізничних коліс // Там же. – 2011. – №5. – С. 35–39.
14. Вплив гальмування на мікроструктуру і механічну поведінку сталей залізничних коліс / О.П. Осташ, І.М. Андрейко, В.В. Кулик, В.І. Ваврух // Там же. – 2012. – №5. – С. 15–20.
15. Исследование причин образования дефектов на поверхности катания высокопрочных колес в процессе эксплуатации / А.И. Бабаченко, А.А. Кононенко, Ж.А. Деметьева и др. // Залізничний транспорт України. – 2010. – №5. – С. 35–38.
16. Структурная механика разрушения и эксплуатационная надежность железнодорожных колес / О.П. Осташ, А.И. Бабаченко, И.М. Андрейко и др. // Фундаментальные и прикл. проблемы черной металлургии. – 2009. – Вып. 20. – С. 246–253.
17. *Бабаскин Ю.З., Шипицын С.Я., Кирчу И.Ф.* Конструкционные и специальные стали с нитридной фазой. – К.: Наук. думка, 2005. – 372 с.

Стаття надійшла до редакції 27.04.2013.

УДК 006.1:006.74

Т.М. Павлиго
СИСТЕМИ КЛАСИФІКАЦІЇ НАНОМАТЕРІАЛІВ

У статті розглянуто приклади сучасних методів класифікації наноматеріалів. Методологія класифікації запропонована у ISO/TR 11360:2010 є найбільш інформативною. Класифікаційна система «нанодерево» відображає сучасне розуміння будови наноматеріалів.

Ключові слова: нанотехнології, наноматеріали, класифікація, стандартизація
Табл. 5, рис. 6, Літ. 11.

Т.М. Павлыго
СИСТЕМЫ КЛАССИФИКАЦИИ НАНОМАТЕРИАЛОВ.

В статье рассмотрены примеры современных методов классификации наноматериалов. Методология классификации предложенная в ISO/TR 11360:2010 является наиболее информативной. Классификационная система «нанодерево» отражает современное понимание строения наноматериалов.

Ключевые слова: нанотехнологии, наноматериалы, классификация, стандартизация

T.M. Pavlygo
CLASSIFICATION SYSTEMS OF NANOMATERIALS

In article examples of modern methods of classification of nanomaterials are considered. Methodology for classification offered in ISO/TR 11360:2010 is most informative. The classification system of «nano-tree» is a depiction of the modern understanding of the structure of nanomaterials.

Keywords: nanotechnologies, nanomaterials, classification, standardization

Постановка проблеми. Згідно аналітичних даних Американського національного наукового фонду (NSF), уряди і промислові кола розвинених країн очікують в найближчі 10-15 років бурхливе зростання об'ємів ринку нанотехнологічних матеріалів, приладів і іншої продукції нанотехнологій. Хвиля підвищеного інтересу до нанотехнологій спостерігається і в Україні. У Національній академії наук України протягом багатьох років виконуються фундаментальні і прикладні дослідження, що мають безпосереднє відношення до сьогодишніх розробок в галузі нанотехнологій.

За таких обставин набуло актуальності питання про стандартизацію в цій галузі науки й техніки. Спеціалісти оцінюють темпи розроблення нанотехнологічних стандартів, як своєрідну гонку, учасники якої прямо признають їх здатність впливати на майбутнє нової галузі. Створені в США, країнах Європейського Союзу, Китаї, Росії технічні комітети та спеціалізовані організації вже розробили цілу низку стандартів щодо термінології, властивостей і метрології деяких наноматеріалів. Такі стандарти створили фундамент, на якому буде базуватись комерціалізація нової продукції.

Однак аналіз чинних стандартів засвідчив, що для усунення розходжень, які існують у національних системах стандартизації, для підвищення якості нормативних документів доконечне потрібна координація дій зацікавлених країн, особливо з огляду на те, що більшість із них є членами Світової організації торгівлі та беруть безпосередню участь у становленні світової економіки.

У 2005 року в Міжнародній організації стандартизації (ISO) було створено технічний комітет ISO/TC 229 «Нанотехнології». Провідні спеціалісти світу об'єднались у робочі групи та прикладають зусилля до розроблення нанотехнологічних стандартів, кожен з яких створено у результаті певного консенсусу експериментів. Користь від реалізації нанопродукції і глобалізація світової торгівлі активує зусилля з розроблення саме міжнародних стандартів, оскільки їх застосування забезпечить споживачу неоціненну допомогу і незаперечну конкурентну спроможність.

Роботу ISO/TC 229 було розпочато з розроблення нормативних документів щодо термінології та класифікації наноматеріалів, оскільки, як відомо, саме загальна термінологія та класифікація як процес групування об'єктів дослідження або спостереження відповідно до їхніх загальних ознак є вельми важливими для спілкування вчених, що проводять дослідження у споріднених галузях науки.

У 2010 році було опубліковано Технічний звіт ISO/TR 11360:2010 Nanotechnologies – Methodology for the classification and categorization of nanomaterials [6], в якому запропоновано методологію класифікації наноматеріалів.

Опис систем класифікації. Звіт ISO/TR 11360:2010 ґрунтується на ілюстративному підході до проблеми класифікації наноматеріалів й не претендує на вичерпний перелік всіх можливих способів такої класифікації. Це не виключає в майбутньому можливості використання інших методів класифікації.

У звіті сформульовано такі завдання:

- розробити базисну систему класифікації для різних типів наноматеріалів;
- зазначити необхідні нормативні методи встановлення характеристик наноматеріалів;
- полегшити ідентифікацію важливих характеристик/властивостей певного наноматеріалу через наукові журнали та патенти;
- полегшити розроблення «номенклатурного кістяка», потрібного для формування логічної й системної термінології наноматеріалів.

Звіт базується на численних друкованих виданнях стосовно цих питань. Справді, практично кожна монографія чи навчальний посібник у сфері наноматеріалів містить спроби їх класифікації. Однак здебільшого ці спроби, що становлять безсумнівний інтерес, обмежуються одним або двома критеріями.

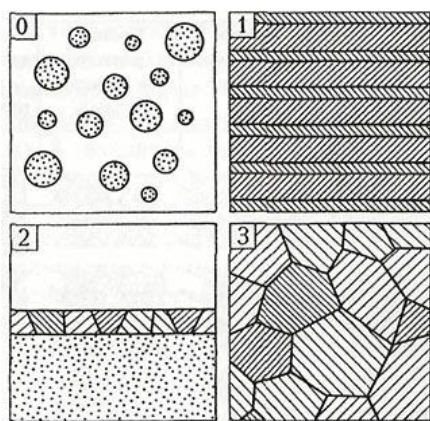
Сьогодні існує кілька підходів до класифікації наноматеріалів: за геометричними параметрами їхньої структури; за складом, розподілом і формою структурних складових; за фізичним принципом; за походженням й топологією і т.д. Одним з найпоширеніших є геометричний принцип. Даний підхід важливий не тільки з формальної сторони, але також пов'язаний з тим, що геометричні параметри наноматеріалів суттєво впливають на їхні властивості. Згідно з геометричним принципом, нанооб'єкти можна класифікувати з різних точок зору. Одні дослідники пропонують характеризувати мірність об'єкта кількістю вимірів, у яких об'єкт має макроскопічні розміри. Інші беруть за основу кількість наноскопічних вимірів. Класифікація наноматеріалів, що інтегрує обидва підходи, наведена в табл. 1.

Таблиця 1. Класифікація наноматеріалів за геометричним принципом

Характеристики об'єкта	Мірність матеріалу з позиції наноскопічних вимірювань	Мірність матеріалу з позиції макроскопічних вимірювань	Приклади матеріалів
Усі три розміри менше ніж 100 нм	3-мірний	0-мірний	Атомні кластери і частинки, фулерени, нанопорошки, квантові точки
Два розміри менше ніж 100 нм	2-мірний	1-мірний	Нанотрубки, нановолокна, квантові дроти
Один розмір менше ніж 100 нм	1-мірний	2-мірний	Наночарові покриття, квантові ями
Усі три розміри більші ніж 100 нм	0-мірний	3-мірний	Нанокристалічні покриття, об'ємні матеріали з розміром зерна манометрового діапазону, нанокомпозити

Класифікація за Зігелем [2] є найбільш загальною з наявних у літературі класифікацій наноструктур (рис. 1).

Віднесені до 0D наноструктури являють собою системи ізольованих одна від одної наночастинок. Для 1D характерна наявність контактів між наноблоками в одному виділеному напрямку. При цьому не має значення розмір блоків у двох інших вимірах – це можуть бути «нескінченні» шари нанометрової товщини (багаторшарові монокристалічні наноплівки), або частинки нанометрових розмірів (однак не контактуючі одна з одною у цих напрямках). Наноструктури 2D, навпаки, характеризуються наявністю наноконтактів у двох вимірах (приклад: одношарові плівки, побудовані з розорієнтованих наноблоків). Нарешті, 3D – це тривимірні наноструктури, у яких наночастинок стикаються одна з одною у всіх трьох вимірах. Ця класифікація є досить корисною для того, щоб ясніше уявити собі завдання структурного аналізу нанокристалічних матеріалів (установлення атомної структури окремих наночастинок (наноблоків), характеру їх стикування, взаємних орієнтаційних співвідношень, типу й структури міжблочних границь).



- 0 – атомні кластери і наночастинки;
 1 – багатошаровий матеріал;
 2 – наноструктурне покриття;
 3 – об'ємні наноструктурні матеріали

Рис. 1. Класифікація наноматеріалів за Р.Зігелем [2]

Однією з найпоширеніших класифікацій для наноматеріалів є відома класифікація Г.Глейтера (табл. 2, [1]).

Таблиця 2. Класифікація наноматеріалів за структурою і хімічним складом [1]

Форма кристалів	Склад кристалітів різний	Склад границь і кристалітів різний	Кристаліти дисперговані у матрицю різного складу
Шарувата			
Волокниста			
Рівновісна			

Глейтер запропонував розділити наноматеріали на три категорії. Перша категорія включає матеріали у вигляді нанорозмірних частинок, тонких волокон і плівок, які ізолювані, нанесені на підложку або впроваджені в матрицю. Друга категорія включає матеріали, у яких наноструктура обмежується тонким поверхневим шаром масивного матеріалу. Третя категорія включає масивні матеріали з наноструктурою, які можна розділити, у свою чергу, на два класи. У перший входять матеріали, атомна структура й/або хімічний склад яких міняються у об'ємі матеріалу на атомному рівні. Наноматеріали другого класу складаються з нанорозмірних блоків (кристалітів), які можуть різнитися атомною структурою, кристалографічною орієнтацією, хімічним складом, і областей між сусідніми блоками (границі зерен). Таким чином, ці матеріали є структурно-неоднорідними на відміну від матеріалів першого класу – структурно-однорідних.

За хімічним складом, атомною структурою, формою й розмірам кристаліти, як і границі розділу, можуть різнитися, і ця відмінність значно впливає на властивості наноструктурних матеріалів у цілому. За формою кристалітів наноструктурні матеріали діляться на шаруваті, волокнисті й рівновісні, для яких товщина шару, діаметр волокна або зерна менше деякого значення, наприклад, 100 нм. За хімічним складом кристалітів можна виділити чотири групи наноструктурних матеріалів. До найбільш простого випадку з однаковим хімічним складом кристалітів і границь розділу відносяться, наприклад, шаруваті полікристалічні полімери або чисті метали з нанокристалічною рівновісною структурою першої групи. Другу групу представляють

наноструктурні матеріали із кристалітами, що мають різний хімічний склад, наприклад багатшарові структури. У матеріалах третьої групи різняться хімічний склад зерен і границь розділу. Матеріали, у яких нанорозмірні виділення (шари, волокна або рівновісні кристаліти) дисперговані в матрицю іншого хімічного складу, утворюють четверту групу. У цю групу входять дисперсно-зміцнені сплави.

Автори роботи [3] запропонували двобазисну класифікацію нанорозмірних структур (НРС) (рис. 2).

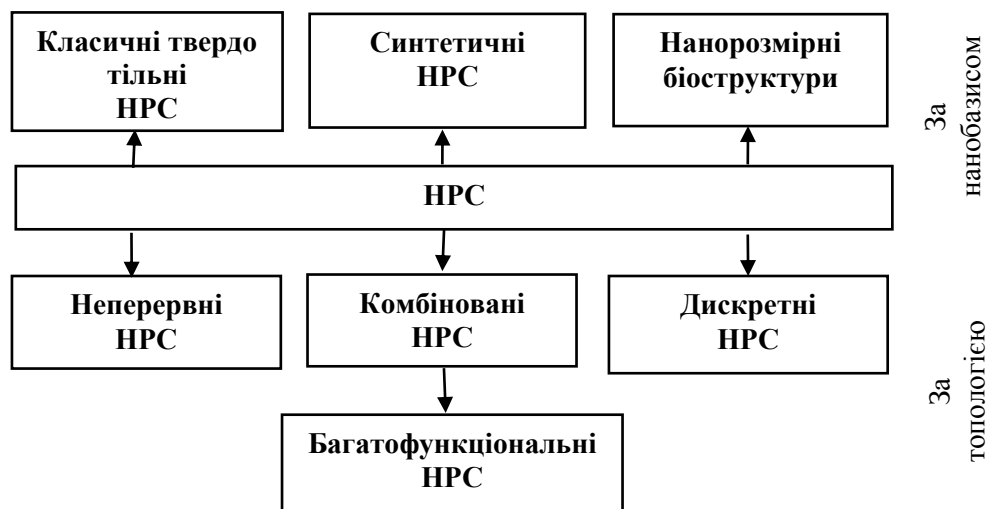


Рис. 2. Схема класифікації нанорозмірних структур [3]

Один напрям класифікації (за нанобазисом) відображає відмінність походження наноструктур, інший (за топологією) ділить наноструктури за неперервністю. Докладніше ці напрями показано в табл. 3 і табл. 4.

Таблиця 3. Класифікація наноструктур за нанобазисом [3]

«Класичні» твердотільні НРС	Синтетичні НРС	Нанорозмірні біоструктури
Наночастинки Нанотрубки Металеві, напівпровідникові, діелектричні тонкі плівки Квазіодновимірні провідники Квазінульвимірні металеві, напівпровідникові, діелектричні об'єкти Нанокристали тощо	Нанополімери Синтетичні нановолокна Синтетичні тонкі плівки Наноколоїди Нанокристали (каучук, кевлар, тефлон і т. ін.)	Біомолекулярні комплекси Модифіковані віруси Органічні наноструктури

Таблиця 4. Класифікація наноструктур за топологією [3]

Неперервні, квазінеперервні НРС	Дискретні, квазінульвимірні НРС	Комбіновані НРС
Квазітривимірні Квазідвовимірні Квазіодновимірні	Наночастинки Квантові точки Квантові ями Нанорозмірні точкові дефекти Елементи періодичних структур	Гетерогенні структури Періодичні багатокомпонентні структури Багатооб'єктні складні структури (фрактальні)

У звіті ISO/TR 11360:2010 для класифікації обрано систему «класифікаційне дерево», яка найчастіше використовується в науці й техніці. У цьому окремому випадку автори звіту дали їй назву «нанодерево». Здійснені за такою системою класифікація (систематизація) та створення узагальнювальних понять (категорій) забезпечують логічну ієрархію між різними секторами

номінальних показників розглянутого продукту. У результаті класифікації наноматеріалів можна чекати такого розміщення наявних у нанотехнології понять за відповідними категоріями, яке, по-перше, ідентифікувало б ці поняття й, по-друге, виразно показало б співвідношення між ними. Запропонована методологія класифікації наноматеріалів сумісна зі структурою словників серії ISO/TS 80004 [4, 7 – 11].

Для створення системи класифікації наноматеріалів потрібно було вибрати базові критерії оцінювання таких матеріалів. Першою гілкою у системі класифікації «нанодерево» було обрано розмір наноматеріалів, оскільки саме цей критерій є першою ознакою наноматеріалу і впливає на формування різних його властивостей (рис. 3). Класифікація у другій гілці здійснюється за будовою (внутрішньою та поверхневою структурою) наноматеріалів. Третя гілка бере до уваги хімічну природу наноматеріалів, що є важливим кроком на шляху їх ідентифікації. Завершує нанодерево гілка властивостей наноматеріалів.

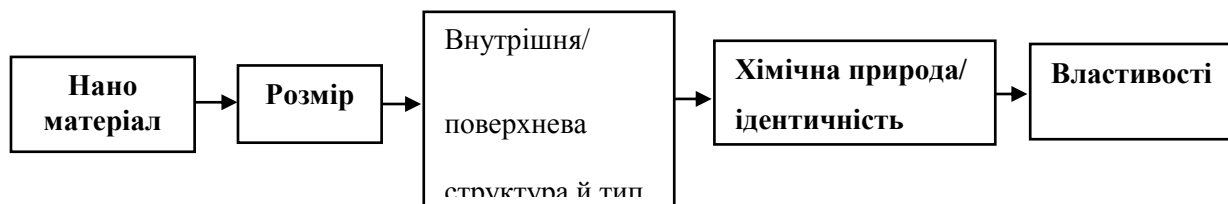


Рис. 3. Спрощена схема будови нанодерева [6]

На рис. 4 наведено схему, у якій окремі фрагменти класифікації задля наочності об'єднано.

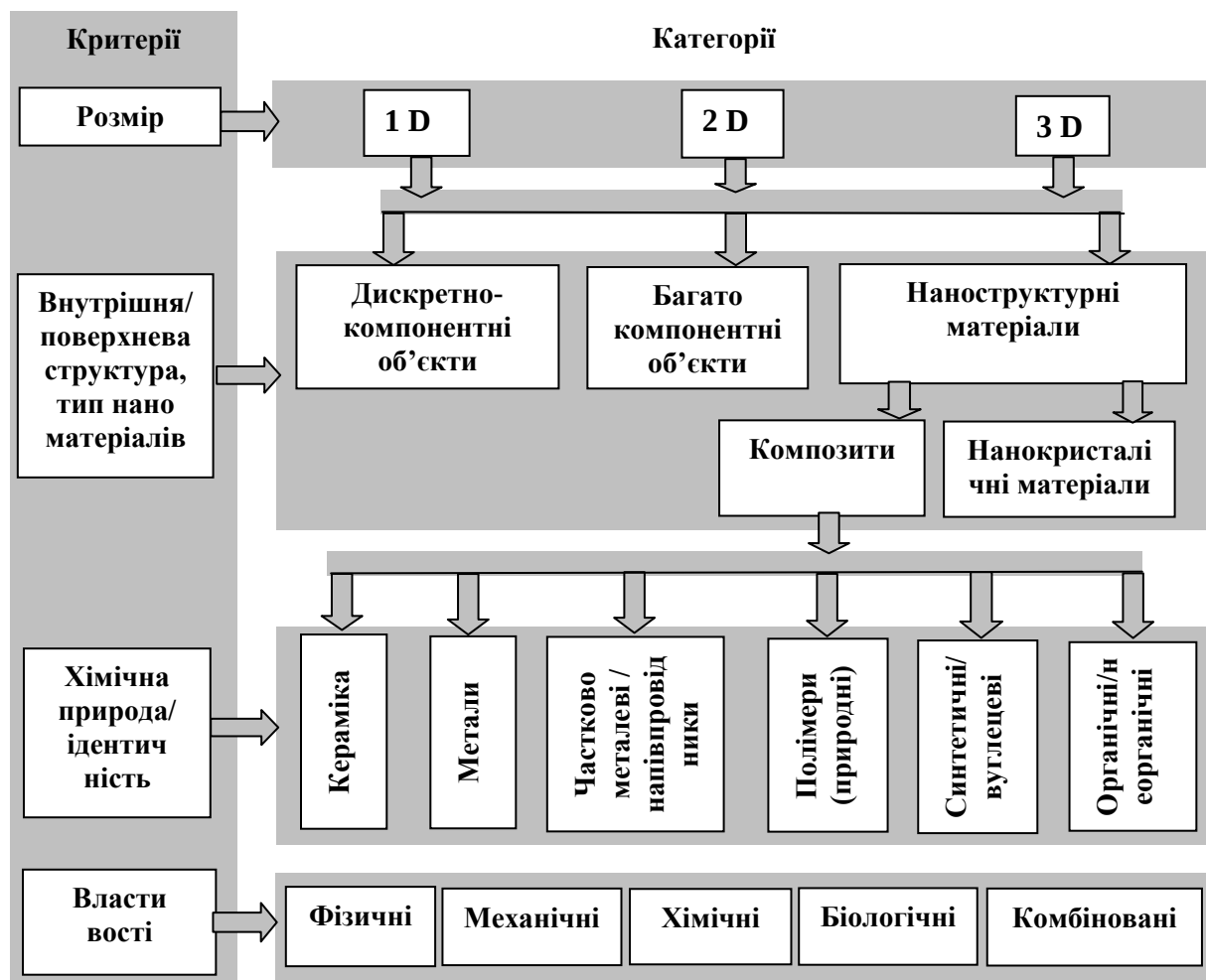


Рис. 4. Критерії та категорії наноматеріалів

У гілці з критерієм «розмір» (рис. 4) наноматеріали розбито на три категорії: за розмірністю 1D (тільки один розмір об'єкта відповідає наношкалі), 2D та 3D (відповідно два й три розміри за наношкалою).

У гілці з критерієм «внутрішня і поверхнева структура» наноматеріали поділено на об'єкти й наноструктурні матеріали. Усі вони можуть мати розміри з будь-якої категорії. Об'єкти й наноструктурні матеріали, які чітко належать до відповідних розмірних та структурних категорій (табл. 5), утворюють окрему гілку нанодерева.

Таблиця 5. Належність нанооб'єктів і наноструктурних матеріалів до відповідних категорій

Категорії	Розмірність 1D	Розмірність 2D	Розмірність 3D
Дискретно-компонентні нанооб'єкти	Наношари й наноплівки, нанопластинки	Нановолокна, нанотрубки, нанострижні, нанодріт	Наночастинки, нанокапсули, квантові точки, дендримери, фулерени, алмазоїди, нанооніони
Багатокомпонентні нанооб'єкти	Наношари й наноплівки, нанопластинки	Нановолокна, нанотрубки, нанострижні, нанодріт	Наночастинки, капсульовані наночастинки
Наноструктурні матеріали	Наноккомпозити (наприклад наноглинисті композити)	Наноккомпозити (наприклад композитні нанотрубки)	Масивні нанопористі матеріали, масивні нанокристалічні матеріали, масивні наноккомпозити

Дискретно-компонентні об'єкти являють собою матеріальні тіла, що існують самостійно. Багатокомпонентні нанооб'єкти складено з окремих, іноді навіть не пов'язаних між собою однакових елементів або з поєднаних елементів, які відрізняються один від одного. Наноструктурним є матеріал, який містить структурні нанорозмірні елементи. До наноструктурних матеріалів, відповідно до роботи [5], належать прості випадкові композиції, нанооб'єктів, такі як агрегати й агломерати, або впорядковані композиції, такі як кристали фулеренів чи вуглецеві нанотрубки, а також наноккомпозити з нанооб'єктами у вигляді включень у твердій матриці. Стандарт ISO/TS 80004-1:2010 [7] пропонує схему поділу наноматеріалів на нанооб'єкти й наноструктурні матеріали, яку наведено на рис. 5.



Рис. 5. Схема розподілу наноматеріалів

У гілці з критерієм «хімічна природа/ідентичність» наноматеріали поділено на металеві, керамічні, полімери (синтетичні або природні), сполуки на основі металів (напівпровідники), вуглецеві та органічні/неорганічні.

Таким чином, наведені три гілки класифікації переконливо свідчать про те, що, на відміну від традиційних матеріалів, на властивості яких впливають два чинники – структурна й хімічна природа або тип сполуки, на загальні властивості наноструктурних матеріалів впливає ще й третій – розмірний чинник і в більшості випадків він є визначальним.

У гілці з критерієм «властивості» наноматеріали класифіковано за фізичними, механічними, хімічними, біологічними та комбінованими властивостями. Ці категорії поділяють на підкатегорії – типи показників властивостей. На рис. 6 наведено гілку показників фізичних властивостей. Таку класифікацію здійснено й для інших категорій властивостей.

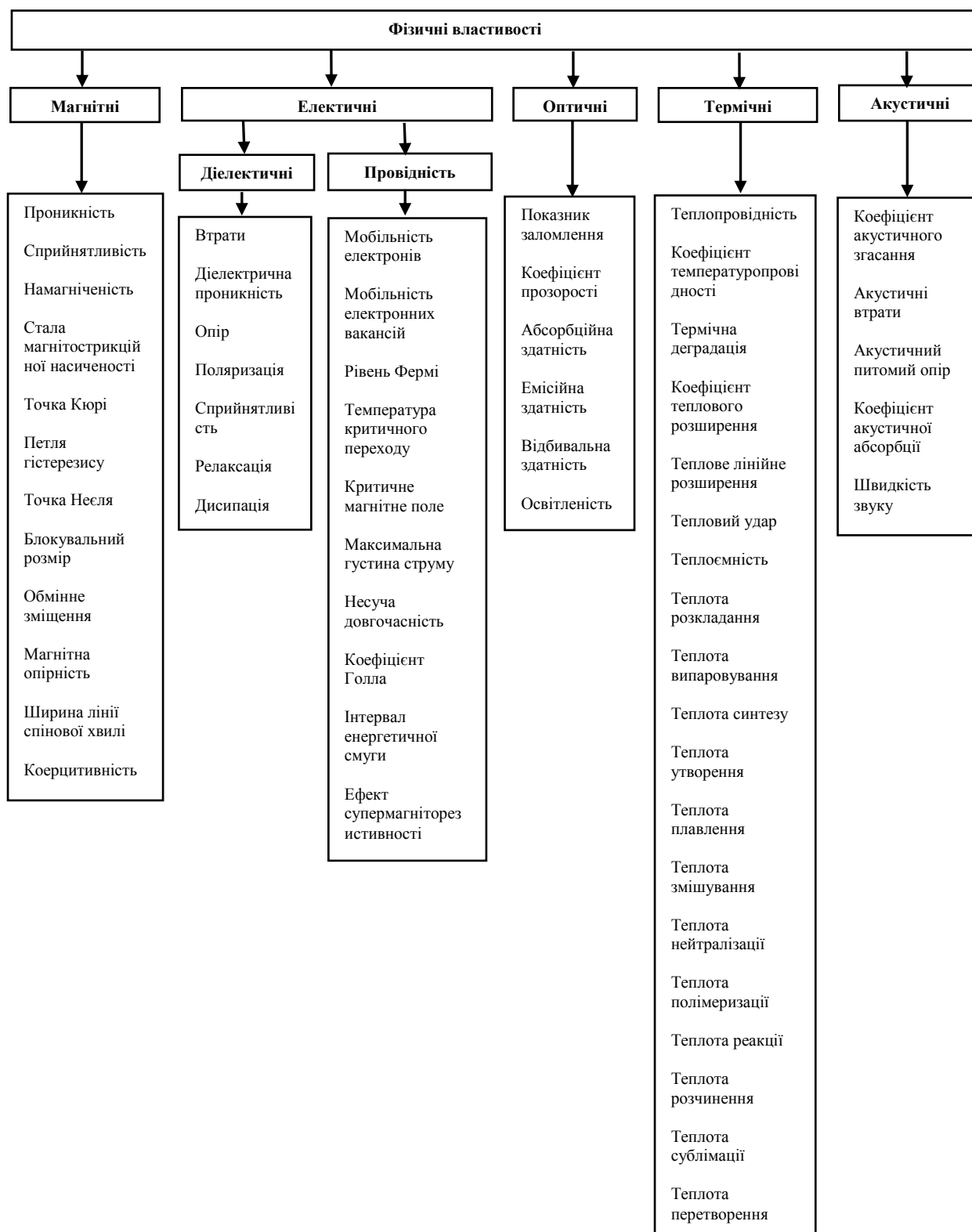


Рис.6. Схема утворення категорій фізичних властивостей наноматеріалів

Класифікація наноматеріалів, яку наведено в роботі [6], значною мірою відповідає правилам класифікування елементів (об'єктів) тієї чи іншої множини у природничих і технічних науках.

Традиційна класифікація передбачає: 1) застосування в одній і тій самій класифікації однієї основи; 2) рівність суми підмножин (класів) і множини, що класифікується; 3) взаємне виключення елементів класифікації у різних підмножинах (класах); 4) безперервну послідовність (включення всіх щаблів ієрархії без «перестрибування» через деякі з них).

Відхиленням у розглянутій класифікації треба зазначити перехід від критерію «внутрішня/зовнішня структура» до критерію «хімічна природа/ідентичність» лише стосовно

нанокмпозиційних матеріалів. Властивості нанооб'єктів і наноструктурних матеріалів у класифікації не враховано. Ще однією її вадою є відсутність визначеності щодо співвідношення категорій, які відображають властивості наноматеріалів, із категоріями хімічної природи/ідентичності.

Потребу подальшого вдосконалення системи «нанодерево» з розвитком нанотехнологій зазначено у тексті звіту. Актуальність цього звіту полягає в досить повно поданій номенклатурі наноматеріалів, у визначенні способів ідентифікації їх, широкому ознайомленні суспільства з новими різновидами нанопродукції, обговоренні шляхів розвитку стандартизації в галузі нанотехнологій і наноматеріалів.

Висновок. Аналізуючи вище викладене, можна зробити такий висновок:

Впровадження в Україні запропонованої у ISO/TR 11360:2010 системи класифікації «нанодерево» забезпечить користувачів структурованим уявленням про нанотехнології, полегшить загальне розуміння понять, використовуваних у цій галузі. Досягнення міжнародного консенсусу з єдиного підходу до класифікації наноматеріалів є значним успіхом ISO/TC 229.

1. Gleiter H. Nanostructured materials: basic concepts and microstructure. // Acta mater., 2000, Vol. 48. P. 1-29.
2. Siegel R.W. Nanostructured materials mind over matter. // Nanostruct. Mater. 1994. V.4, P. 121-138.
3. Наноразмерные структуры: классификация и исследования. Общие сведения о наноразмерных структурах. – [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.portalnano.ru/read/iInfrastructure/progn/nanostr>.
4. ISO/TS 27687:2008 Nanotechnologies – Terminology and definitions for nano-objects – Nanoparticle, nanofibre and nanoplate. Ed. 2008-08-15. ISO, 2008. 7 p.
5. ISO/TR 12885:2008 Nanotechnologies. Health and safety practices in occupational settings relevant to nanotechnologies. – Ed. 2008–10–01. – ISO, 2008. – 86 p.
6. ISO/TR 11360:2010 Nanotechnologies – Methodology for the classification and categorization of nanomaterials. – Ed. 2010–07–15. – ISO, 2010. – 32 p.
7. ISO/TS 80004-1:2010 Nanotechnologies – Vocabulary – Part 1: Core terms. Ed. 2010-10-15. ISO, 2010. 4 p.
8. ISO/TS 80004-3:2010 Nanotechnologies – Vocabulary – Part 3: Carbon nano-objects. Ed. 2011-12-01. ISO, 2011. 7 p.
9. ISO/TS 80004-4:2011 Nanotechnologies – Vocabulary — Part 4: Nanostructured materials. Ed. 2011-12-01. ISO, 2011. 7 p.
10. ISO/TS 80004-5:2011 Nanotechnologies – Vocabulary – Part 5: Nano/bio interface. Ed. 2011-12-01. ISO, 2011. 5 p.
11. ISO/TS 80004-7:2011 Nanotechnologies – Vocabulary – Part 7: Diagnostics and therapeutics for healthcare. Ed. 2011-10-01. ISO, 2010. 8 p.

Стаття надійшла до редакції 27.04.2013.

УДК 621.753

Ю.В. Петраков, І.Д. Білокур
ВИЗНАЧЕННЯ ВІДХИЛЕННЯ ВІД КРУГЛОСТІ ОПРАВКИ СТАНУ ХОЛОДНОЇ
ПРОКАТКИ ТРУБ

Викладена методика розрахунку відхилення форми деталі від круглості, яка повністю відповідає прийнятому визначенню за міждержавним стандартом. Розроблена прикладна програма, що автоматично визначає відхилення від круглості за файлом биття деталі, що утворюється під час вимірювань складної поверхні оправки стану холодної прокатки труб на шліфувальному верстаті з ЧПК.

Ключові слова: відхилення від круглості, оправка стану холодної прокатки труб, шліфування, верстат з ЧПК
 Форм. 5. Рис. 6. Літ. 4.

Ю.В. Петраков, И.Д. Билокур
ОПРЕДЕЛЕНИЕ ОТКЛОНЕНИЯ ОТ КРУГЛОСТИ ОПРАВКИ СТАНА ХОЛОДНОЙ
ПРОКАТКИ ТРУБ

Изложена методика расчета отклонения формы детали от круглости, которая полностью соответствует принятому в межгосударственном стандарте определению. Разработана прикладная программа, которая автоматически рассчитывает отклонение от круглости по файлу биения детали, полученному во время измерений сложной поверхности оправки стана холодной прокатки труб на шлифовальном станке с ЧПУ.

Ключевые слова: отклонение от круглости, оправка стана холодной прокатки труб, шлифование, станок с ЧПУ

Y. Petrakov, I. Bilokur
DETERMINATION OF DEVIATION FROM ROUNDNESS OF MOUNTING FOR COLD
ROLLING OF PIPES

The method of calculation of shape rejection of detail is expounded from a roundness which fully corresponds the definition accepted in an intergovernmental standard. The application program, which automatically expects deviation from a roundness on the file of beating of detail, to got during measuring of complex surface of mounting of figure of the cold rolling of pipes on a grinding machine-tool with CNC, is developed.

Keywords: deviation from a roundness, mounting of figure of the cold rolling of pipes, grinding, machine-tool with CNC

Постановка задачі. До робочої поверхні оправки стану холодної прокатки труб (ХПТ) висуваються високі вимоги не тільки за певними розмірами, а й за формою обробленої поверхні, а саме, відхиленням від круглості. Відхилення від круглості за [1] визначається як найбільша відстань від точок реального профілю до описаного кола. Практика показує, що відхилення від круглості деталей, в різних країнах визначають по-різному, але всюди йдеться про найбільше відхилення від ідеальної форми кола – описаного, вписаного, середнього тощо. При цьому, в залежності від методу, результати відрізняються в межах 10% [2, 3].

Оправки станів ХПТ виготовляються зі спеціальної сталі (Сталь 60С2ХФА, твердість HRC 54..58, Сталь S 690 BOHLER, твердість HRC 58..64), а робоча поверхня обробляється шліфуванням на спеціальному круглошліфувальному верстаті з ЧПК моделі 3М152Ф3. Вимірювання обробленої деталі 1 відбувається безпосередньо на верстаті при встановленні її у центрах вимірювальним щупом 2 фірми Heidenhain за спеціальною програмою, коли деталь 1 повертається на певний кут за координатою С і дані від датчика 2 попадають у стійку ЧПК верстата (рис.1,а).

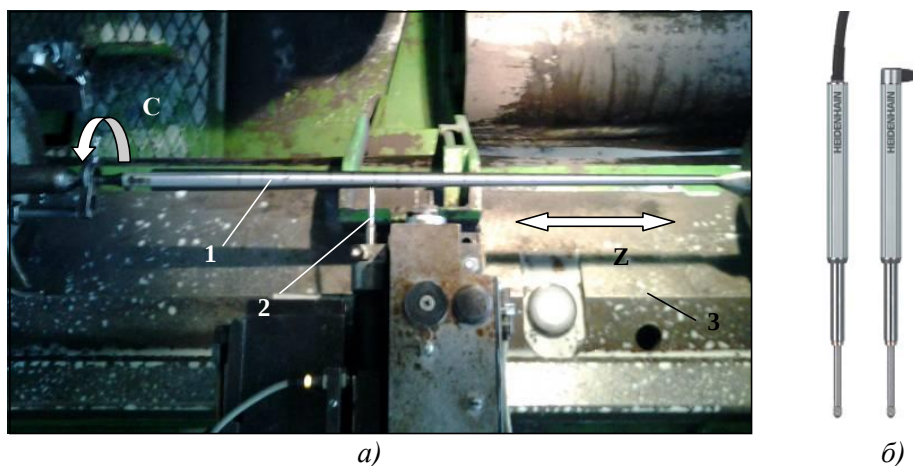


Рис. 1. Вимірювання оправки на верстаті з ЧПК (а),
 вимірювальний щуп фірми Heidenhain (б)

© Ю.В. Петраков, І.Д. Білокур

Для вимірювань у наступному перерізі стіл 3 верстата переміщується за координатою Z і цикл вимірювань повторюється. Щуп (рис.1,б) має ножеподібний накінцівник і забезпечує точність вимірювань $\pm 1 \text{ мкм}$ [4]. Таким чином, для кожного поперечного перерізу деталі в стійці ЧПК створюється масив даних, що визначатиме биття фактичної поверхні відносно лінії центрів.

Для оцінки відхилення від круглості необхідно розробити спеціальну програму, яка за даними вимірів биття визначатиме некруглість в кожному перерізі деталі.

Вирішення задачі. Для розрахунку відхилення від круглості за отриманими даними необхідно визначити центр описаного кола і його радіус, а потім знайти максимальну величину відхилення форми поверхні від такого кола.

Масив даних биття поперечного перерізу визначає фактичну форму, виміряну в системі координат верстату, яка позначена лінією 1 на рис.2.

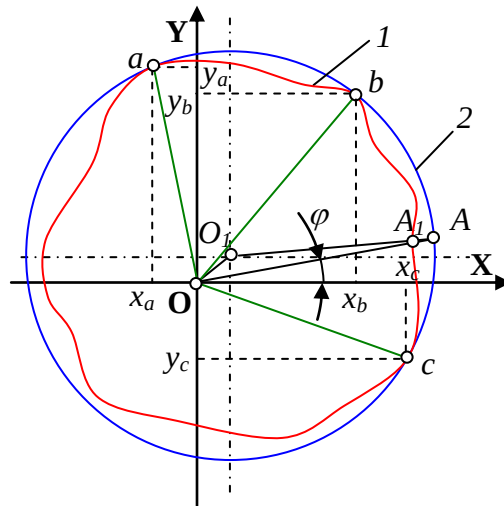


Рис. 2. Схема до визначення відхилення від круглості

За визначенням, описане коло проводиться через точки, що відповідають трьом максимальним величинам биття – точки a, b, c на рис.2. Для визначення координат x_o, y_o центру і радіуса r_o описаного кола в Декартовій системі координат YOX можна скористатися наступними залежностями:

$$y_o = \frac{x_a x_b^2 - x_a^2 x_b + x_a y_b^2 + x_c x_a^2 + y_a^2 x_c - x_c x_b^2 - x_c y_b^2 - x_b y_a^2 - x_c^2 x_a + x_c^2 x_b - y_c^2 x_a + y_c^2 x_b}{2(y_b x_c - y_a x_c - y_b x_a + y_a x_b + y_c x_a - y_c x_b)}, \quad (1)$$

$$x_o = \frac{x_a^2 + y_a^2 - x_b^2 - y_b^2 - 2y_a y_o + 2y_b y_o}{2x_a - 2x_b}, \quad (2)$$

$$r_o = \sqrt{(x_a - x_o)^2 + (y_a - y_o)^2}, \quad (3)$$

де $x_a, y_a, x_b, y_b, x_c, y_c$ – Декартові координати точок реального профілю, що відповідають максимальним величинам биття.

На схемі за рис.2 центр описаного кола розташований у точці O_1 , що визначається у полярній системі координат, де і відбувалося вимірювання биття, радіусом $R = OO_1$ і кутом $\alpha = \angle O_1 O X$. Такі координати розраховуються за геометричними співвідношеннями схеми рис.2:

$$R = \sqrt{x_o^2 + y_o^2}, \quad \alpha = \arctan\left(\frac{y_o}{x_o}\right) \quad (4)$$

Для визначення відхилення від круглості достатньо знайти рівняння описаного кола в полярній системі координат з полюсом O , який співпадає з лінією центрів і відносно якого вимірюється биття OA_i , а потім порівняти з радіус-вектором OA кола за полярною координатою φ_i , що змінюється з кроком вимірювань биття. Таким чином, з геометричних співвідношень схеми за рис.2 отримується масив величин відхилення від круглості:

$$\delta_i = r_o - \sqrt{R_2^2 + Y_i^2 - 2RY_i \cos \beta_i} \quad (5)$$

де Y_i – масив биття реальної поверхні, β_i – кут $O_1 O A$ у трикутнику на схемі.

Після таких розрахунків отримується масив величин (розмірність масиву n – кількість вимірювань в одному перерізі, i змінюється від 1 до n) відхилення від круглості і за [1] остаточно відхилення визначається як максимальна величина цього масиву. Розроблена математична модель була покладена в основу прикладної програми визначення відхилення від круглості, алгоритм якої представлений на рис. 3.

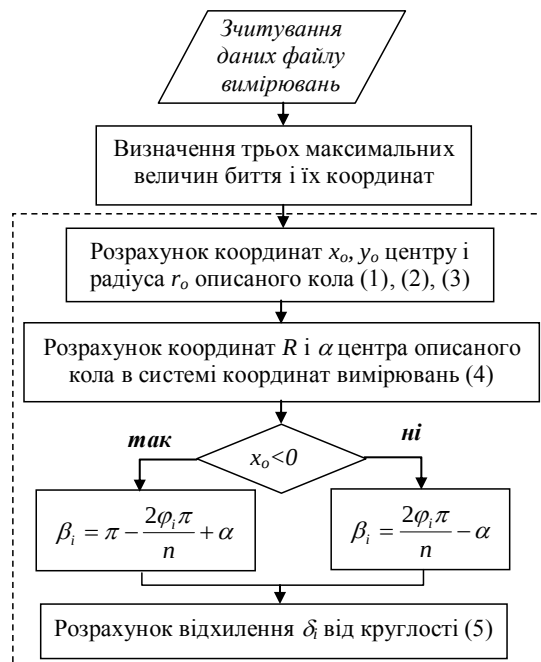


Рис. 3. Блок-схема алгоритму розрахунку відхилення від круглості

За представленим алгоритмом була розроблена прикладна програма, інтерфейс якої показаний на рис.4,а. Для завантаження файлу даних вимірювань биття, що був записаний на стійку верстата з ЧПК, необхідно натиснути на кнопку 1 і виконати маніпуляції в режимі діалогу. В графічному вікні інтерфейсу з'являється зображення круглограм, а у вікні 2 – розраховане значення відхилення від круглості. Вікно 3 призначене для вибору перетину, що аналізується. Графічне вікно побудоване таким чином, що надається можливість збільшити зображення будь-якої ділянки круглограми: на рис.4,б показана збільшена ділянка де лінія 4 – описане коло, лінія 5 – фактичні дані за масивом биття, що виміряне з певним кроком на верстаті.

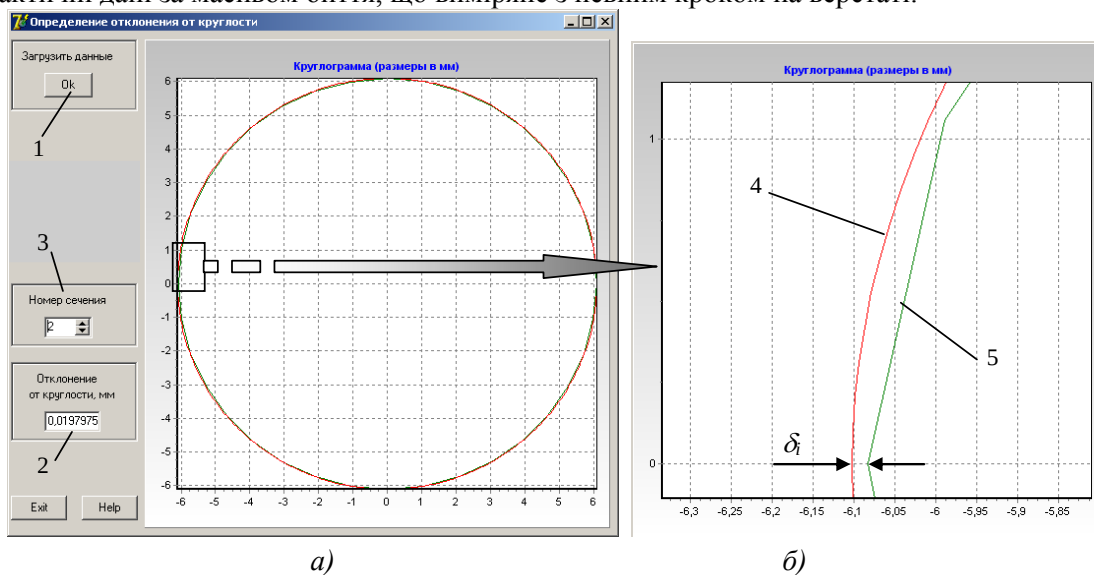


Рис. 4. Інтерфейс прикладної програми (а) і збільшена ділянка круглограми (б)

Під час апробації розробленої прикладної програми для оцінки відхилення від круглості оправки ХПТ 6-20 було виявлено, що на деяких перерізах величина відхилення визначається помилково (переріз 7 на рис.5,а). Аналіз результатів і графічного зображення показали, що

описане коло (лінія 1), яке визначається за розробленим алгоритмом, в таких випадках не є описаним навколо реально виміряного профілю (лінія 2).

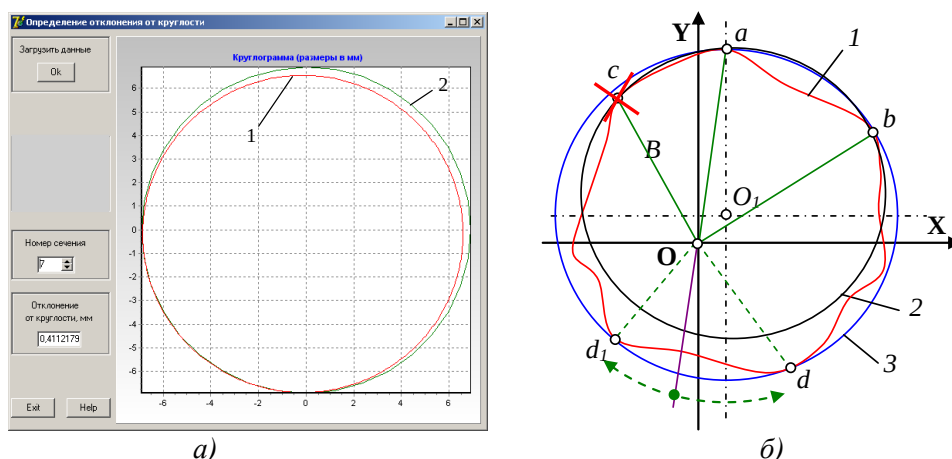


Рис. 5. Інтерфейс прикладної програми (а) і схема удосконаленого методу визначення (б)

Для вирішення проблеми, що виникла, була розглянута схема, що показана на рис.5,б. Якщо точки a , b і c , що відповідають максимальним величинам виміряного масиву биття (лінія 1), визначають коло (лінія 2), то в розрахованому масиві величин відхилення від круглості обов'язково з'являються негативні значення відхилень. Як показує практика, такі випадки трапляються при наявності на поверхні, що вимірюється, дефектів форми у вигляді хвилястості або ограновування. Грунтуючись на виявленій ознаці, первинний алгоритм було перероблено (рис.6,а) таким чином, щоб точка з мінімальним биттям серед трьох виявлених замінювалась на точку, що знаходиться на протилежному боці від точки з максимальним биттям. Тобто, точка c на рис.6,б автоматично замінюється на точку d або d_1 , а описане коло займає положення – лінія 3.

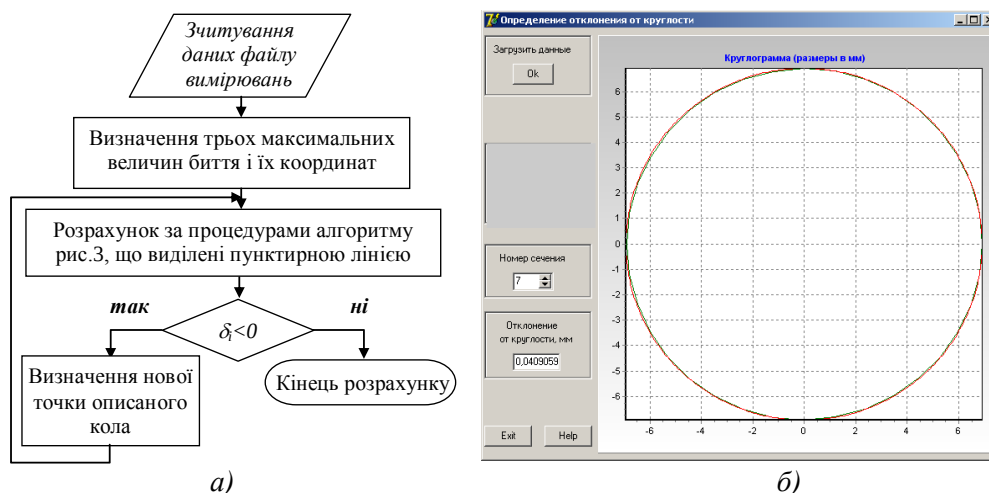


Рис. 6. Удосконалений алгоритм (а) і інтерфейс удосконаленої прикладної програми (б)

Висновок. Практична апробація удосконаленої програми (рис.6,б – порівняйте з рис.5,а) довела її здатність цілком адекватно визначати відхилення від круглості. Розроблена прикладна програма має універсальний характер і може бути рекомендована для оцінки похибки форми будь-яких круглих деталей.

1. Межгосударственный стандарт. Основные нормы взаимозаменяемости. Допуски формы и расположения поверхностей. ГОСТ 24642-81. с.118-162.
2. Захаров О.В. Минимизация погрешности формообразования при бесцентровой абразивной обработке // СГТУ, Саратов, 2006.-152с.
3. Методика измерения погрешностей формы поверхностей // www.bru.mogilev.by/students.
4. Инкрементальные измерительные щупы фирмы HEIDENHAIN // www.heidenhain.de.

Стаття надійшла до редакції 27.04.2013.

УДК 621.762

О.Ю. Повстяной, В.А. Сичук, В.Д. Рудь, О.В. Заболотный
МОРФОЛОГИЧНИЙ ОПИС, АНАЛІЗ ТА ОБРОБКА ЗОБРАЖЕНЬ МІКРОСТРУКТУРИ
СОПЕЛ ДЛЯ ПІСКОСТРУМЕНЕВОЇ ОБРОБКИ, ЯКІ ВИГОТОВЛЕНІ МЕТОДАМИ
ПОРОШКОВОЇ МЕТАЛУРГІЇ

Дано морфологічний опис структури сопел для піскоструменевої обробки. Показано аналіз то проведена повна обробка зображень мікроструктури даних зразків. Наведена методика визначення структурних та морфологічних параметрів дослідного зразка сопла для піскоструменевої обробки за допомогою прикладних комп'ютерних програм. Форм. 2. Рис. 7. Лит. 29.

А.Ю. Повстяной, В.А. Сычук, В.Д. Рудь, О.В. Заболотный
МОРФОЛОГИЧЕСКОЕ ОПИСАНИЕ, АНАЛИЗ И ОБРАБОТКА ИЗОБРАЖЕНИЙ
МИКРОСТРУКТУРЫ СОПЕЛ ДЛЯ ПЕСКОСТРУЙНОЙ ОБРАБОТКИ,
ИЗГОТОВЛЕННЫЕ МЕТОДАМИ ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛУРГИИ

Дано морфологическое описание структуры сопел для пескоструйной обработки. Показано анализ и проведена полная обработка изображений микроструктуры данных образцов. Приведенная методика определения структурных и морфологических параметров опытного образца сопла для пескоструйной обработки с помощью прикладных компьютерных программ.

O. Povstyanoy, V. Sychuk, V. Rud', O. Zabolotnyi.
MORPHOLOGICAL DESCRIPTION, ANALYSIS AND PROCESSING OF IMAGES OF
THE MICROSTRUCTURE NOZZLES FOR SAND BLASTING THAT ARE MADE BY
POWDER METALLURGY

Given the morphological description of the structure of nozzles for sand blasting. Shown is a complete analysis of imaging microstructure data samples. A methodology of determining the structural and morphological parameters of the sample nozzle for sand blasting using application software.

Вступ. Успішне вирішення основних задач розвитку промисловості світу на сучасному етапі визначається підвищенням конкурентоспроможності продукції, яку випускають. Це висуває високі вимоги до чистоти матеріалів, рідких та газоподібних робочих середовищ технологічних процесів, надійності та довговічності роботи машин, приладів та пристроїв тощо [1].

Порошкова металургія кожним новим розробленим технологічним процесом демонструє переваги, які дозволяють отримувати матеріали з кращими або зовсім новими властивостями, або виготовляти вироби найбільш економічно вигідним способом. До таких виробів відносять пористі проникливі матеріали (ППМ), які використовують в якості сопел для піскоструменевої обробки, що забезпечують рівномірний розподіл потоку газу, практично у всіх галузях промисловості [2].

Створення та розробка нових, високоефективних пористих проникливих матеріалів (ППМ) неможлива без вимірювання та контролю властивостей вихідних порошків і готових виробів. ППМ характеризуються рядом структурних та експлуатаційних параметрів, які, зазвичай, визначаються властивостями вихідних порошків та технологією їх виготовлення. До важливих характеристик ППМ відносять: пористість, її розподіл по об'єму ППМ, її вид (відкрита, закрита, тупикова); форма, розміри пор (середні та максимальні), коефіцієнт звивистості пор; коефіцієнт регулярності пористої структури; коефіцієнт проникливості; питома поверхня; механічна міцність, корозійна стійкість та ін. [3].

Вивчення структурних характеристик ППМ — одна з ключових задач сучасного матеріалознавства, на основі якої базується процес створення нових та покращення властивостей вже існуючих матеріалів. Реалізація високоякісного металографічного аналізу пов'язана з відомими труднощами, що зумовлені великими фізичним навантаженням на організм дослідника (зокрема органи зору), суб'єктивністю спостережень та невеликою швидкістю процесу дослідження. Застосування приладів, які працюють на основі лінійної механічної розгортки оптичних об'єктів вносить свої обмеження на інтерпретацію сигналів, що одержуються, а також позбавляє можливості „інтелектуального” втручання в процес вимірів [4, 5].

Так як невеликі зміни при аналізі та обробці зображень мають великий вплив на подальшу долю готового виробу, методи неруйнівного та швидкого контролю, які визначають та аналізують дані зміни, можуть бути успішно використані як інструмент контролю якості продукту [6].

По самій суті, оцінка властивостей структури ППМ має подвійну мету – з одного боку, це оцінка адекватності процесу управління структурою, з іншого боку, це забезпечення оптимальної продуктивності готового виробу.

Вивчення можливостей та оцінки сучасного програмного забезпечення для комп'ютерних засобів дослідження металографічних зображень з метою визначення якісних та кількісних характеристик ППМ продиктовано науковими та виробничими задачами, які виникли в сучасному матеріалознавстві.

Металографічні зображення можуть бути представлені комбінацією різноманітних структурних складових при різному співвідношенні: фазами, які характеризуються різноманітними розмірами, формою та кольором, а також межами зерен, що можуть бути представлені або окремими лініями на зображенні, або покривати зображення безперервною сіткою. Комбінація цих структурних складових може дати дуже складну картину, для інтерпретації якої програма, що аналізує, повинна володіти чималою часткою „здорового глузду”. Тому основну вимогу до якісного аналізу зображень можна сформулювати і поставити так: на отриманій під мікроскопом фотографії необхідно виділити структурні складові, а після цього класифікувати їх по яскравості, розміру та формі. Практична реалізація цього питання включає в себе такі задачі, які вже стали класичними, як сегментація, фільтрування вад та виділення об'єктів з фону, визначення меж об'єктів, розпізнавання образів [7]. Для успішного проведення металографічного аналізу основним залишається питання надійності сегментації зображення. Із-за складності металографічних зображень немає жодної можливості заздалегідь визначити характеристики об'єктів. Тому процес сегментації повинен бути адаптивним і по можливості виділяти на зображенні всі об'єкти, які цікавлять, незалежно від їхніх розмірів або яскравості. При цьому повинна залишатись можливість втручання оператора в процес розпізнавання, принаймні для корекції об'єкту [8].

Тому, вдосконалення металографічних методів та комп'ютерних засобів для вимірювання, аналізу, визначення, обробки, та прогнозування властивостей та структури ППМ є досить актуальною та практичною задачею у світлі наукового світового технічного прогресу.

Експериментальна частина. Вибір вихідного матеріалу та технологія отримання нового ППМ – сопел для піскоструменевої обробки. Широке розповсюдження ППМ отримали в якості розподільвачів потоків рідини та газів, а саме сопел. Вони використовуються при пневмотранспорті дисперсних середовищ, диспергації рідин газами у біологічному очищенні стічної або озонуванні питної води, в якості елементів пористого охолодження або нагріву, для локалізації розповсюдження полум'я, тощо [9].

Проаналізувавши сучасні тенденції вдосконалення сопел для піскоструменевої обробки виявилось, що покращення зносостійких властивостей даних виробів досягається за рахунок використання надтвердих, дорогих матеріалів [10]. Такий стан речей призводить до високої вартості вихідного виробу.

У порівнянні з іншими ППМ, сопла більш міцніші, володіють кращою корозійністкістю, надійні при роботі з високими температурами та тисками [11].

Дослідивши використані та зношені сопла, автори [12] показали, що доцільно покращувати зносостійкі властивості лише певної частини сопла, так званої шийки (рис.1).

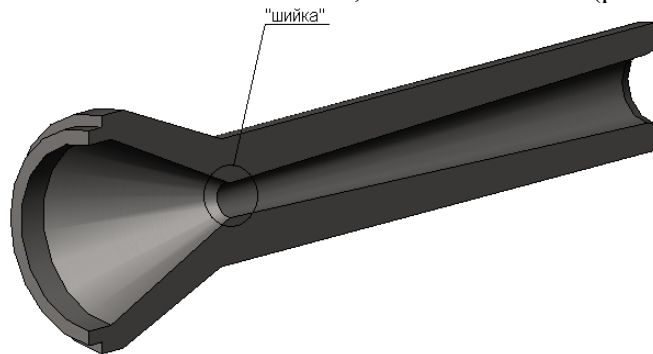


Рис. 1. Розріз сопла форми Вентурі піскоструменевої машини

Для проведення подальших досліджень, з урахуванням попередніх уявлень, у якості вихідних матеріалів був вибраний металевий порошок на основі титану марки ПТС з розміром фракції +0,3...-0,4 мм. Це обумовлено рядом його цінних властивостей, головними із яких є

висока корозійна стійкість у багатьох агресивних середовищах та висока питома міцність. Результати досліджень [13] також говорять про те, що форма частинок порошку ПТС близька до сферичної. Фактор форми частинок F знаходиться в межах 0,75-0,85. Насипна густина близька до теоретичної і не залежить від розмірів частинок, що свідчить про відсутність внутрішніх дефектів та напружень у частинках порошку.

На рис.2 показаний розподіл густин по радіусу заготовок на основі порошку ПТС ($\varnothing 40$, $L=220$ мм) декількох партій сопел. Теоретичний розрахунок проводився за методикою [14]. Спостерігається незначна зміна густини у межах 2% як за розрахунковими, так і за експериментальними даними. Використання радіальної схеми пресування дозволяє отримувати ППМ з рівномірним розподілом густини у широкому діапазоні тисків.

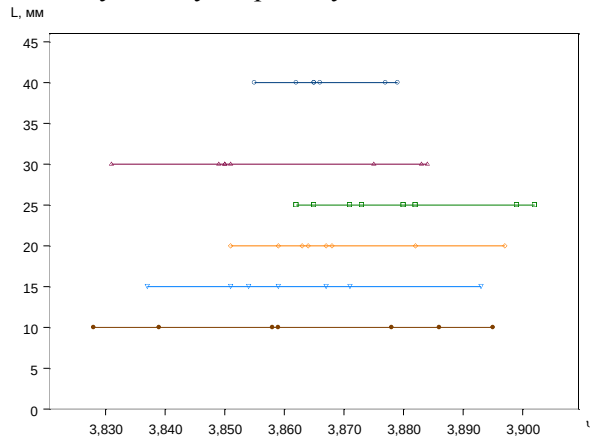


Рис. 2. Розподіл густин по радіусу заготовок на основі порошку ПТС декількох партій сопел

Проведений аналіз різноманітних технологічних прийомів та способів отримання сопел для піскоструменевої обробки з підвищеними експлуатаційними властивостями, а особливо, підвищеною проникливістю та ресурсом при заданому розмірі пор, показав, що забезпечити потрібний комплекс властивостей можна шляхом створення анізотропних пористих структур за рахунок технологій сухого радіально-ізостатичного пресування [15].

Пресування порошку ПТС проводиться протягом 1,5 - 2,5 хв при тиску 80-90 МПа за допомогою нового пристрою для пресування пористих порошкових матеріалів [16]. Спікання проводилося за допомогою самопоширюваного високотемпературного синтезу при температурі 1700-1780°C [17]. Даний метод є дуже енергоефективним та економічним, оскільки практично не потребує використання зовнішніх джерел енергії. Готовий виріб – сопло для піскоструменевої обробки, показано на рис.3.



Рис. 3. Пориста циліндрична трубчаста вставка сопла для піскоструменевої обробки

Обробка та аналіз топології сопла для піскоструменевої обробки з використанням рентгенівського томографа. Для отримання високоякісної та точної геометрії сопла для піскоструменевої обробки ми використали комп'ютерну рентгенівську 3D томографію. Ця технологія була розроблена у 1972 році для медичної візуалізації і використовувалася у якості неруйнівного методу контролю структури і складу матеріалів [18]. Широкого розповсюдження

рентгенівська комп'ютерна томографія набула у методах стес-тесту, біологічної еволюції, щільності та складу кісток, виявлення пухлин та ін. [19].

Комп'ютерна рентгенівська 3D томографія працює за тією ж схемою, за якою лікар вивчає рентген зламаної кістки. Зокрема, отримання серій 2D-знімків дозволяє за допомогою потужних програмних пакетів побудувати 3D-зображення. Реальні переваги комп'ютерної рентгенівської 3D томографії полягають у наступному:

- ✓ неруйнівний контроль зразків;
- ✓ скриті внутрішні складні поломки та суперечності, такі як тріщини та пустоти, можуть бути точно виміряні без розрізання цілого зразка;
- ✓ зразки можуть бути проаналізовані або без навантаження, або з прикладанням відповідного навантаження, температури, наприклад, для відтворення фактичних умов роботи дослідного зразка.

Для того, щоб отримати високу якість зображення методом рентгенівської томографії діаметр зразка має першочергове значення і являє собою ключовий фактор візуалізації процесу.

Деякі роботи авторів, які використовували комп'ютерну рентгенівську 3D томографію, були направлені на класифікацію відкритих пор металевої піни конструкції [20-21], інші – на вивчення структурних характеристик полімерів [22-23]. Наша робота з використання рентгенівського томографа направлена на вивчення та дослідження топології поверхні і структури сопла для піскоструменевої обробки.

Для вимірювання мікротопографії дослідного зразка сопла був використаний томограф *Nikon Metris Custom Bay X-TEK 225/230 kV CT* матеріалознавчого наукового центру *Materials Science Center University of Manchester*.

Дана система дозволяє відскановувати зразок від 5 до 230 мм у поперечному січенні. Розширення: 100 мкм до 3-5 мкм, максимальне поле зору: 410 мм, час сканування: від 20 до 120 хв.

Принципова схема та вид томографа *X-TEK 225/230 kV CT* представлений на рис.4.

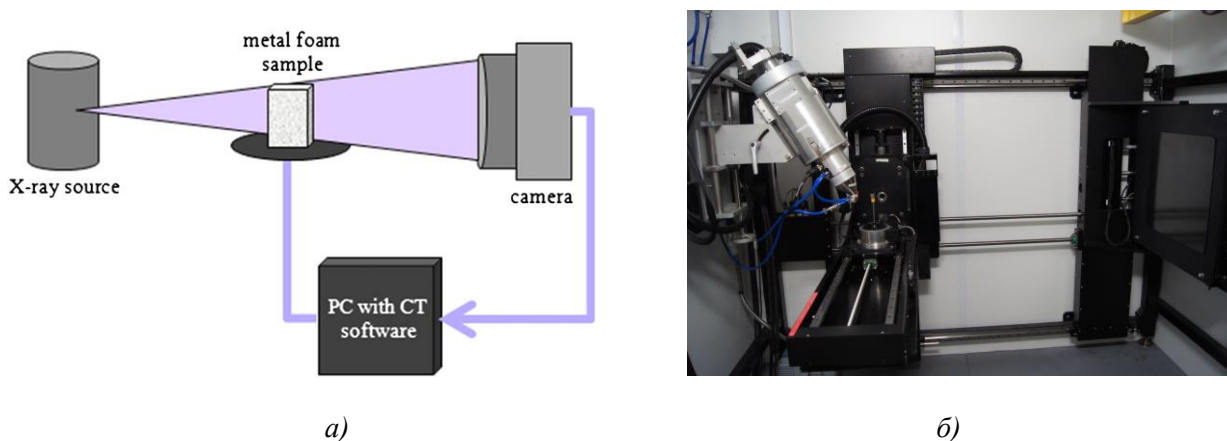


Рис. 4. Принципова схема (а) та вид томографа *X-TEK 225/230 kV CT* зі скануючим зразком сопла (б)

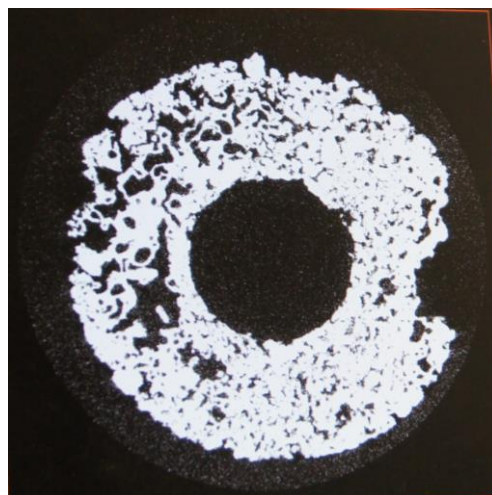
Зразок був встановлений на пластину, що обертається, між джерелом рентгенівського випромінювання і детектора. Відстань від тримача до джерела випромінювання визначається збільшенням/зменшенням системи – конуса променя джерела. Вона була встановлена таким чином, щоб контейнер зі зразком залишався в полі зору детектора до повного циклу обертання.

Зразок був поміщений перед камерою для перетворення рентгенівського зображення у цифрове. Рентгенівські знімки були зібрані зі зразка сопла у кількості 1550 зображень поперечного діаметру по висоті (рис.5а, 5б). Час експозиції фотокамери становив 1 с. Комп'ютерний алгоритм зберігання зображення передбачав створення об'ємної 3D візуалізації по реконструкції 2D-рентгенограм.

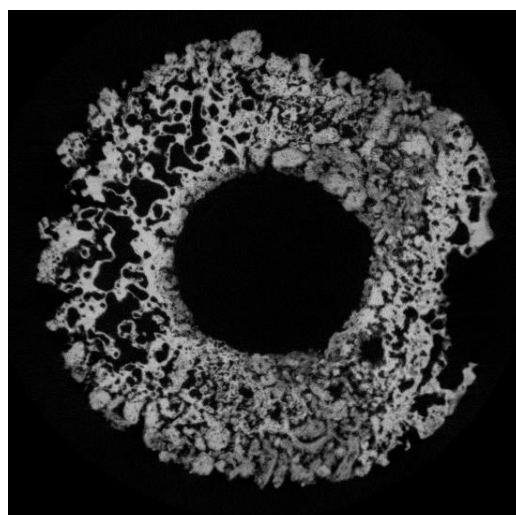
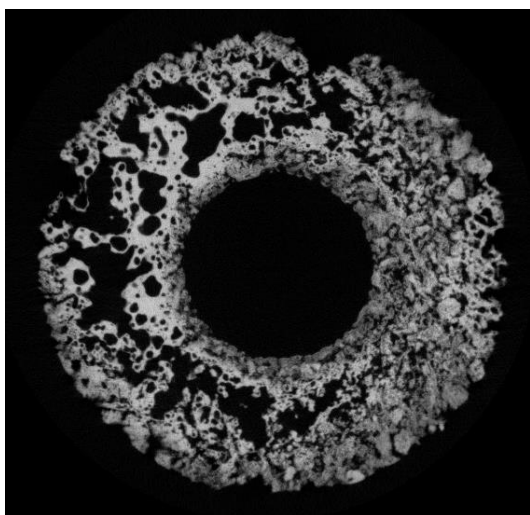
Інтенсивність та прозорість рентгенівських знімків залежав від експериментальної установки і варіації щільності об'єкта сканування. У даному дослідженні максимальну напругу джерела 320 кВ. Проекції зображення були взяті кожні $0,4^\circ$ при повороті зразка на 180° .

Реконструкція і отримання проекцій зображення сопла була здійснена за допомогою модифікованого алгоритму Feldkamp [24]. Дані зображення були отримані за поперечним

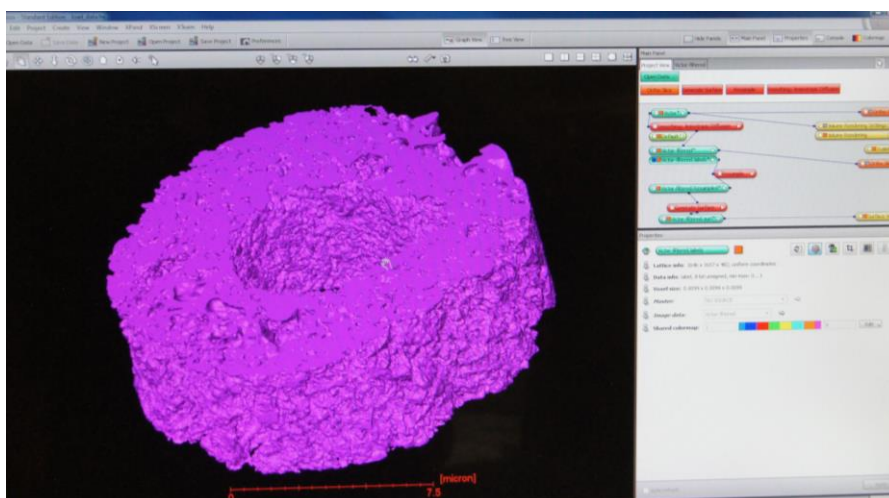
перерізом у формі плоских частин. Утворення 3D-зображення було здійснене шляхом накладання плоских поперечних розрізів відповідного діапазону по висоті сопла за допомогою програмного середовища AVIZO® (рис.5в).



а)



б)



в)

Рис. 5. Отримані зображення поперечного перерізу сопла:
а) рентгенограма; б) візуалізація за допомогою прикладних програм;
в) 3D-зображення з використанням AVIZO®

© О.Ю. Повстяной, В.А. Сичук, В.Д. Рудь, О.В. Заболотний

Визначення структурних та морфологічних параметрів дослідного зразка сопла для піскоструменевої обробки за допомогою прикладної програми Smart-eye®

Методологія проведення морфологічного аналізу.

Сучасний етап розвитку програмного забезпечення характеризується разом з підвищенням функціональності і такими тенденціями, як:

- ✓ простота в експлуатації;
- ✓ збільшення продуктивності самою системою;
- ✓ зниження вимог до професійного рівня користувача.

На сьогоднішній день існує багато різноманітних прикладних програм для аналізу зображень. Самими успішними стають продукти, які найбільш зрозумілі в експлуатації.

В арсеналі сучасних програм є всі необхідні для обробки технічних зображень алгоритми [25]: високочастотного та низькочастотного фільтрування, виділення меж зображень, арифметичних та логічних операцій, корекції яскравості/контраст та ін. Обробка зображення в даному випадку спрямована не на покращення візуального сприйняття, а на його підготовку до подальшого аналізу.

У Луцькому НТУ (м.Луцьк, Україна) авторами статті під керівництвом наукового співробітника доц.Коменди Т.В. було розроблене нове програмне забезпечення для цифрової обробки, якісного аналізу та структурного дослідження металографічних зображень.

У розробленому сучасному програмному забезпеченні для дослідження металографічних зображень за основу взято наступний алгоритм розпізнання [26]. Нехай $B(i, j)$ - вихідне зображення, значення $B(i, j)$ - дорівнює яскравості в точці $(i, j) \in D$, $i = 1, \dots, n$, $j = 1, \dots, m$.

Зображення $B(i, j)$ реальної сцени і сукупність зображень окремих об'єктів:

$$B(i, j) = H_1(i, j) + H_2(i, j) + \dots + H_s(i, j), \quad (1)$$

де s – число об'єктів сцени;

$H_k(i, j)$ - зображення k -го об'єкта ($k = 1 \dots s$).

Задача розпізнання зображення буде в даному випадку складатися із знаходження всіх об'єктів $H_k(i, j)$, що визначаються з критеріїв однорідності області [27]:

$$\frac{\max_{P \in R}}{|f(P) - m|} < T, \quad (2)$$

де T – порогове значення;

P – визначена в R область;

m – середнє значення пік селів області P ;

$f(P)$ – функція розподілу яскравості.

На основі вищеприведеного алгоритму дані програми дозволяють обчислити середню яскравість кожного об'єкту по шкалі яскравостей, що визначена у системах. За допомогою даної схеми у даній програмі Smart-eye® для аналізу зображень запропоновано наступну послідовність алгоритмів для обробки і одержання характеристик металографічної структури:

1. Фільтрування зображення з метою вилучення випадкового шуму.
2. Попередня сегментація, яка направлена на виділення однорідних областей.
3. Корекція об'єкту з метою визначення порогу яскравостей.
4. Остаточна сегментація з використанням визначеного фонових значення, що дозволяє повністю визначити об'єкти.
5. Аналіз виділених об'єктів з метою визначення їхніх параметрів.

Взагалі якісний аналіз зображення проводиться з метою визначення наступних параметрів об'єктів: середня яскравість, периметр, площа, мінімальний та максимальний діаметри, фактор форми, коефіцієнт форми та ін. [28]. За допомогою розробленої програми Smart-eye® можливо визначити дані характеристики, необхідні для якісної та кількісної оцінки структури будь-якого матеріалу, в тому числі і пористого.

Кінцевою задачею металографічного аналізу слід вважати статистичну обробку отриманих в процесі вимірювання характеристик об'єктів, визначення середніх значень цих величин, а також побудова графічних залежностей для візуалізації процесу аналізу.

2.3.2. Експериментальне проведення морфологічного аналізу

Дослідження, які будуть наведені у даній статті, будуть ґрунтуватися на системному розумінні морфології та мікроструктури дослідного зразка. Ці знання мають першочергове значення при оцінці якості готового продукту – сопла для піскоструменевої обробки. Для повної та якісної оцінки сопла нам необхідно визначити та дослідити основні морфологічні параметри структури зразка, а саме:

- ✓ визначення кількості частинок різного розміру та форму;
- ✓ визначення структурних дефектів зразка;
- ✓ визначення форми пор та форми частинок;
- ✓ визначення загального розподілу пор у розрізі та по всьому об'єму;
- ✓ визначення загального розподілу певних форм частинок по периметру і об'єму.

Для дослідження цілого зразка сопла нам необхідно розбити його на 5 рівних частин по висоті з метою отримання морфологічного аналізу кожної частини, а потім і в цілому загальну характеристику.

Для визначення морфологічного аналізу необхідно провести калібрування, тобто визначення правильного розміру частини мікрошліфа (рис. 6.).

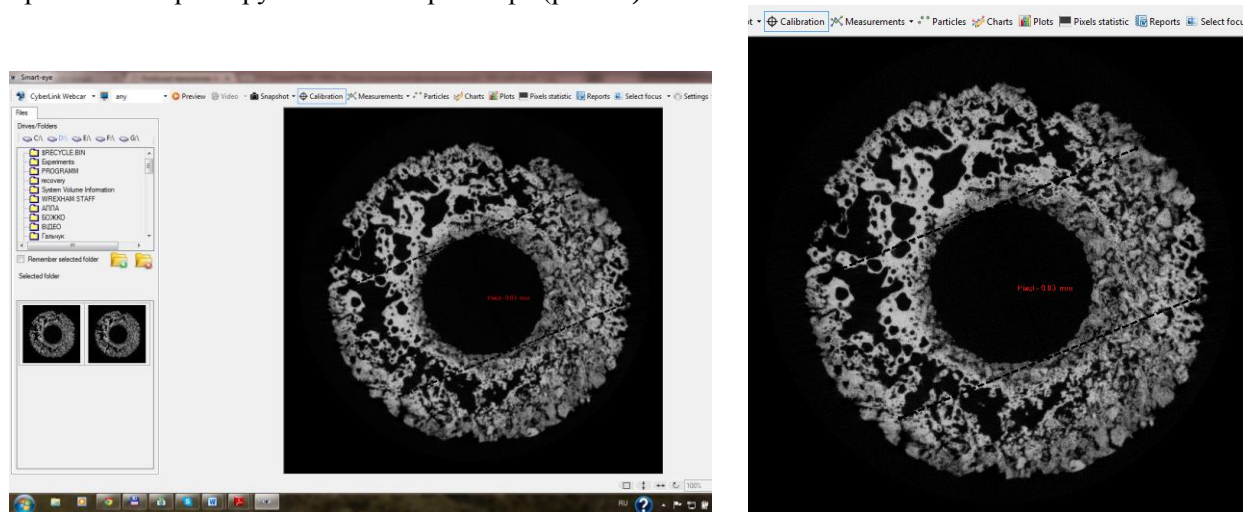


Рис. 6. Процес калібрування зразка та введення реальної розмірності за допомогою програми Smart-eye®

Для того, щоб отримати більш адекватну оцінку отримання результатів морфологічного аналізу для можливості приймати рішення не в умовах повної невизначеності, необхідно провести бінарізацію. Суть бінарізації заключається у розгляді всієї безлічі ймовірних варіантів декількома незалежними полями. У даному випадку, бінарізація полягає у перетворенні сірої картини зображення мікрошліфа у растрову чорно-білу картинку. Алгоритм Maximum Entropy, який закладений в основу бінарізації даної програми, аналізує оброблювану картинку і автоматично вираховує поріг бінарізації – єдиної для всієї картини [29].

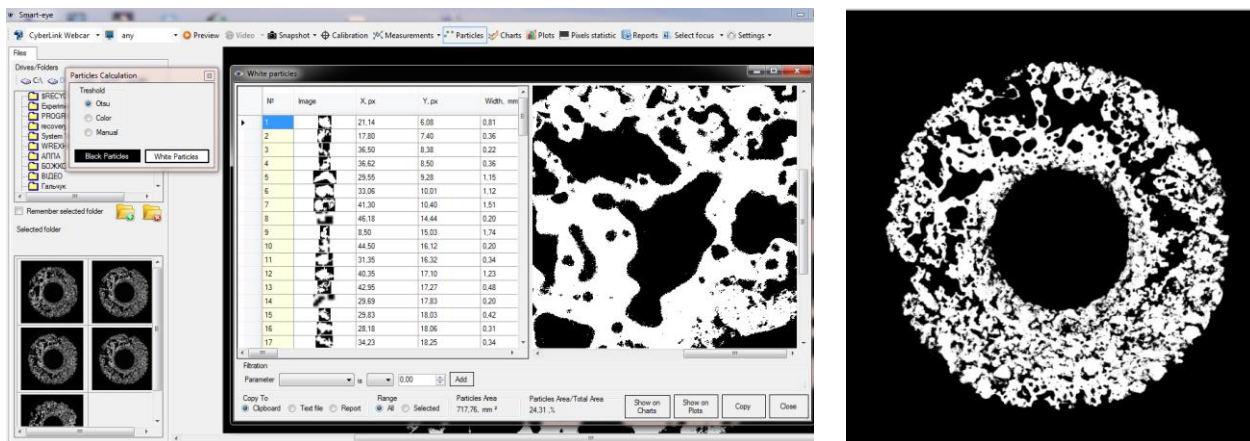


Рис. 7. Визначення форми та розмірів пор дослідного зразка

Висновки. Проведений морфологічний аналіз структури сопел для піскоструменевої обробки показав можливість їх застосування у практиці. За допомогою прикладних програм обробки зображень *AVIZO*[®] та *Smart-eye*[®] у повній мірі було досліджено структуру та топологію поверхні дослідних зразків.

У подальших роботах планується провести статистичну обробку отриманих в процесі вимірювання характеристик об'єктів, визначення середніх значень структурних величин, а також відображення графічних залежностей для візуалізації процесу аналізу структури.

1. *Витязь П.А.* Пористые порошковые материалы и изделия из них / Витязь П.А., Капцевич В.М., Шелег В.К. – Минск.: Вышэйшая школа, 1987. – 161 с.
2. Пористые порошковые материалы с анизотропной поровой структурой для фильтрации жидкостей и газов / Мазюк В.В., Пилинович Л.П., Рак А.Л., Савич В.В., Тумилович М.В.; под ред. Витязя П.А. – Минск.: Тонпик, 2005. – 251с.
3. Пористые проницаемые материалы / Белов С.В., Витязь П.А., Шелег В.К. [и др.]. / Справочник. – М.: Металлургия, 1987. – 332 с.
4. Путятин Е.П. Обработка изображений в робототехнике / Путятин Е.П., Аверин С.И.—М.: Машиностроение, 1990. – 320 с.
5. *Линдли Крейг* Практическая обработка изображений на языке Си.—М.: Мир, 1996. – 416 с.
6. M. Andersson, B. Holmquist, J. Lindquist, O. Nilsson, K.G. Wahlund, Analysis of film coating thickness and surface area of pharmaceutical pellets using fluorescence microscopy and image analysis, J. Pharm. Biomed. 22 (2000) P. 325–339.
7. *Стась О.М.* Комп'ютерні методи дослідження в металографічному аналізі / Стась О.М., Гаврилюк В.П. // Методи дослідження та контролю якості металів. – 2000. – №1-2. – С. 48-52.
8. *Mandelbrot B.B.* The Fractal Geometry of Nature. – N.Y.:Freeman. – San Francisco. – 1982., – P.351.
9. Ilyuschenko A., Rak A, Pilinevich L., Savich V. Valgevene pulvermetallurgia konstern esitleb // Keskkonnatehnika. – 1998. – №5. – P.37-39.
10. New Technology for Production of High-Effective Porous Materials with Adjusted Pore Structure., Designed for filtration of Gases and Liquid / Rak A.L., Ilyuschenko A.F., Maziuk V.V., Pilinevich L.P. // Proceeding of the 1998 Powder Metallurgy World Congress & Exhibition Granada, Spain, 18-22 October, 1998. – Vol. 5. – P. 225-231.
11. Ilyuschenko A., Rak A, Pilinevich L., Savich V. Valgevene pulvermetallurgia konstern esitleb // Keskkonnatehnika. – 1998. – №5. – P.37-39.
12. *Сичук В.А.* Практика виготовлення та випробування зносостійкого сопла піскоструменевої машини отриманого методом сухого радіально-ізостатичного пресування / Заболотний О.В. // Наукові нотатки. – Луцьк: ЛНТУ, 2011. – Випуск 31. – С.350-353.
13. Влияние формы частиц порошков бронзы на стабильность свойств пористых материалов / Витязь П.А., Шелег В.К., Капцевич В.М. и др. // Порошковая металлургия. – 1985. – № 12. – С. 88-91.
14. *Maziuk V., Rak A., Pilinevich L.* Methodic to Correct the Data of Mercury Porosimetri // Proceeding of the 1998 Powder Metallurgy World Congress & Exhibition Granada, Spain, 18-22 October, 1998. – Vol. 4. – P. 443-447.
15. *Реут О.П.* Сухое изостатическое прессование уплотняемых материалов / Реут О.П., Богинский Л.С., Петюшик Е.Е. – Минск: Дзэбор, 1998. – 258с.
16. *Заболотний О.В.* Розвиток процесів ізостатичного пресування ущільнювальних порошкових середовищ / Заболотний О.В., Повстяной О.Ю., Рудь В.Д. // Наукові нотатки. – Луцьк: ЛДТУ, 2001. – Випуск 9. – С. 152-156.
17. *Самчук Л.М.* Дослідження структури Fe-Ti утвореної методом СВС / Л.М. Самчук // Вісник Тернопільського національного технічного університету імені Івана Пулюя № 2 (66). – 2012. – С.136-142.
18. Industrial Computed Tomography Systems. www.xviewct.com.
19. Xradia Solutions Overview. <http://xradia.com/solutions/index.php>.
20. Saadatfar M., Garcia-Moreno F., Hutzler S., Sheppard A., Knackstedt M., Banhart J., et al. Imaging of metallic foams using X-ray micro-CT. Colloids Surf A 2009;344(1–3):107.
21. Bodla K.K., Murthy J.Y., Garimella S.V. Microtomography-based simulation of transport through open-cell metal foams. Numer Heat Transfer Part A 2010;58(7):527.
22. Mahjoob S, Vafai K. synthesis of fluid and thermal transport models for metal foam heat exchangers. Int J Heat Mass Transfer 2008;51(15 16):3701.
23. Montminy M.D., Tannenbaum A, MacOsco C.W. The 3D structure of real polymer foams. J Colloid Interface Sci 2004;280(1):202.
24. L.A. Feldkamp, L.C. Davis, J.W. Kress, Practical cone beam algorithm, J. Microsc. 185 (1997) 67-75.
25. *Павлюдис Тео.* Алгоритмы машинной графики и обработки изображений.—М.:Радио и связь, 1986. – 400 с.
26. Boukhair, A., Haessler, A., Adloff, J.C., Nourreddine, A., 2000. New code for digital imaging system for track measurements. Nucl. Instrum. Methods B 160, 550-555.
27. K.V. Mardia and T.J. Hainsworth. A spatial thresholding method for image segmentation, IEEE Trans. Pattern Anal. Mach. Intell. 10, 919–927 (1988).
28. *Прэнт У.* Цифровая обработка изображений. / Прэнт У. – Пер с англ. М.Мир. – 1982. –Т.2. – 480 с.
29. Zhang Z., Marshall A. A universal algorithm for fast and automated charge state deconvolution of electrospray mass-to-charge ratio spectra // J. Am.Soc. Mass Spec. 1998. V. 9. – P. 225-233.

Стаття надійшла до редакції 27.04.2013.

О.Ф. Просовский, А.Б. Гвоздев, А.Н. Исамов, Г.Ю. Просовская
КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ И ПРАКТИЧЕСКАЯ РЕАЛИЗАЦИЯ СЛОЖНЫХ
ИНТЕРФЕРЕНЦИОННЫХ СИСТЕМ

В статье рассматриваются особенности формирования слоистых сред - тонких пленок для получения интерференционных структур на современном этапе развития техники и технологии. Стабильность получаемых результатов позволяет при большом количестве экспериментальных данных выстраивать математические модели, которые позволяют на результатах анализа отдельных пленок веществ проводить синтез оптических конструкций с большим числом слоев. В работе приводятся примеры использования модуля математических вычислительных программ OptiLayer для синтеза и ре-анализа получаемых оптических покрытий. Показан процесс ре-анализа полученных одиночных пленок напыляемых веществ, моделирование оптических конструкций с числом слоев 30 и более, их практическая реализация.

Ключевые слова: многослойные тонкопленочные покрытия, интерференционные светофильтры, компьютерное моделирование оптических конструкций, OptiLayer, электронно-лучевые технологии испарения веществ в вакууме.

Форм. 2. Рис. 6. Лит. 1.

О.Ф. Просовський, А.Б. Гвоздєв, О.М. Ісамов, Г.Ю. Просовська
КОМП'ЮТЕРНЕ МОДЕЛЮВАННЯ І ПРАКТИЧНА РЕАЛІЗАЦІЯ СКЛАДНИХ
ІНТЕРФЕРЕНЦІЙНИХ СИСТЕМ

У статті розглядаються особливості формування пластових середовищ - тонких плівок для отримання інтерференційних структур на сучасному етапі розвитку техніки і технології. Стабільність одержуваних результатів дозволяє при великій кількості експериментальних даних вибудовувати математичні моделі, які дозволяють на результатах аналізу окремих плівок речовин проводити синтез оптичних конструкцій з великим числом шарів. У роботі наводяться приклади використання модуля математичних обчислювальних програм OptiLayer для синтезу та ре-аналізу одержуваних оптичних покриттів. Показаний процес ре-аналізу отриманих одиночних плівок напылюваних речовин, моделювання оптичних конструкцій з числом шарів 30 і більше, їх практична реалізація.

Ключові слова: багатошарові тонкоплівкові покриття, інтерференційні світлофільтри, комп'ютерне моделювання оптичних конструкцій, OptiLayer, електронно-променеві технології випаровування речовин у вакуумі.

O. Prosovsky, A. Gvozdev, A. Isamov, G. Prosovskaya
COMPUTER MODELLING AND PRACTICAL REALIZATION OF DIFFICUL
INTERFERENCE SYSTEMS

The peculiarities of formation of layered media, thin films for interference structures at the present stage of development of engineering and technology are studied in this article. The stability of the results with a large number of experimental data makes it possible to build mathematical models, the results of which, based on the analysis of individual films, allow for the synthesis of optical structures with a large number of layers. The paper presents examples of the usage of the OptiLayer mathematical computing software unit for the synthesis and re-analysis of the resulting optical coatings. The process of re-analysis of the obtained individual films of sprayed substances, the simulation of optical structures with 30 layers or more and their practical implementation are shown.

Keywords: multi-layer thin-film coatings, interference filters, computer simulation of optical structures, OptiLayer, electron-beam evaporation technology substances in a vacuum.

Особенности формирования слоистых сред – тонких пленок для получения интерференционных структур, на современном этапе развития техники и технологии характеризуются высокой степенью повторяемости физических параметров и технологических условий, в которых происходит нанесение покрытий. Данный факт имеет логическое продолжение в виде получения стабильных результатов оптических констант получаемых тонких пленок веществ. Стабильность получаемых результатов при большом количестве экспериментальных данных дает возможность выстраивать математические модели, которые позволяют на результатах анализа отдельных пленок веществ проводить синтез оптических конструкций с большим числом слоев. Аппаратная часть технологии формирования тонких пленок благодаря современным достижениям науки и техники в настоящее время позволяет получать технологическое оборудование, обеспечивающее высокую повторяемость условий формирования покрытий. При создании своего технологического оборудования мы уделяли большое внимание для получения высокостабильных условий проведения процессов напыления так и проработали вопрос оптимального выбора самих испарителей веществ. Так, применяя криогенную технику для создания вакуума в камере установки, за короткое время (30-40 минут) достигается степень вакуума $9 \cdot 10^{-6}$ mBar. Учитывая тот факт, что вакуум при котором происходит нанесение тонких пленок реактивным электронно-лучевым испарением обычно составляет $1.5-1.8 \cdot 10^{-4}$ mBar, складывается оптимальная ситуация для создания повторяемых от процесса к процессу условий

нанесения покрытий. Если более подробно остановится на физических процессах формирования парциального давления в вакуумной камере во время напыления – можно констатировать следующий механизм. Давление остаточных газов в вакуумной камере можно представить как сумму слагаемых:

$$P_{\text{Ост}} = P_{\text{Дегаз}} + P_{\text{Реакт}} \quad (1)$$

где:

$P_{\text{Дегаз}}$ – количество газов, выделяющихся со стенок камеры и в большей степени с разогреваемого электронным лучом материала в тигле,

$P_{\text{Реакт}}$ – количество подаваемого реактивного газа – в основном для рассматриваемых в данной статье примеров – кислорода.

Обще принятая техническая реализация подачи реактивного газа подразумевает использования вибрационных натекаелей с использованием в качестве сигнала обратной связи показаний вакуумметра, индицирующего значения $P_{\text{Ост}}$. Но в случае применения выше указанной схемы подачи реактивного газа с применением вибрационных натекаелей говорить о стабильности технологических параметров в самом процессе напыления, длительность которого обычно составляет 3- 4 часа, не приходится. Так, на пример, до подачи реактивного газа давление в камере на 1-вом слое составляет $9 \cdot 10^{-6}$ mBar. В случае 30-го слоя, когда существенно уменьшается дегазация со стенок камеры в результате длительной откачки (более 3-х часов), давление в камере до подачи реактивного газа будет составлять величину $4\text{--}5 \cdot 10^{-6}$ mBar. Исходя из этого – используя сигнал обратной связи вакуумметра индицирующего давление остаточных газов в вакуумной камере установки, будем иметь различные условия роста пленок покрытия в начале процесса и в конце. Прежде всего эти условия роста пленок будут отличаться количеством кислорода на первых слоях и на заключительных.

Так как ставилась задача получать воспроизводимые результаты от процесса к процессу в условиях циклического повышения загрязнения стенок камеры (смотри изменение количества газов при дегазации стенок камеры) была реализована схема подачи реактивного газа с применением Flou-контроллеров, позволяющих подавать заданное массовое количество реактивного газа (XX mll/min). Применение Flou-контроллеров позволяет подавать одинаковое количество кислорода на начальных и заключительных слоях конструкции многослойного покрытия. Но при этом составляющая количества газов выделяющихся со стенок камеры в начале процесса и в конце будет разной. Данная нестабильность параметров формирования слоев покрытия еще больше проявляется от процесса к процессу по мере загрязнения камеры. Решением данной проблемы является применение еще одного Flou-контроллера, работающего в режиме натекаеля, поддерживающего общее парциальное давление в камере на заданном уровне посредством подачи в камеру инертного газа аргона. Данное техническое решение – формирует практически идеальные по стабильности условия формирования слоев как в конкретном процессе нанесения многослойного покрытия, так и от процесса к процессу.

Создав оборудование, обеспечивающее стабильные условия роста слоев покрытий, открывается перспектива в полной мере реализовать результаты математического моделирования и математический ре-анализ получаемых покрытий для производства сложных интерференционных структур.

Для математического моделирования использован один из лучших в мире продуктов в этой сфере – вычислительный программный модуль OptiLayer, разработанный коллективом НИВЦ МГУ (г.Москва) под руководством профессора А.В. Тихонравова. Вычислительный программный модуль состоит из трех блоков:

OptiLayer – синтез оптических конструкций;

OptiChar – определение оптических констант одиночных пленок и подложки (дисперсия показателя преломления, коэффициент поглощения, геометрическая и оптическая толщина);

OptiRe – ре-анализ многослойных интерференционных структур с определением ошибок толщин слоев, уточнением оптических констант тонких пленок используемых пленкообразующих веществ.

Работа по созданию многослойного интерференционного светофильтра начинается с математического синтеза оптической конструкции [1]. Для чего формируется целевая функция покрытия, параметры которого должны удовлетворять техническому заданию, выбираются материалы из которых будет изготовлено многослойное покрытие – как правило состоящее из

чередующихся слоев пленок веществ с различными значениями показателей преломления. Синтез конструкции многослойного покрытия проводится в среде вычислительной программы OptiLayer. Для проведения расчета оптической конструкции обязательным условием является ввод данных оптических констант выбранных пленкообразующих веществ. По этому, математическому синтезу оптической конструкции, предшествует определение оптических констант применяемых пленкообразующих веществ с применением расчетной программы OptiChar. Для этого производят напыление одиночных пленок выбранных веществ и измерив спектральные зависимости пропускания и отражения полученных образцов с помощью программы OptiChar рассчитывают геометрическую толщину полученной пленки, что в свою очередь позволяет откалибровать показания кварцевого датчика системы контроля толщины наносимого покрытия, и определяют спектральную зависимость показателя преломления и спектральную зависимость коэффициента поглощения выбранных для построения оптической конструкции веществ. Получив необходимые данные можно провести синтез конструкции оптического многослойного покрытия. Следующим шагом в цепи необходимых действий для получения многослойного светофильтра является практическая реализация – напыление рассчитанной конструкции и измерение спектральных зависимостей пропускания-отражения полученных образцов интерференционных светофильтров.

Как показывает практика, с первого захода напылить светофильтр, который бы в удовлетворительной степени соответствовал целевой функции – не удастся. Причиной этому является различие условий формирования одиночного слоя пленки выбранного материала, который подвергается анализу для определения оптических констант и условий формирования следующих слоев. Суть этого утверждения состоит в том, что одиночный слой растет непосредственно на поверхности подложки с конкретными физическими свойствами – и это оказывает существенное влияние на микроструктуру растущей тонкой пленки и как следствие – на ее оптические константы. В то же время, следующий слой того же материала формируется не на поверхности подложки, а на ранее нанесенных слоях – и микроструктура следующих слоев заметно отличается от микроструктуры первого слоя. Для уточнения оптических констант веществ, применяемых в конструкции светофильтра, используется возможность провести компьютерный ре-анализ многослойного покрытия с помощью вычислительного модуля OptiRe. Для этого наносится 12-ти слойное равнотолщинное покрытие. Под выражением «равнотолщинное покрытие» подразумевается то, что оптическая толщина D чередующихся слоев конструкции приблизительно равна одной и той же величине.

$$D = h \cdot n \quad (2)$$

где:

D - оптическая толщина;

h - геометрическая толщина пленки;

n - показатель преломления.

Проведя процесс нанесения выше упомянутого равнотолщинного покрытия, измеряют спектральные зависимости пропускания и отражения полученных образцов светофильтра и проводят математический ре-анализ оптической конструкции. При этом определяются ошибки толщин слоев и уточняются оптические константы применяемых пленкообразующих веществ. Получив более точные значения оптических констант применяемых веществ, с помощью OptiLayer синтезируется оптическая конструкция светофильтра, удовлетворяющая заданной целевой функции, практическая реализация которой – ее напыление – приводит к получению светофильтра, удовлетворяющего заданным требованиям.

При серийном производстве многослойных (25-40 слоев) интерференционных покрытий с использованием выше упомянутой методики и оборудования с кварцевым контролем толщины наносимых пленок, технологи столкнутся с необходимостью через 3-4 технологических процесса проводить ре-анализ получаемых светофильтров с целью устранения появляющихся ошибок в толщинах слоев оптической конструкции. Данная процедура может быть сильно усложнена несовершенством технологических источников – электронно-лучевых пушек. На *Рисунке 1* показан график спектральной зависимости рассчитанного светофильтра (черный цвет кривой) и реально изготовленного светофильтра (красный цвет кривой). Проведя математический ре-анализ, видно, что присутствует систематическая ошибка в толщинах слоев конструкции, при этом для вещества с низким показателем преломления мы имеем одинаковый коэффициент погрешности для каждого слоя – (см. *Рис. 2*). Гораздо хуже складывается ситуация для слоев с высоким

показателем преломления- коэффициент погрешности для каждого слоя имеет свою величину и это создает большие сложности при проведении ре-анализа и установлении истинных погрешностей.

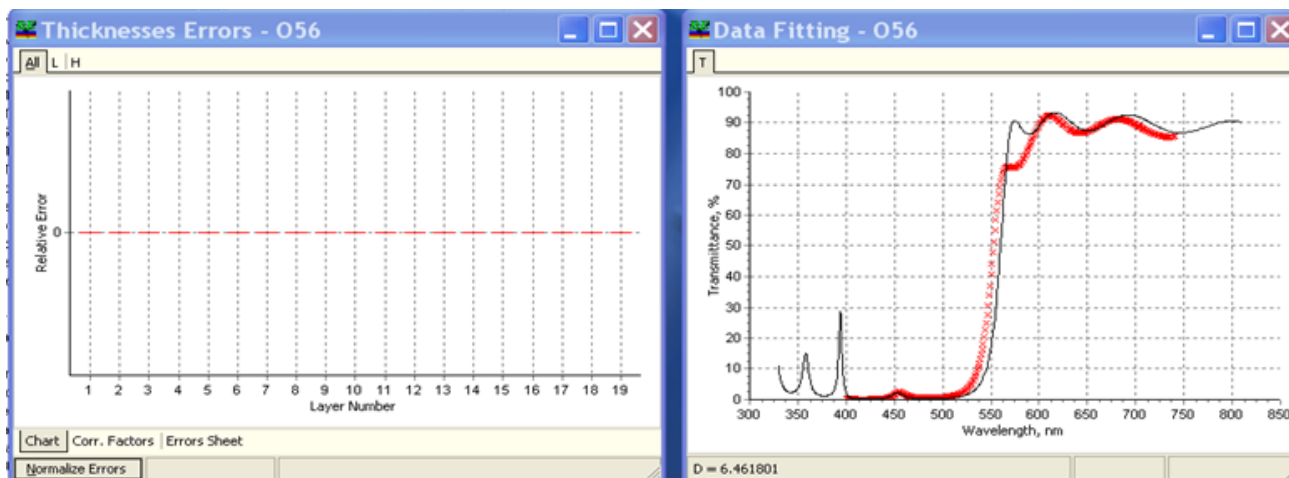


Рис. 1. Математическая модель и спектральная зависимость пропускания светофильтра

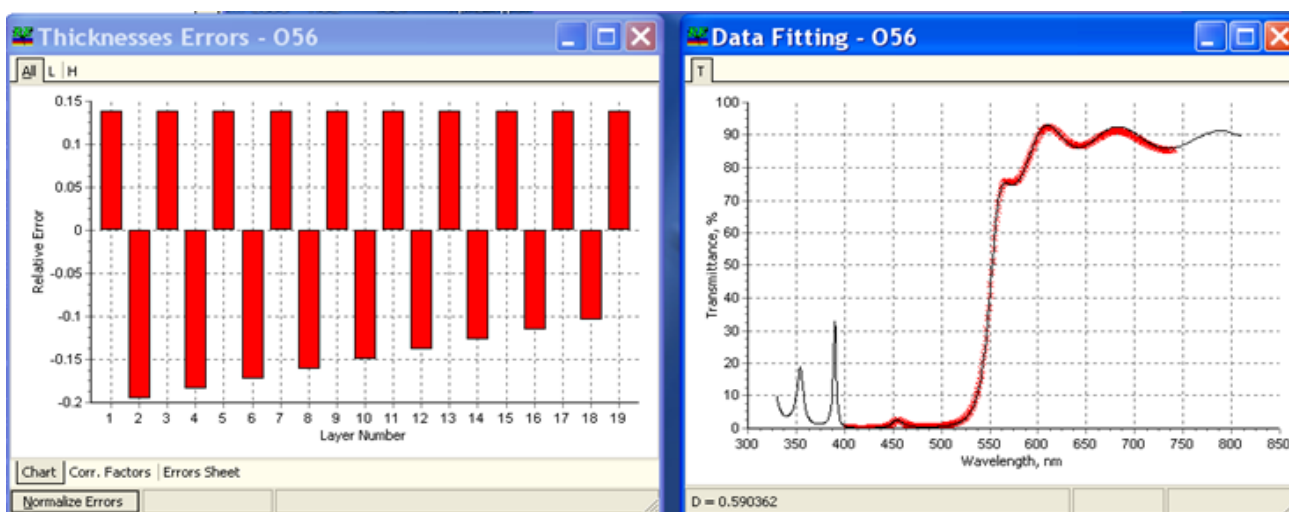


Рис. 2. Результаты ре-анализа изготовленного светофильтра – небаланс веществ, линейная зависимость величины погрешности материала с высоким показателем преломления

Выше упомянутая ситуация возникает из-за не совершенства электронно-лучевого испарителя, точнее- примененного тигля для испарения вещества с высоким показателем преломления. Для испарения вещества с низким показателем преломления использован вращающийся тигель большого диаметра и соответственно большой площади (см. Рисунок 3).

Это дает важное преимущество- даже при изготовлении 40-слоистого покрытия не происходит существенного изменения геометрии поверхности вещества в тигле с низким показателем преломления – как следствие не меняется форма кратера испаряемого вещества и телесный угол потока паров испаряемого вещества стабилен.

В случае применения штатного тигля (см. Рисунок 4) для испарения тугоплавких окислов – имеем четырех-позиционный тигель с не вращающимися нишами для загрузки испаряемого вещества. В итоге при нанесении слоев в процессе испарения вещества существенно меняется форма поверхности тигля, с которой происходит испарение, что приводит к изменению телесного угла потока паров испаряемого вещества и возникновению погрешностей измерения толщины наносимых пленок.



Рис. 3. Оптимальная конструкция тигля для нанесения легко испаряемого материала



Рис. 4. Не оптимальная конструкция тигля для испарения тугоплавкого окисла

Выходом из данной негативной ситуации стала доработка тигля электронно-лучевой пушки. На Рисунках 5 и 6 показана доработанная электронно-лучевая пушка и результат ре-анализа полученного с помощью усовершенствованного оборудования



Рис. 5. Оптимальная конструкция тигля для испарения тугоплавкого окисла

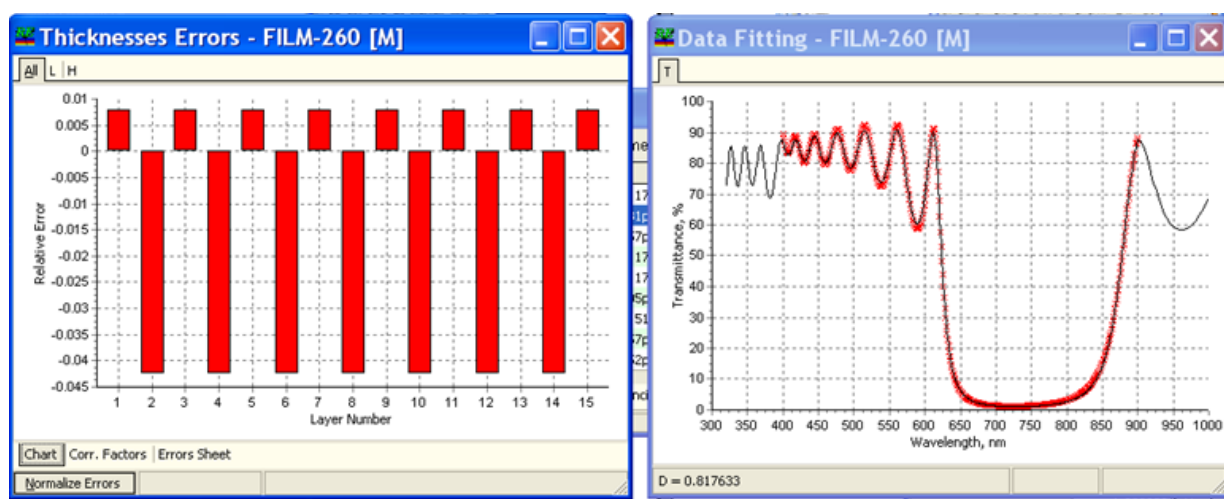


Рис. 6. Результаты ре-анализа изготовленного светофильтра с использованием усовершенствованных испарителей

Как показано на Рисунке 6, результатом усовершенствования технологических напылительных устройств стало получение систематических ошибок в толщинах оптической конструкции с одним и тем же коэффициентом погрешности для применяемых материалов. Данная ситуация снижает ошибки при проведении ре-анализа полученного покрытия, делает ре-анализ более точным, более прогнозируемым и достоверным. Позволяет минимизировать затраты на прикидочные процессы и изготавливать многослойные интерференционные светофильтры с использованием косвенных методов контроля толщины наносимых тонких пленок.

Выводы. Анализируя выше изложенное, можно сделать следующий вывод- изготовление сложных интерференционных структур без надлежащего аппарата математического моделирования в большинстве случаев является не выполнимой задачей. Симбиоз высококлассного, правильно спроектированного напылительного оборудования и математического комплекса вычислительных программ позволяет решать сложные задачи получения многослойных интерференционных светофильтров с минимумом прикидочных процессов, снижать коэффициент запуска при серийном производстве продукции.

1. P.G.Verly, A.V.Tikhonravov, and M.K.Trubekov, Efficient refinement of inhomogeneous optical coatings: synthesis by simultaneous thickness and refractive index optimization." – SPIE Proceedings, Vol. 3133, – 1997.

Стаття надійшла до редакції 27.04.2013.

© О.Ф. Просовский, А.Б. Гвоздев, А.Н. Исамов, Г.Ю. Просовская

УДК 622.692.4

Р.С. Савула, А.О. Кичма

ОЦІНКА МІЦНОСТІ ДІЛЯНОК ТРУБОПРОВОДІВ В ЗОНАХ ЛОКАЛЬНИХ ПЛАСТИЧНИХ ДЕФОРМАЦІЙ

В статті розглянуто деякі особливості експериментального визначення міцності ділянок трубопроводів в зонах локальних пластичних деформацій. На базі проведених досліджень встановлено граничні значення коерцитивної сили, за яких можлива безпечна експлуатація ділянок трубопроводів з локальними пластичними деформаціями.

*Ключові слова: трубопровід, резервуар, пластична деформація, міцність, трубна сталь.
Форм. 8. Табл. 4. Рис. 6. Літ. 12.*

Р.С. Савула, А.А. Кычма

ОЦЕНКА ПРОЧНОСТИ УЧАСТКОВ ТРУБОПРОВОДОВ В ЗОНАХ ЛОКАЛЬНЫХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ

В статье рассмотрено некоторые особенности экспериментального определения прочности участков трубопроводов в зонах локальных пластических деформаций. На базе проведенных опытов установлено граничные значения коэрцитивной силы, при которых возможна безопасная эксплуатация участков трубопроводов с локальными пластическими деформациями.

Ключевые слова: трубопровод, резервуар, пластическая деформация, прочность, трубная сталь.

R.S. Savula, A.O. Kychma

ESTIMATION OF THE STRENGTH OF SEGMENTS OF PIPELINES IN ZONES OF LOCAL PLASTIC DEFORMATION

The paper presents some particularizes of experimental estimation of the strength of segments of pipelines in zones of local plastic deformation. Basing on the investigations, recommendations for engineering practice are suggested.

Keywords: pipeline, reservoir, strength, plastic deformation, pipe steel.

Постановка проблеми. Більшість магістральних трубопроводів України експлуатуються понад 30 років. Згідно нормативних документів [10, 11] трубопроводи термін експлуатації яких більше 20 років необхідно обстежувати, використовуючи внутрішньотрубну діагностику. Внутрішньотрубна діагностика магістральних газопроводів (МГ) тривалої експлуатації часто виявляє ділянки трубопроводів з зонами локальних пластичних деформацій. Такі зони можуть утворитись в процесі будівництва МГ, чи внаслідок силового тиску кам'яної породи на трубопровід на ділянках зсуву [1]. Несуча здатність ділянок, трубопроводів з зонами локальних пластичних деформацій, суттєво зменшується [7, 8].

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Забезпечення несучої здатності трубопроводів і резервуарів тривалої експлуатації з зонами локальних пластичних деформацій є дуже важливою задачею. Оцінці статичної міцності тонкостінних посудин і циліндричних оболонок приділяється велика увага вітчизняними дослідниками серед яких Б. Кантор [3], Р. Онацький [6], І. Ориняк [8], В. Розгонюк [7], М. Сухорольський [2] та інші. Оцінка залишкової міцності трубопроводів з дефектами форми типу вм'ятин приведена в працях [7, 8]. Дана задача була вирішена в наближеній постановці. Автори прийняли допущення, що довжина деформованої по колу ділянки труби дорівнювала її початковій недеформованій довжині. Визначення напружено-деформованого стану циліндричних оболонок з вм'ятинами, які утворилися статичним вдавлюванням штампа описана в праці [6], а процес утворення вм'ятини ударом сфери – в праці [3]. У цих працях теоретичні дослідження проведені методом скінченних елементів з врахуванням фізичної і геометричної нелінійності.

Невирішені частини проблеми. Відомий метод [9] експериментального визначення технічного стану циліндричних оболонок на основі визначення коерцитивної сили базується на дослідженнях зразків, які випробували за умов одновісного напруженого стану. Циліндричні оболонки під дією експлуатаційних параметрів знаходяться в стані двовісного напруженого стану.

Метою дослідження є встановлення закономірностей зміни коерцитивної сили в залежності від напружено-деформованого стану трубопроводу з вм'ятиною в зонах пружних деформацій і максимальних стискаючих та розтягуючих пластичних деформацій за умов двовісного статичного навантаження.

Основні результати досліджень. Для визначення граничного стану металу труби в зоні локальних пластичних деформацій змонтували випробувальний резервуар загальний вид якого

наведений на рис. 1. Резервуар змонтований із котушки 5 з в'ятиною, кільце 2, 4, 6 і 7, конусного перехідника 3 і двох сферичних днищ 1 і 8. Котушка 5 з зоною локальних пластичних деформацій була виявлена під час внутрішньотрубної діагностики діючого МГ "Івацевичі-Долина". Для закріплення арматури, по якій подається вода був приварений спеціальний патрубок 9, а для стравлення повітря встановлений штуцер з пробкою 10 (див. рис. 1). Геометричні характеристики складових випробувального резервуара і марки сталей, з яких вони виготовлені наведені в табл. 1, а механічні характеристики їх матеріалів – в табл. 2.

Якість зварних з'єднань перевірялась візуальним контролем і за допомогою рентгеноскопії та ультразвукової дефектоскопії. Випробувальний резервуар піддавався гідравлічному випробуванню статичним тиском. Створення надлишкового тиску за допомогою води здійснювали плунжерною помпою продувочного агрегата А-30, який змонтований на шасі автомобіля "Краз". Тиск у резервуарі контролювали манометром МО. Продувочний агрегат дозволяв створювати надлишковий тиск у резервуарі до 30 МПа.

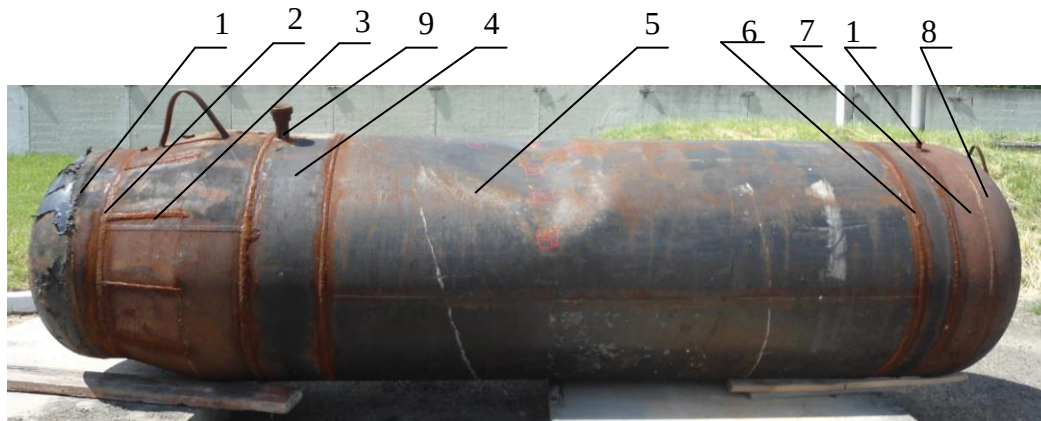


Рис. 1. Загальний вигляд випробувального резервуара

Таблиця 1. Геометричні характеристики і марки сталі складових резервуара

№ %	Зовнішній діаметр D_3 , мм	Довжина котушки l , мм	Товщина стінки δ , мм	Форма	Марка сталі
1	1020	200	22	півсферичне днище	09Г2С
2	1020	250	18	перехідне кільце	17Г1С
3	1020/1220	700	16	конусний перехідник	17Г1С
4	1220	400	14	перехідне кільце	17Г1С
5	1220	2430	12	циліндрична котушка	17Г1С
6	1220	300	16	перехідне кільце	17Г1С
7	1220	250	18	перехідне кільце	17Г1С
8	1220	250	22	півсферичне днище	09Г2С

Таблиця 2. Основні механічні характеристики матеріалу складових резервуара

№ складових резервуара	Марка сталі	Границі міцності, МПа	Границі текучості, МПа	Відносне довження, %	Ударна в'язкість основного металу, KCV, Дж/см ²	Ударна в'язкість зварного з'єднання, KCV, Дж/см ²	Доля складової зломі зразків DWTT, %
1;8	09Г2С	520	340	22	61	29,0	81
3;6	17Г1С	570	400	24	58	51	89
5	17Г1С	580	410	25	47	42	87
2;4;7	17Г1С	575	360	23,5	48	39	83

Зварювання замикаючого стика резервуара здійснювали при $t^\circ = 3^\circ \text{C}$, а експериментальні випробування проводили при $t^\circ = 29^\circ \text{C}$. Сумарна площа вм'ятини дорівнювала $0,48 \text{ м}^2$. Максимальний прогин вм'ятини 65 мм .

Розглянутий випробувальний резервуар представляє собою тонкостінну осесиметричну оболонку, в якій присутні головні напруження кільцеві σ_k і осьові σ_{oc} . Третє головне напруження направлене нормально до поверхні резервуара, максимальне значення якого рівне силі тиску p в резервуарі. В тонкостінних резервуарах завжди кільцеві σ_k і осьові σ_{oc} напруження значно більші від p . При цьому кільцеві напруження σ_k вдвоє більші від осьових σ_{oc} .

Величини кільцевих σ_k і осьових σ_{oc} напружень від внутрішнього тиску в котушках резервуара обчислювались за відомими формулами

$$\sigma_k = \frac{pD_B}{2\delta}; \quad \sigma_{oc} = \frac{pD_B}{4\delta}, \quad (1)$$

де D_B - внутрішній діаметр складових частин резервуара; δ - залишкова товщина їх стінок; p - внутрішній тиск в резервуарі.

Оскільки в газопроводах сила тиску газу на багато менша від кільцевого і осьового напружень в тілі труби, тому рахуємо, що матеріал оболонки знаходиться в плоскому напруженому стані. Еквівалентні напруження визначимо використовуючи теорію Мізеса – Губера

$$\sigma_E = \sqrt{\sigma_k^2 - \sigma_k \sigma_{oc} + \sigma_{oc}^2}. \quad (2)$$

Результати розрахунків компонентів напружень для котушки 5 зведені в таблицю 3. Результати наведені в табл. 3 пораховані для серединної недеформованої частини котушки 5. Оскільки ті частини резервуара, що примикають до сферичних днищ не відповідають умовам безмоментної теорії оболонок.

Оцінку міцності ділянок трубопроводів в зонах локальних пластичних деформацій проведено за результатами визначення зміни величини коерцитивної сили. Цей метод в останні роки отримав досить широке застосування [4, 9].

Таблиця 3. Результати розрахунків компонентів напружень для серединної недеформованої частини котушки 5

№ п/п	p , МПа	σ_k , (МПа)	σ_{oc} , (МПа)	σ_E , (МПа)	$\frac{\sigma_E}{\sigma_T} \cdot 100\%$	$\frac{\sigma_E}{\sigma_B} \cdot 100\%$
1	1,0	49,8	24,9	43,1	10,5	7,43
2	2,0	99,6	49,8	86,3	21,1	14,9
3	3,0	149,4	74,7	129,4	31,6	22,3
4	4,0	199,2	99,6	172,5	42,1	29,7
5	5,0	249,0	124,5	215,6	52,6	37,2
6	6,0	298,8	149,4	258,8	63,1	44,6
7	7,0	348,6	174,3	301,9	73,6	52,1
8	8,0	398,4	199,2	345,0	84,2	59,5
9	9,0	448,2	224,1	388,2	94,7	66,9
10	10,0	498,0	249,0	431,3	105,2	74,4
11	11,0	547,8	273,9	474,4	115,7	81,8

Визначення коерцитивної сили різних ділянок резервуара проводили за допомогою приладу коерцитиметра КРМ-Ц-К2М, який укомплектований блоком управління 5 і давачем 6 (рис. 2). Форма і розміри зони локальних пластичних деформацій, і місця установки давачів на котушці 5 випробувального резервуара наведені на рис. 3. Значення коерцитивної сили вимірювали після кожного кроку підняття внутрішнього тиску в резервуарі у точках 1-7, що знаходяться в зоні вм'ятини (див. рис.3) і точці 8, що розміщена поза зоною впливу залишкових напружень від

вм'ятини і зварних швів. Вимірювання проводили відповідно в осьовому напрямку, що співпадає з віссю котушки і в кільцевому напрямку, що перпендикулярний до осі котушки.

За результатами експерименту побудували залежності зміни величини коерцитивної сили від внутрішнього тиску у випробувальному резервуарі. На рис. 4 зображені залежності зміни коерцитивної сили від внутрішнього тиску p і еквівалентного напруження σ_E у випробувальному резервуарі для точки 8 (див. рис. 3), що розміщена поза зоною впливу залишкових напружень зварних швів і вм'ятини. Крива 1 відображає зміну коерцитивної сили в осьовому напрямку, крива 2 відповідно – в кільцевому напрямку і похила пряма 3 – лінія апроксимації кривої 2.

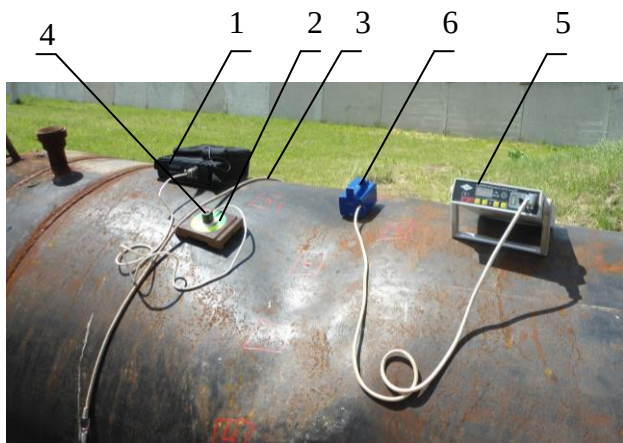


Рис. 2. Визначення напруженого стану ділянок резервуара коерцитиметром КРМ-Ц-К2М

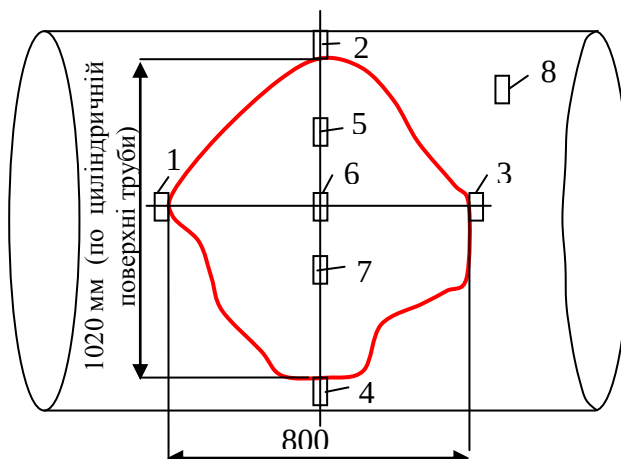


Рис. 3 Форма і розміри зони локальних пластичних деформацій, і місця установки датчиків на котушці 5 випробувального резервуара

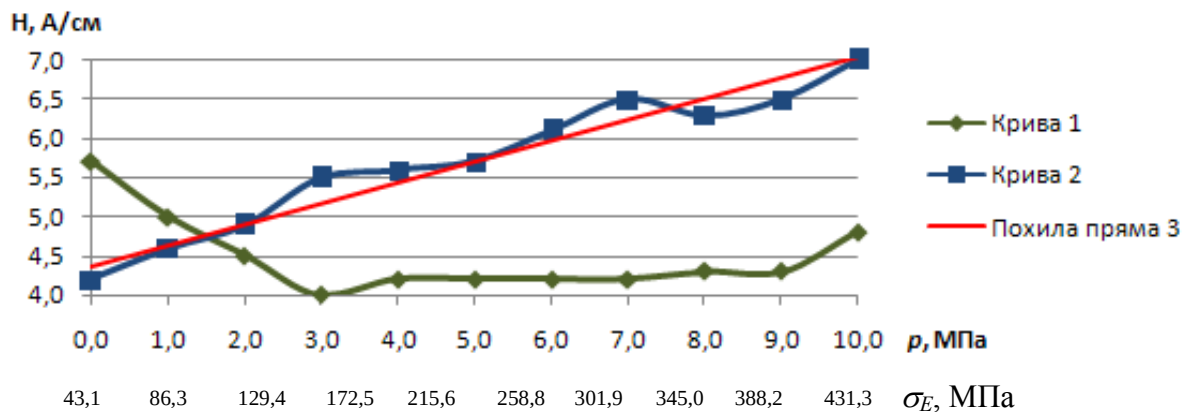


Рис. 4. Залежності зміни коерцитивної сили від внутрішнього тиску p і еквівалентного напруження σ_E в точці 8 випробувального резервуара

На рис. 5 зображені залежності зміни коерцитивної сили в осьовому (крива 1) і кільцевому (крива 2) напрямках, від внутрішнього тиску у випробувальному резервуарі для точки 2 (див. рис. 3), яка розміщена в зоні переходу від розтягуючих до стискаючих волокон металу стінки труби.

На рис. 6 зображені залежності зміни коерцитивної сили в осьовому (крива 1) і кільцевому (крива 2) напрямках, від внутрішнього тиску у випробувальному резервуарі для точки 6 (див. рис. 3), яка розміщена на ділянці вм'ятини з максимальним прогином, що становив 65 мм.

Руйнування випробувального резервуара відбулося на ділянці перетину кільцевого і поздовжнього швів конусного перехідника при досягненні тиску $p = 11,0 \text{ МПа}$. При цьому еквівалентні напруження в серединній пластично деформованій частині котушки 5 досягли значення $\sigma_E = 474,4 \text{ МПа}$, що складає 81,8% від границі міцності.

Для визначення похибки при вимірюванні коерцитивної сили металу трубопроводу, приладом КРМ-Ц-К2М, було проведено наступні дослідження. На котушці 5 (див. рис. 1) випробувального резервуара визначали коерцитивну силу в одній і тій же точці з чотирьох спроб. При цьому отримали наступні значення коерцитивної сили H_{ci} : 7.1, 7.0, 7.1, 7.2 А/см.

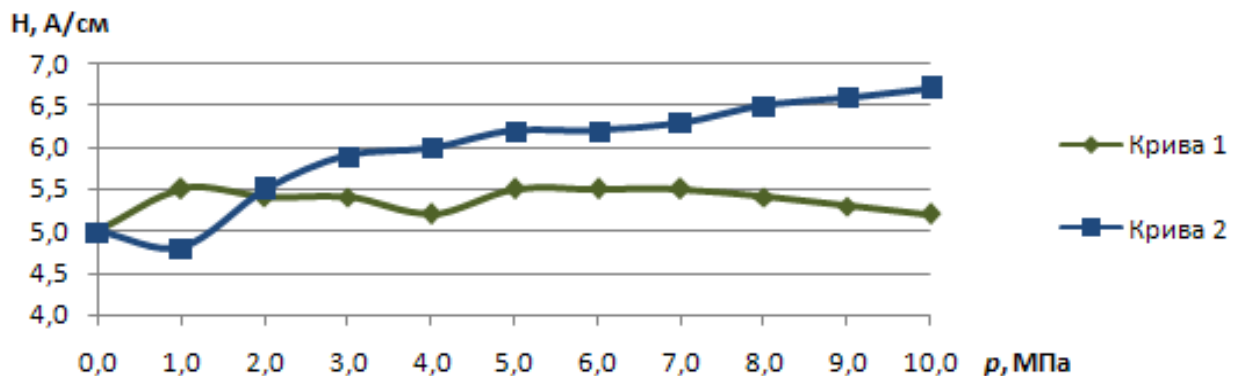


Рис. 5. Залежності зміни коерцитивної сили від внутрішнього тиску в точці 2 дослідного резервуара

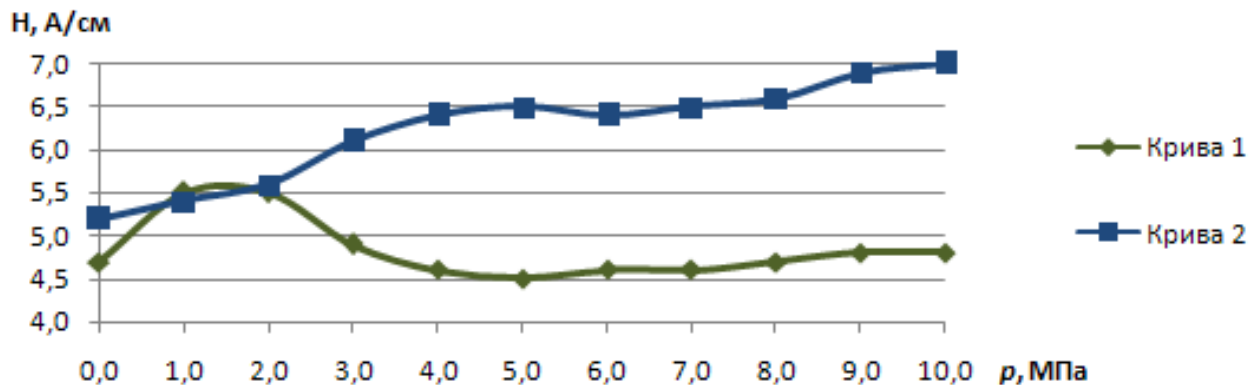


Рис. 6. Залежності зміни коерцитивної сили від внутрішнього тиску в точці 6 випробувального резервуара

Позначивши значення коерцитивної сили $Z_i = H_{ci} [A/cm]$ знаходимо середнє арифметичне значення H_{ci} (математичне очікування $\bar{Z}$ і її довірчий інтервал $\Delta\bar{Z}$) згідно виразів

$$\bar{Z} = \frac{\sum_{i=1}^n Z_i}{n}, \quad (3)$$

$$\Delta\bar{Z} = \pm t_{Di} \frac{S}{\sqrt{n}}, \quad (4)$$

де Z_i – упорядковані значення коерцитивної сили H_{ci} ; t_{Di} – параметр величина якого для двостороннього довірчого інтервалу чисельно рівна значенням коефіцієнта Стюдента; n – кількість вимірювань; S – вибіркова дисперсія.

Перевірка припущення прийнятої моделі нормальності розподілу за W – критерієм, проводилась згідно виразу

$$W = b^2 / S_0^2. \quad (5)$$

Тут характерне число b і величина S_0^2 рівні

$$b = \sum_{i=1}^K a_{ni} (Z_{n-i+1} - Z_i), \quad (6)$$

$$S_0^2 = \sum_{i=1}^n (Z_i - \bar{Z})^2. \quad (7)$$

Значення a_{ni} для $i = 1, 2, \dots, k$ вибирали за таблицею згідно $n = 4$ [5].

Підставляючи числові дані отримали значення $W = 0,938$, яке більше від 0,935, що забезпечує імовірність не нижчу 50%. Відповідно це дає можливість використання моделі нормального розподілу для описування похибок вимірювання коерцитивної сили H_{ci} за допомогою приладу КРМ-Ц-К2М. Вибіркову дисперсію і довірчий інтервал визначали за формулою

$$S = \sqrt{\frac{S_0^2}{n-1}}. \quad (8)$$

Після підстановки числових значень отримали параметри, які наведені в табл. 4. З табл. 4 видно, що точність визначення коерцитивної сили не перевищує 3,7 %. Така точність визначення коерцитивної сили, задовольняє вимогам, що ставляться до інженерних розрахунків напружено-деформованого стану трубопроводів.

Таблиця 4. Визначення похибки при вимірюванні коерцитивної сили металу котушки 5 випробувального резервуара приладом КРМ-Ц-К2М

Напрямок вимірювань	Упорядковані величини виміряних значень коерцитивної сили H_{ci} , А/см				$\bar{Z}$, А/см	S^2	t_{Di}	Похибка методу δ_m , %
	Z_1	Z_2	Z_3	Z_4				
перпендикулярно до осі котушки 5	7,0	7,1	7,1	7,2	7,1	0,82	0,13	3,7

Висновки. Аналізуючи вище викладене, можна зробити такі висновки:

1. На основі результатів експериментальних досліджень встановлено, що існує певна закономірність зміни коерцитивної сили в залежності від значень напружень у тілі труби за умов їх пружного і пластичного деформування. Під час експериментальних робіт досліджено вплив величини сумарних напружень на зміну коерцитивної сили металу котушки випробувального резервуара на ділянках: пружних деформацій, максимальних стискаючих пластичних деформацій і в зоні переходу від розтягуючих до стискаючих пластичних деформацій, за умов двовісного статичного навантаження. Отримані результати логічно узгоджуються з номограмами зміни коерцитивної сили, отриманими за умов лінійного напруженого стану, які наведені в нормативному документі [12].

2. Для розглянутої ділянки МГ, виготовленої із сталі 17Г1С, в процесі пружного і пластичного двовісного напруженого стану, експлуатацію розглянутого типу трубопроводу необхідно проводити за умов, при яких значення коерцитивної сили не перевищує $H_c^\perp = 6,5 \text{ А/см}$ в напрямку перпендикулярному до осі труби і $H_c^\parallel = 6,0 \text{ А/см}$ - вздовж осі труби.

1. Білобран Б.С. Діагностика напруженого стану надземного переходу нафтопроводу в зоні зсуву / Б.С. Білобран, В.М. Василюк, О.Б. Кінаш // Механіка і фізика руйнування будівельних матеріалів і конструкцій. – Львів: Каменяр, 1998. – Вип. 3. – С. 580-584.
2. Бурак. Я.Й. Аналітична механіка локально навантажених оболонок / Я.Й. Бурак, Ю.К. Рудавський, М.А. Сухорольський. – Львів: «Інтелект-Захід», 2007. – 240 с.
3. Кантор Б.Я. Вмятина на цилиндрической оболочке, образованная ударом / Б.Я. Кантор, А.Н. Шупиков, Р.Л. Онацкий // Вісник НТУ «ХПІ», 2012. – № 67. – С. 44-49.
4. Лобанов Л.М. Влияние пластической деформации на структуру, механические свойства и коэрцитивную силу металла кислородных баллонов / Л.М. Лобанов, В.А. Нехотящий, М.Д. Рабкина, В.А. Костин [и др.] // Техническая диагностика и неразрушающий контроль, № 4. – 2011. – С. 14-23.
5. Недосека А.Я. Основы расчета и диагностики сварных конструкций / А.Я. Недосека. – К.: Индпром, 1998. – 640 с.

6. Опацький Р.Л. Образование круглой вмятины на цилиндрической оболочке вдавливанием штампа // Весник НТУ "ХПИ". – 2011. - № 63. – С. 106-113.
7. Ориняк І.В. Залишкова міцність трубопроводів з вм'ятинами / І.В. Ориняк, В.В. Розгонюк, Л.С. Шлапак // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1999. – № 5. – С. 79-82.
8. Ориняк І.В. Оценка предельного давления трубы с вмятиной / І.В. Ориняк, Л.С. Шлапак // Проблемы прочности. – 2001. – № 5. – С. 101-110.
9. Оценка текущего состояния остаточного ресурса с выбором оптимальной технологии ремонта оборудования нефтехимических предприятий неразрушающим методом по измерениям коэрцитивной силы металла / Г.Я. Безлюдько, А.Ю. Марченко, Р.Н. Соломаха, В.В. Карабин // матеріали 6-ї міжнародної науково-технічної конференції і виставки [«Сучасні прилади, матеріали і технології для неруйнівного контролю і технічної діагностики машинобудівного і нафтогазового обладнання»], (м. Івано-Франківськ), – 2011. – С. 14-16.
10. Галузева система діагностичного обслуговування обладнання магістральних газопроводів та АГНКС: СОУ 60.3-30019801-006.2004. – [Чинний від 2004-06-29]. – К.: ДК "Укртрансгаз", 2004. – 178 с. – (Національний стандарт України).
11. Магістральні газопроводи. Оцінка фактичного технічного стану потенційно небезпечних діляниць. Методи і методики: СОУ 60.3-30019801-067:2009. – [Чинний від 2009-04-27]. – К.: ДК "Укртрансгаз", 2009. – 188 с. – (Національний стандарт України).
12. Методичні вказівки з проведення магнітного контролю напружено-деформованого стану металоконструкцій підйомних споруд та визначення їх залишкового ресурсу: МВ 0.00-7.01-05. – Підйомно-транспортна академія України. – Харків, 2005. – 58 с.

Стаття надійшла до редакції 27.04.2013.

УДК 621.791

В.І. Савуляк, В.Й. Шенфельд, О.Б. Янченко
ВПЛИВ ШВИДКОСТІ НАПЛАВЛЕННЯ НА ЗНОСОСТІЙКІСТЬ
ВИСОКОВУГЛЕЦЕВИХ ШАРІВ, НАНЕСЕНИХ МЕТОДОМ ЕЛЕКТРОДУГОВОГО
НАПЛАВЛЕННЯ З ВИКОРИСТАННЯМ ВУГЛЕЦЕВИХ ВОЛОКНИСТИХ МАТЕРІАЛІВ

У статті проаналізовано вплив швидкості наплавлення на параметри зносостійкості високовуглецевих покриттів. Дослідження залежність масового зносу наплавлених високовуглецевих зразків від твердості, що є функцією швидкості наплавлення.

Ключові слова: наплавлення, легування, зносостійкість, високовуглецеве покриття.

Форм. 11. Табл. 5. Рис. 4. Літ. 6.

В.И. Савуляк, В.И. Шенфельд, А.Б. Янченко
ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ НАПЛАВКИ НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ
ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТЫХ СЛОЕВ, НАНЕСЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ
НАПЛАВКИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ УГЛЕРОДИСТЫХ ВОЛОКНИСТЫХ
МАТЕРИАЛОВ

В статье проанализировано влияние скорости наплавки на параметры износостойкости высокоуглеродистых покрытий. Исследована зависимость массового износа наплавленных высокоуглеродистых образцов от изменения твердости, которая является функцией скорости наплавки.

Ключевые слова: наплавка, легирование, износостойкость, высокоуглеродистое покрытие.

V. Savulyak, V. Shenfeld, A. Yanchenko
EFFECT FROM SPEED OF WELDING ON THE WEAR RESISTANCE OF HIGH-CARBON
COATED ARC SURFACING BY USING CARBON FIBER MATERIAL

The paper analyzes the effect from speed of welding on the wear resistance high-carbon coating. The dependence of the mass wear of high-carbon coating from the hardness of the samples at function of changing welding speed

Keywords: welding, alloying, wear resistance, high-carbon coating.

Під час наплавлення покриттів на поверхні сталевих деталей, що зносилися, прагнуть отримати досить високі властивості нанесеного металу за показниками зносостійкості та стійкості проти схоплювання і утворювання задирів. Таким вимогам відповідають покриття типу чавунів. Поєднання позитивних властивостей антифрикційних чавунних покриттів та сталевого осердя дозволяє створити шаруваті композити з добрими експлуатаційними властивостями [1-4]. Для реалізації поставленого завдання нами було запропоновано легування наплавленого покриття карбоном із застосуванням вуглецевої тканини марки УУТ-2 ТУ6-06 И 78-85. Схема наплавлення покриття показана на рис.1.

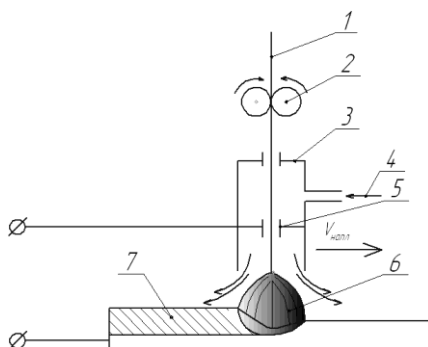


Рис. 1. Схема наплавлення покриття: 1 – зварювальний дріт; 2 – подаючі ролики; 3 – сопло; 4 – захисний газ; 5 – струмопідвід; 6 – дуга; 7 – наплавлений валик

Збільшення швидкості переміщення наплавної головки з дротом відносно заготовки під час наплавлення зменшує час існування рідкої зварювальної ванни. При цьому спостерігається збільшення твердості нанесеного високо вуглецевого покриття за рахунок збільшення швидкості кристалізації та більш швидкого охолодження нанесеного металу.

Досліджувалася залежність масового зносу наплавлених високо вуглецевих зразків від твердості, що змінилася внаслідок зміни швидкості наплавлення. Твердість визначалася на приладі Роквела, зношування – в умовах сухого тертя ковзання зразка по поверхні контр тіла, яке виготовлено з гартованої та відпущеної сталі 45. Величину зносу визначали за втратою маси

© В.І. Савуляк, В.Й. Шенфельд, О.Б. Янченко

зразка шляхом зважування на аналітичних вагах. Випробуванням на знос піддавалися серії наплавлених зразків, отриманих на швидкостях наплавлення: 11, 14, 17, 20, 23, 26 м/год. Інші параметри режиму наплавлення фіксувалися на рівні: напруга на дузі $U=28$ В, швидкість подачі дроту $V_{др}=104$ м/год. та його діаметр $d_e=1,4$ мм. Нанесення покриття виконувалося на установці для наплавлення в середовищі захисних газів УД-209М, дротом Нп-30ХГСА. Після наплавлення з поверхні зразків знімався шар покриття на глибину 1 мм з використанням шліфування.

Для швидкості наплавлення 11 м/год відбувається утворення однорідного дрібнозернистого мартенситу (Н_ц 960) (рис.2 а) .

При зменшенні швидкості наплавлення до 17 м/год, утворюється крупногольчастий мартенсит (рис. 2 б).

Мартенситна основа має найбільшу зносостійкість при абразивному зношуванні без ударних навантажень.

Зі зменшенням швидкості наплавлення до 20...26 м/год. тепло вкладення в деталь є недостатнім для значного зростання температури у зоні фазових перетворень. Це призводить до скорочення часу кристалізації зварювальної ванни та швидкого формування наплавленого валика з утворенням покриття з структурами легованого білого чавуну (ледебурит, цементит, карбіди) (рис.2 в).

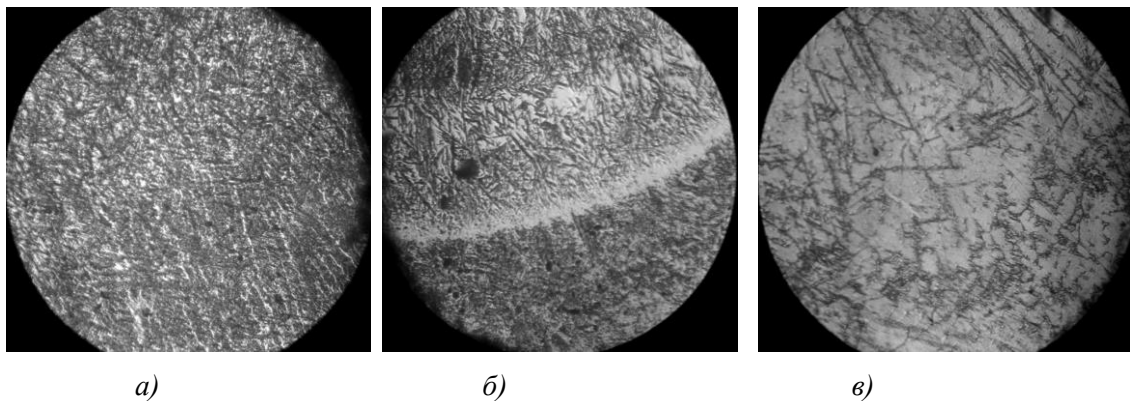


Рис. 2. Мікроструктури наплавлених високовуглецевих покриттів

Таблиця 1. Вихідні параметри тертя

	Параметри	Величина
	Швидкість тертя	0,4 м/с
	Питоме навантаження на один зразок	2 МПа
	Вид тертя	Сухе
	Шлях тертя	1756 м
	Матеріал контртіла	Сталь 45, після гартування та відпуску

Величину зносу визначали за втратою маси зразка шляхом зважування на аналітичних вагах. Як значення твердості і зносу приймалося середнє арифметичне трьох вимірювань.

Кількісно зносостійкість поверхні I визначалась за формулою (1) [5].

$$I = \Delta m / L, \quad (1)$$

де: Δm – ваговий знос, мг;

L – шлях тертя, км.

Отримані наступні значення (HRC, Δm) (табл.2).

Завдання регресійного аналізу:

1. Отримати рівняння регресії $I = f(HRC)$ для кожного зразка і для всієї вибірки ($n = 18$).
2. Перевірити наявність кореляційного зв'язку $I = f(HRC)$ в кожному випадку.
3. Проаналізувати отримані результати.

Таблиця 2. Параметри зносу наплавлених покриттів

Зразок	Швидкість наплавлення, м/год.	Твердість HRC (X)	Знос Δm , г	Зносостійкість, мг/км (Y)
1	11	42	0,0017	0,097
2	11	38	0,0024	0,14
3	11	40	0,0022	0,12
4	14	43	0,0017	0,097
5	14	44	0,0016	0,091
6	14	45	0,0012	0,068
7	17	41	0,0012	0,068
8	17	44	0,0014	0,08
9	17	47	0,0013	0,074
10	20	50	0,0013	0,074
11	20	48	0,0014	0,08
12	20	46	0,0015	0,085
13	23	51	0,0011	0,06
14	23	52	0,0010	0,057
15	23	53	0,0012	0,068
16	26	52	0,0015	0,085
17	26	50	0,0013	0,074
18	26	54	0,0011	0,06

Для розрахунку характеристик вибірки використовувались формули [6].

1. Середнє арифметичне вимірювання

$$\bar{X} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n X_i; \quad \bar{Y} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n Y_i. \quad (2)$$

2. Емпірична дисперсія S^2 (середнє квадратичне відхилення)

$$S_x^2 = \frac{1}{n-1} \left[\sum X_i^2 - \frac{(\sum X_i)^2}{n} \right]; \quad S_y^2 = \frac{1}{n-1} \left[\sum Y_i^2 - \frac{(\sum Y_i)^2}{n} \right]. \quad (3)$$

3. Емпіричне стандартне відхилення

$$S = \sqrt{S_x^2 \cdot S_y^2}; \quad (4)$$

4. Емпірична коваріантність

$$S_{xy} = \frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n (X_i - \bar{X}) \cdot (Y_i - \bar{Y}); \quad (5)$$

5. Коефіцієнт кореляції

$$r_{xy} = \frac{S_{xy}}{\sqrt{S_x^2 \cdot S_y^2}}; \quad (6)$$

6. Коефіцієнти лінійної регресії

$$b = \frac{S_{xy}}{S_x^2}; \quad a = \bar{Y} - b\bar{X}. \quad (7)$$

7. При роботі з малими вибірками ($n < 30$) необхідно визначити наявність кореляційного зв'язку між виміряними величинами X_i , Y_i за співвідношенням

$$r_{xy} \geq r_{xy_{\min}}. \quad (8)$$

Рівняння регресії у загальному вигляді:

$$Y = a + bX. \quad (9)$$

Таблиця 3. Розрахункова таблиця для побудови статистичної моделі

i	X _i	Y _i	(X _i) ²	(Y _i) ²	X _i Y _i
1	42	0,097	1764	0,0094	4,07
2	38	0,14	1444	0,0196	5,32
3	40	0,12	1600	0,0144	4,8
4	43	0,097	1849	0,0094	4,17
5	44	0,091	1936	0,0083	4,00
6	45	0,068	2025	0,0046	3,06
7	41	0,068	1681	0,0046	2,79
8	44	0,08	1936	0,0064	3,52
9	47	0,074	2209	0,0054	3,48
10	50	0,074	2500	0,0055	3,7
11	48	0,08	2304	0,0064	3,84
12	46	0,085	2116	0,0072	3,91
13	51	0,06	2601	0,0036	3,06
14	52	0,057	2704	0,0032	2,96
15	53	0,068	2809	0,0046	3,60
16	52	0,085	2704	0,0072	4,42
17	50	0,074	2500	0,0055	3,7
18	54	0,06	2916	0,0036	3,24

Розрахунок коефіцієнтів у рівняннях регресії виконаємо за формулами 2-7 та зведемо у табл.4.

Таблиця 4. Результат розрахунку

Вибірка	Рівняння регресії	Коефіцієнт кореляції
Зразок 1 (3 точки)	Y=1,84-0,043X	-2,9
Зразок 2 (3 точки)	Y=0,723-0,0145X	-0,906
Зразок 3(3 точки)	Y=0,03+0,001X	-0,7
Зразок 4(3 точки)	Y=0,344-0,0055X	-1,57
Зразок 5(3 точки)	Y= -0,146+0,004X	1,25
Зразок 6(3 точки)	Y=0,437-0,007X	-1,12
Всі зразки(18 точок)	Y= 0,5-0,009X	-2,1

Для всієї вибірки рівняння регресії має вигляд

$$Y=0,5-0,009X. \quad (10)$$

Коефіцієнт кореляції

$$r_{xy} = 2,1.$$

Перевіримо наявність кореляційного зв'язку для вибірки даних по всіх зразках. Визначимо допустиме значення коефіцієнта кореляції.

Для n=18 та α=0,90 маємо коефіцієнт Стюдента t=1,717

$$r_{xy_{\min}} = \sqrt{\frac{t_{\alpha,n}}{t_{\alpha,n} + n - 2}}; \quad (11)$$

$$r_{xy_{\min}} = \sqrt{\frac{1,717}{1,717 + 18 - 2}} = 0,3113.$$

Умова (8) виконується.

Побудова рядів зносостійкості наплавлених зразків. Виконаємо ранжування зразків по зносостійкості з використанням експериментальних даних (таблиця 3). З метою проведення

© В.І. Савуляк, В.Й. Шенфельд, О.Б. Янченко

аналізу запропонованих залежностей, розрахунок зносостійкості виконуємо за рівнянням регресії (9). Результати наведено в табл. 5.

Таблиця 5. Експериментальний I_E і розрахунковий I_R ряди зносостійкості

Швидкість наплавлення, м/год.	I_E , мг/км	I_R , мг/км	Швидкість наплавлення, м/год.	I_E , мг/км	I_R , мг/км
11	0,119	0,12	20	0,08	0,076
14	0,085	0,084	23	0,062	0,061
17	0,074	0,075	26	0,073	0,074

Отримані результати розташовуємо за значеннями зносостійкості наплавлених зразків, визначених експериментально (по I_E). Для цього користуємося програмою Excel (Майстер діаграм-гістограма), порівнюючи зносостійкість, отриману експериментально з розрахунковою.

Припущення про подібність експериментального та розрахункового рядів зносостійкості можна зробити на основі візуальної оцінки діаграми (рис.3), яка побудована за даними табл.5.

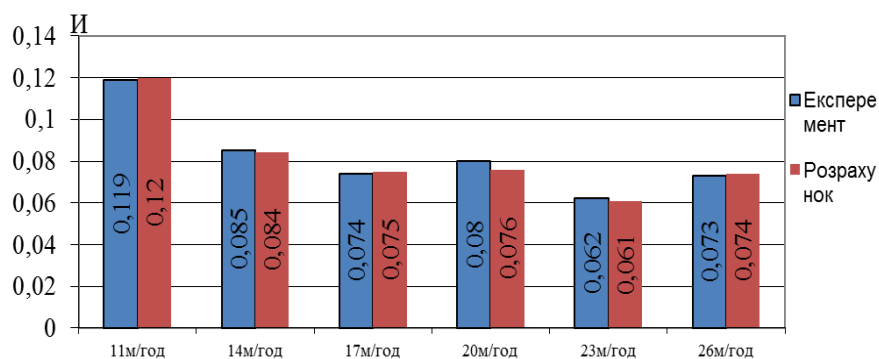


Рис. 3. Ряди зносостійкості наплавлених зразків: 1 - експериментальні значення; 2 - розрахункові значення

За зміною втрати маси визначали вагове зношування покриттів Δm зразків, які отримані на різних швидкостях наплавлення. Як видно з рис.4а вагове зношування високовуглецевих покриттів на шляху тертя 1756 метрів за середнім значенням змінюється в межах 0,0011-0,0021 г. Однак, втрата маси контр тіла змінюється в межах 1,3033-2,294 г. (рис.4б), характер залежності зношування від шляху є близьким до лінійного, що притаманно композиційним матеріалам.

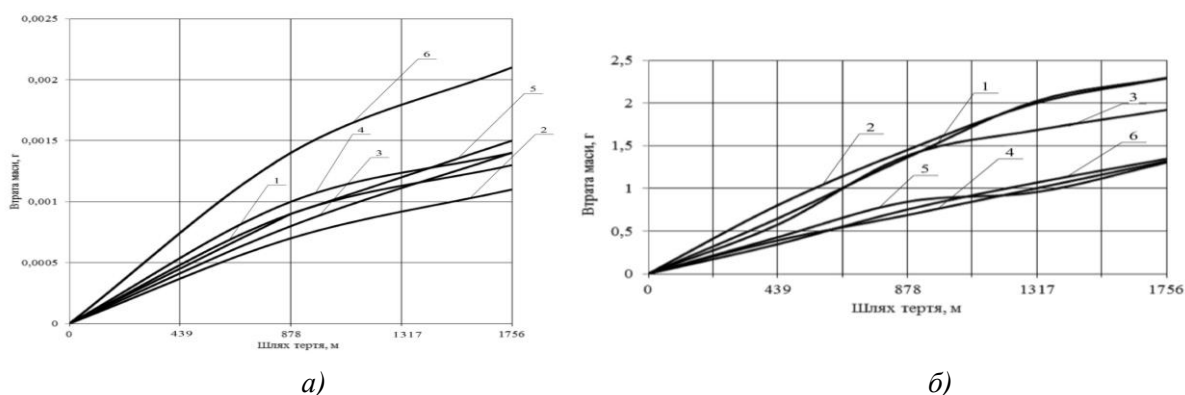


Рис. 4. Кінетика зношування а) високовуглецевих покриттів, наплавлених на швидкостях: 1 – 26м/год.; 2 – 23м/год.; 3 – 20м/год.; 4 – 17м/год.; 5 – 14м/год.; 6 – 11м/год.; б) контртіла

Висновки. В умовах сухого тертя наплавлене композиційне покриття типу чавун у парі з гартованою сталлю 45 приблизно однакової твердості показало на порядок вищу зносостійкість.

Зі зменшенням швидкості наплавлення спостерігається збільшення зносу та зменшення зносостійкості нанесеного високо вуглецевого покриття, які в основному корелюють з його твердістю.

Відхилення від лінійності отриманих залежностей зносостійкості є результатом складних фізико-хімічних процесів на поверхнях тертя з утворенням вторинних структур.

1. *Матвійшин П. В.* Розрахунок зносостійкості і довговічності градієнтних покриттів при абразивному зношуванні / П.В. Матвійшин, В. А. Гончар, П. В. Каплун, В. Г. Каплун // Проблеми трибології. – 2012. – № 1. – С. 116–119.
2. *Миронов Л. И.* Износостойкость наплавленных покрытий / Л. И. Миронов // Вестник машиностроения. – 1973. – № 5. – С. 63–65.
3. *Евграфов В.А.* Влияние твердости поверхностного слоя на абразивный износ рабочих органов почвообрабатывающих машин / В. А. Евграфов, Б. Н. Орлов // Ремонт, восстановление, модернизация. – 2004. – № 3. – с.21–22.
4. *Гарбер М. Е.* Отливки из белых износостойких чугунов / М. Е. Гарбер. Москва: Машиностроение, 2010.
Богданович П. Н. Трение и износ в машинах / П. Н. Богданович, В. Я. Прушак. – Мн.: Выш. шк., 1999. – 374 с.
5. *Сафонова Б. П.* Инженерная трибология: оценка износостойкости и ресурса трибосопряжений / Б.П. Сафонова, А.В. Бегова– Новомосковск, 2004. – 65 с.

Стаття надійшла до редакції 27.04.2013.

УДК 620.17:620.18

М.О. Свірська, О.З. Студент, А.В. Василик, Л.О. Бабій

ОСОБЛИВОСТІ ДЕГРАДАЦІЇ СТАЛІ 12Х1МФ З РІЗНИХ ЗОН ГИНУ ПАРОГОНУ ТЕС

Міру деградації сталі 12Х1МФ з різних зон гину (розтягнутої, стисненої і нейтральної) після $2,5 \times 10^5$ год його експлуатації в системі парогонів ТЕС оцінювали за структурою та механічними характеристиками за розтягу та удару. Виявили, що максимально змінюється структура сталі розтягнутої зони гину. В околі зовнішньої поверхні труби спостерігали практично феритну структуру з великими складно легованими карбідами вздовж меж зерен. Механічні характеристики цієї зони теж виявилися найнижчими.

Ключові слова: деградація, теплотривка сталь, гин парогону, ТЕС.

Рис. 11. Літ. 13.

Л.Н. Свирская, А.З. Студент, А.В. Василик, Л.О. Бабій

ОСОБЕННОСТИ ДЕГРАДАЦИИ СТАЛИ 12Х1МФ С РАЗНЫХ ЗОН ИЗГИБА ПАРОПРОВОДА ТЭС

Уровень деградации стали 12Х1МФ с разных зон изгиба (растянутой, сжатой и нейтральной) после $2,5 \times 10^5$ ч его эксплуатации в системе паропроводов ТЭС оценивали по структуре и механическим характеристикам при растяжении и ударе. Обнаружили, что максимально изменяется структура растянутой зоны изгиба. В окрестности внешней поверхности трубы наблюдали практически ферритную структуру с большими сложнелегированными карбидами вдоль границ зерен. Механические характеристики этой зоны тоже оказались самыми низкими.

Ключевые слова: деградация, теплостойкая сталь, изгиб паропровода, ТЭС.

L. Svirskaya, A. Student, A. Vasylyk, L. Babiy

FEATURES OF DEGRADATION OF THE 12KH1MF STEEL FROM DIFFERENT ZONES OF BEND FROM STEAM PIPELINE OF THERMAL POWER PLANT

The level of degradation of 12Kh1MF steel with different zone of pipe bend (stretched, compressed and neutral) after $2,5 \times 10^5$ h of its operation in the steam pipeline on the thermal power plant was evaluated on the structure and mechanical properties at tensile and impact tests. The most change of structure of the stretched zone of bend was founded. In the vicinity of external surface of the pipe was observed almost ferritic structure with large complex-carbides along the grain boundaries. It was revealed the mechanical characteristics of this area were very low too.

Keywords: degradation, heat resistant steel, bend of steam pipeline, thermal power plant.

Останнім часом вплив корозійних та корозійно-механічних чинників на тривалу міцність матеріалів парогонів ТЕС істотно зріс у зв'язку з переходом ТЕС на маневрений режим роботи з частими зупинками енергоблоків, через досягнення або перевищення більшістю енергоблоків розрахункового ресурсу, погіршення якості палива [1]. Зокрема показано, що в міру зростання кількості зупинок технологічного процесу інтенсифікується деградація металу парогонів ТЕС [2]. Вплив цих чинників інтенсифікується у таких елементах конструкцій як гини труб [3–7]. Адже неоднорідність властивостей металу з різних зон гинів існує ще на етапі їх виготовлення. Її пов'язують з нерівномірністю деформування металу з різних зон гину по периметру труби [8, 9].

Тому оцінювання ресурсу та продовження термінів експлуатації вузлів та деталей енергетичного устаткування, до яких відносять і гини труб, є важливими для вітчизняної теплоенергетики завданнями [1, 10]. Їх вирішення передбачає розуміння природи процесів, які приводять до деградації властивостей та руйнування матеріалів.

Мета роботи – з'ясувати причини виникнення наскрізних пошкоджень на гині після $\sim 2,5 \times 10^5$ год експлуатації і 1560 пусків-зупинок технологічного процесу ТЕС.

Об'єктом дослідження був вертикальний гин (кут загибу – 120°) труби $\varnothing 133 \times 17$ мм до парозбірної камери котла ТП-100, виготовлений із сталі 12Х1МФ після $\sim 2,5 \times 10^5$ год експлуатації і 1560 пусків-зупинок технологічного процесу ТЕС. Тиск пари у трубі під час експлуатації становив 14 МПа, температура впродовж перших 2×10^4 год експлуатації 565°C , а надалі – 545°C .

Методи досліджень: Міру деградації металу гину оцінювали за характеристиками міцності та пластичності, ударною в'язкістю, металографічним аналізом структури та мікроаналізом морфології тріщин. Оскільки гину властива неоднорідність деформованого стану металу на етапі його виготовлення, то рівень деградації оцінювали на тангенціально орієнтованих зразках, вирізаних з різних зон гину.

Механічні характеристики металу за одновісного розтягу визначали на розривній машині УМЕ-10Т з використанням гладких циліндричних зразків діаметром 5 мм з п'ятикратною довжиною робочої частини згідно ГОСТ 1497–84 [11]. Щоб усунути сліди шліфування на робочій частині зразків, які під час випроб могли спричинити концентрацію напружень, перед випробами

© М.О. Свірська, О.З. Студент, А.В. Василик, Л.О. Бабій

їх поверхню полірували із застосуванням паст різної зернистості. Зразки випробовували на повітрі за швидкості деформації робочої частини $3,3 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$.

Ударну в'язкість металу з різних зон гину визначали згідно ГОСТ 9454–78 [12] на зразках Шарпі ($10 \times 10 \times 55 \text{ мм}$) з V-подібним надрізом глибиною 2 мм. Концентратори на зразках нарізали зі сторони внутрішньої поверхні труби. Зразки випробовували на маятниковому копрі ИО-5003.

Макроаналіз морфології тріщин і металографічний аналіз структури дослідили на цифровому мікроскопі USB 2.0 та сканівному електронному мікроскопі Carl Zeiss EVO 4XVP.

Результати обстеження. Під час візуального обстеження зовнішньої поверхні труби у зоні розтягу гину виявили три наскрізні макротріщини осьової орієнтації завдовжки 50...60 мм кожна (рис. 1, а). Їх сумарна довжина становила 150 мм.

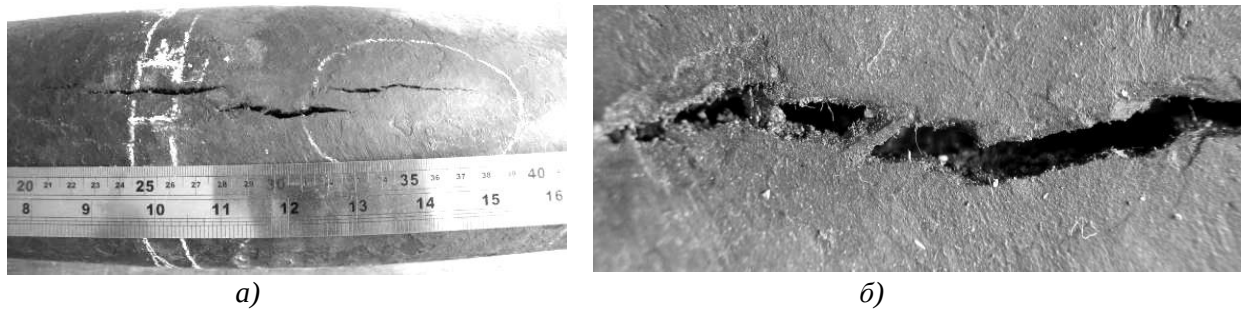


Рис. 1. Макровигляд (а) та макроморфологія (б) наскрізних тріщин осьової орієнтації у зоні розтягу гину.

За морфологією тріщини криволінійні (рис.1, б). Це свідчить про злиття між собою коротших тріщин, які зароджувались у розтягненій зоні гину труби від зовнішньої поверхні внаслідок повзучості. Адже через тонший поперечний переріз труби у цій зоні та вплив передісторії, пов'язаної з виготовленням гину, тут створюються найсприятливіші умови для високотемпературної повзучості металу під час тривалої експлуатації. Більше того, після експлуатації зафіксували істотне стоншення перерізу труби у зоні розтягу (рис. 2). Так, якщо товщина стінки труби у вихідному стані становила 17 мм, то у радіальному перерізі гину вона становить 14 мм, 16 мм та 18 мм у розтягненій, нейтральній і стисненій зонах відповідно.

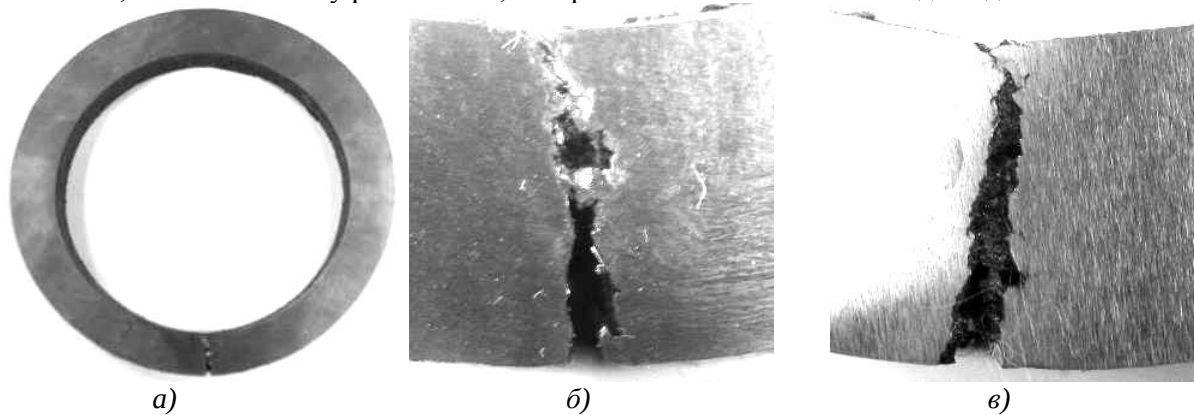


Рис. 2. Діаметральний поперечний переріз гину труби з наскрізною тріщиною (а) та її профіль з обох боків кільця (б, в)

Профіль тріщини у діаметальному перерізі гину труби теж криволінійний (рис. 2 б, в). Це є ознакою росту тріщини повзучості шляхом поетапного руйнування перетинків між вершиною макротріщини і мікротріщинами попереду неї. Тріщина сильніше розкрита біля зовнішньої поверхні труби, ніж біля внутрішньої. Це вказує на те, що її ріст відбувався від зовнішньої поверхні до внутрішньої. Крім того, завершальний етап руйнування за повзучості звикло відбуватися за механізмом зсуву. Тому наявність косоного зламу в біля внутрішньої поверхні труби, яка свідчить про домінування зсувних процесів, є ознакою завершального етапу руйнування.

Також дослідили фактуру і товщину окисидної плівки на зовнішній поверхні труби гину. У зоні розтягу гину спостерігали сліди багаторазового відшарування плівки з утворенням острівців оголеного металу, що можливо лише за значної деформації металу внаслідок повзучості (рис. 3, а). Площа острівців відшарування оксидів поступово зменшується у напрямі до нейтральної зони

гину (рис. 3, б). У зоні стиску вони практично відсутні (рис. 3, в). Отже, товщина стінки труби в зоні розтягу гину зменшується не лише внаслідок повзучості, але ще і внаслідок активації процесу окиснення активно деформованого металу. Крім того сходинок на переходах між виступами острівців плівки з невідлущених окисів до тоншої плівки окисів створюють додаткову концентрацію напружень і теж можуть сприяти локалізації деформації і руйнуванню.

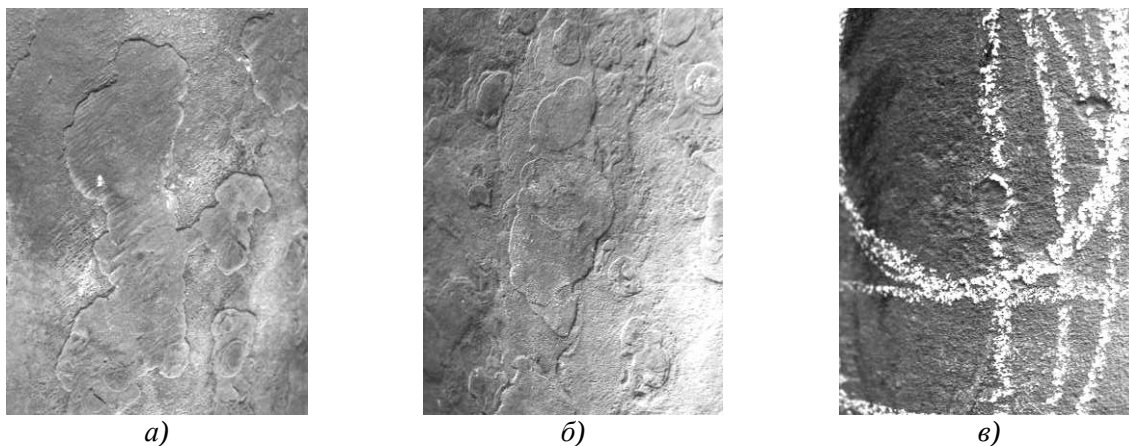


Рис. 3. Фактура оксидної плівки на зовнішній поверхні розтягнутої (а), перехідної до нейтральної (б) та стисненої (в) зони гину труби.

Мікроструктуру сталі аналізували у діаметральному перерізі розтягнутої зони гину, де через мінімальну товщину стінки максимально концентруються напруження, що робить її найслабшою ланкою гину. Під час аналізу до уваги брали розподіл карбідів, їх розміри, склад, наявність мікропорожнин, мікротріщин та їх орієнтацію по товщині стінки труби в околі реального зламу та на віддалі до 15 мм від нього у напрямі до нейтральної зони гину.

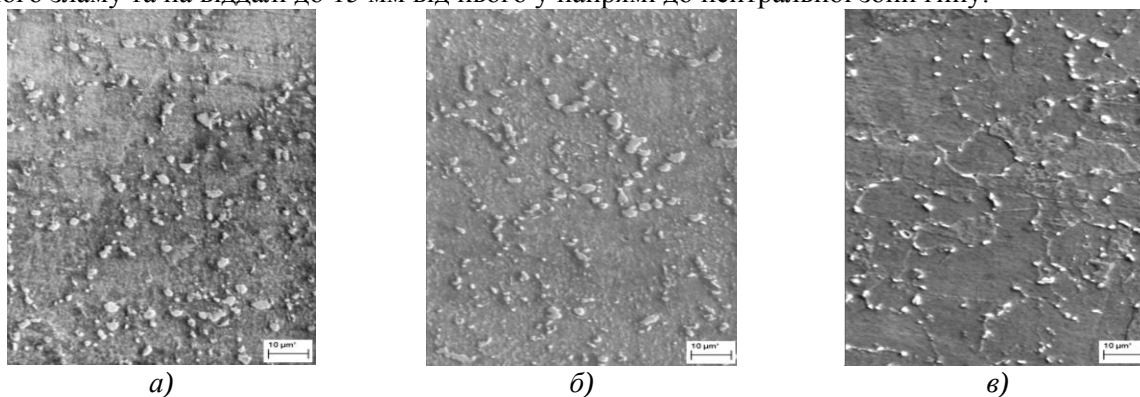


Рис. 4. Карбіди в сталі 12X1МФ в діаметральному перерізі розтягнутої зони безпосередньо під зовнішньою (а) та внутрішньою (б) поверхнею труби та у центральній частині перерізу труби (в) на віддалі 0,5 мм від реального зламу

Досліджуючи структуру гину безпосередньо у зоні розтягу зафіксували практично одноманітну і типову феритну структуру з ланцюжками карбідів вздовж меж зерен. В околі зовнішньої і внутрішньої поверхонь труби на глибині до 200 мкм спостерігали великі (подекуди до 5 мкм) карбіди, а межі зерен травленням виявлялися гірше (рис. 4 а, б), порівняно з центральною частиною перерізу труби (рис. 4 в).

Під час тривалої експлуатації гину навколо великих (2...5 мкм) карбідів внаслідок повзучості утворюються мікропорожнини (рис. 5).

Мікрорентгенівським аналізом встановлено, що ці карбіди складно леговані хромом, молібденом і ванадієм (рис. 6). Отже вміст цих елементів у феритних зернах зменшується. При цьому опір повзучості металу з такою структурою теж зменшується. Як результат, полегшується повне відшарування карбідів від матриці з утворенням спочатку дрібних мікропорожнин на міжфазних межах карбід-матриця.

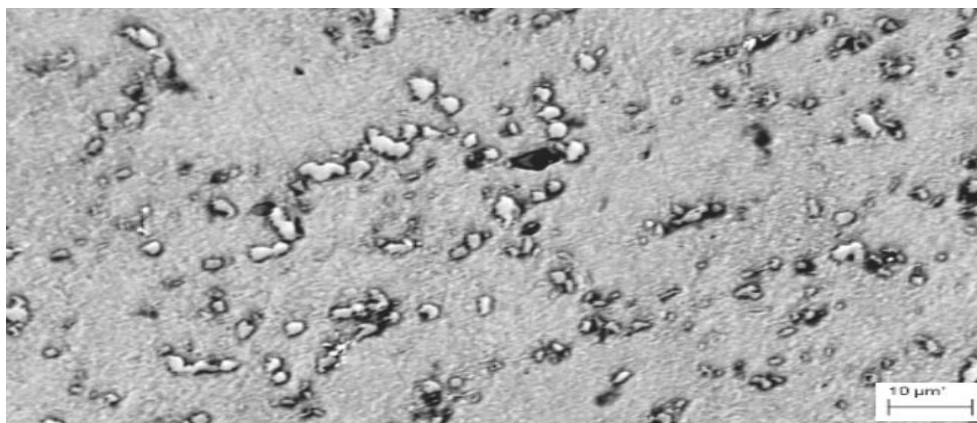


Рис. 5. Мікропорожнини у вигляді чорних точок на межах розділу карбідів з феритною матрицею сталі 12Х1МФ в діаметральному перерізі розтягнутої зони гину безпосередньо під внутрішньою поверхнею труби на віддалі 0,5 мм від реального зламу

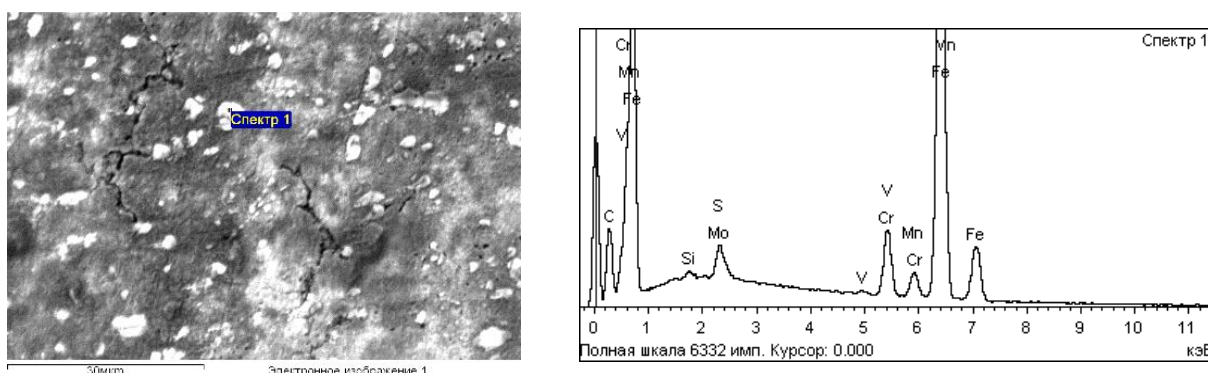


Рис. 6. Мікрорентгенівський аналіз карбіда в сталі 12Х1МФ у діаметральному перерізі розтягнутої зони гину безпосередньо під зовнішньою поверхнею труби на віддалі 0,5 мм від реального зламу

На пізнішому етапі повзучості карбіди повністю відриваються від матриці, утворюючи ланцюжки доволі великих (до 3 мкм) порожнин вздовж меж зерен (рис. 7а). Під час виготовлення і травлення шліфів карбіди, які втратили зв'язок з матрицею, легко усуваються і на їх місці залишаються сліди у вигляді пор. Під дією напружень, створюваних внутрішнім тиском пари у трубі та термічних напружень розтягу, що виникають під час зупинок технологічного процесу, та за впливу абсорбованої сталлю водню перетинки між цими порожнинами руйнуються, формуючи міжзеренні мікротріщини (рис. 7).

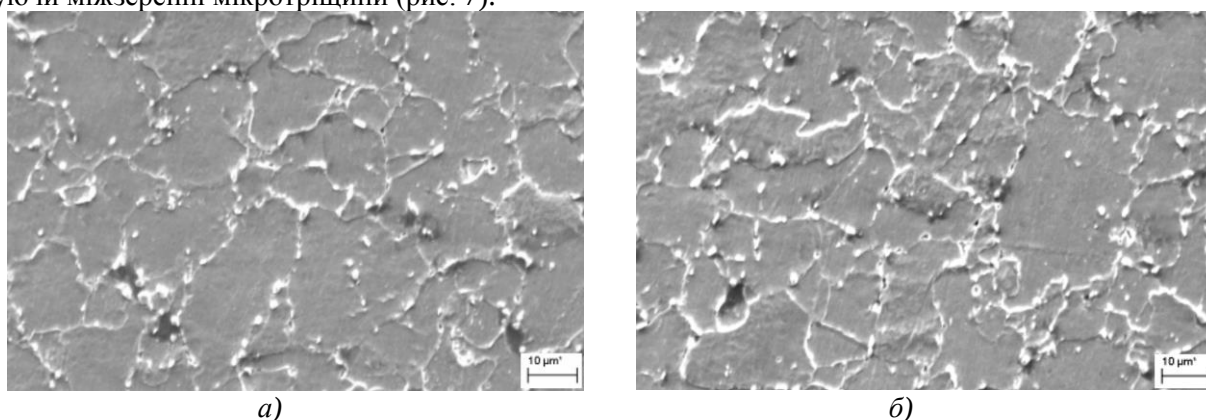


Рис. 7. Мікропорожнини на місці карбідів в сталі 12Х1МФ в діаметральному перерізі розтягнутої зони гину безпосередньо під внутрішньою поверхнею труби (а) та на віддалі 0,5 мм від реального зламу (б)

Дефекти у вигляді міжзеренних тріщин виникають і поширюються від зовнішньої поверхні труби. Оскільки на всіх етапах експлуатації парогонів на зовнішній поверхні труб, особливо в зоні розтягу гинів, завжди найвищі напруження розтягу, то, зрозуміло, що міжзеренні макротріщини повзучості виникають саме в цих зонах, шляхом злиття між собою мікротріщин (рис. 8).

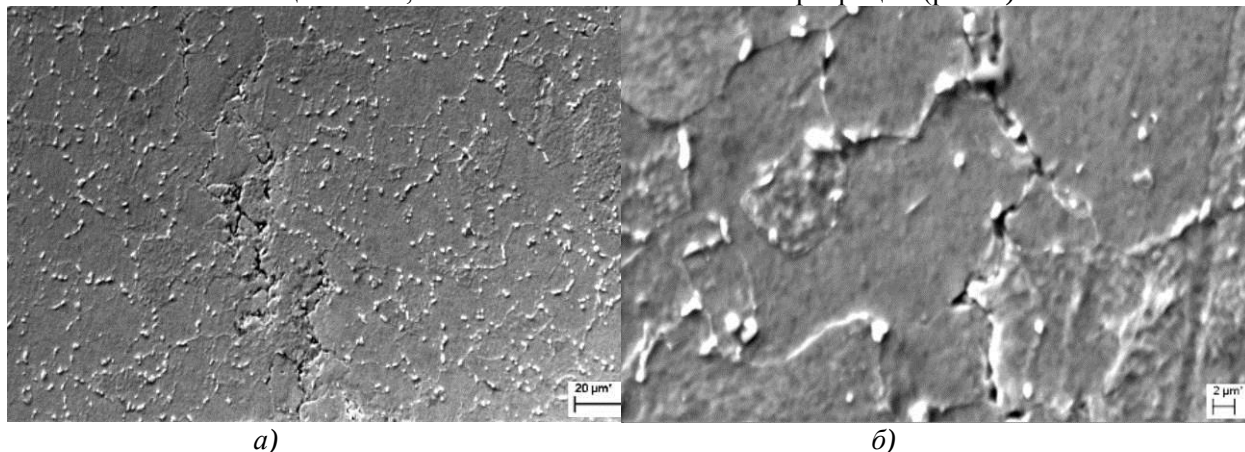


Рис. 8. Міжзеренні мікротріщини в діаметральному перерізі розтягнутої зони гину на глибині 1 мм від зовнішньої поверхні труби (а) та в серцевині її перерізу на віддалі 0,5 мм від реального зламу (б), які утворилися шляхом злиття мікропор навколо карбідів.

Дещо іншу картина формування дефектів спостерігали в околі внутрішньої поверхні труби (рис. 9). Попри утворення порожнин навколо карбідів, міжзеренних тріщин повзучості тут не спостерігали навіть в околі реального зламу. Виявлені дефекти трактували скоріше як утворені під впливом робочого середовища, тобто корозійно-ерозійного походження. Зрозуміло, що в міру поглиблення тріщин повзучості від зовнішньої поверхні ці дефекти будуть теж відігравали активну роль в локалізації деформації і пришвидшуватимуть етап наскрізного ураження труби.

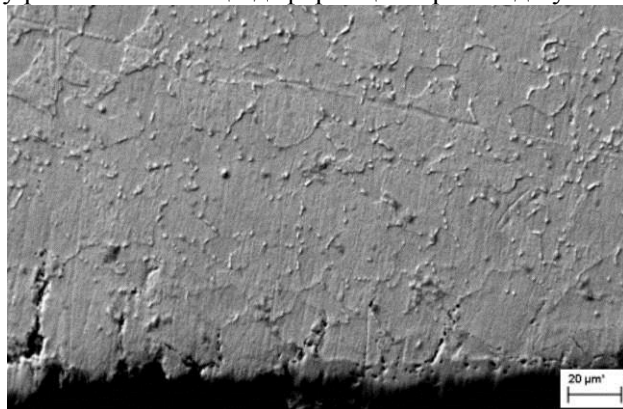


Рис. 9. Структура сталі 12Х1МФ у діаметральному перерізі розтягнутої зони гину безпосередньо під внутрішньою поверхнею труби на віддалі 0,5 мм від реального зламу

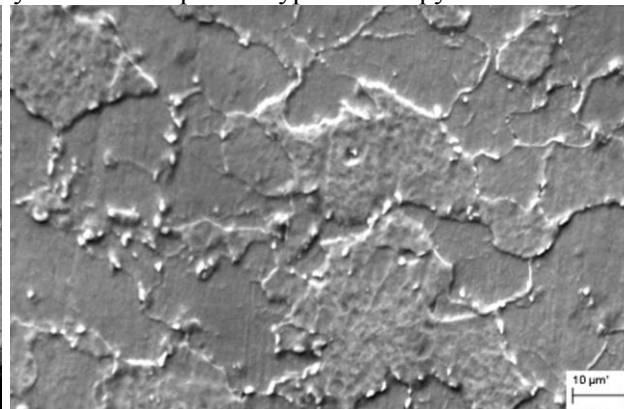


Рис. 10. Мікроструктура на віддалі 2 мм від зламу на глибині 1 мм від внутрішньої поверхні труби

Слід зауважити, з переходом від зовнішньої поверхні труби вглиб її перерізу зростає кількість зерен фериту, рельєф травлення на поверхні яких дозволяє віднести їх до зерен, які на початку експлуатації мали бейнітну структуру (рис. 10). Внаслідок експлуатації відбувся перерозподіл вуглецю і елементів легування з виділенням вздовж меж зерен карбідів. Причому вміст молібдену в цих зернах зменшився до 0,2...0,3 мас. %, а хрому – до 0,5...0,7 мас. %.

Практично такі самі структурні зміни в сталі спостерігали і на віддалі 15 мм від реального зламу (рис. 11). Слід зазначити, що кількість зерен з характерним рельєфом, які віднесли до бувших зерен бейніту зростає і в міру просування від реального зламу труби в напрямі до нейтральної зони, і в напрямі поперек стінки труби в напрямі від зовнішньої до внутрішньої поверхні труби.

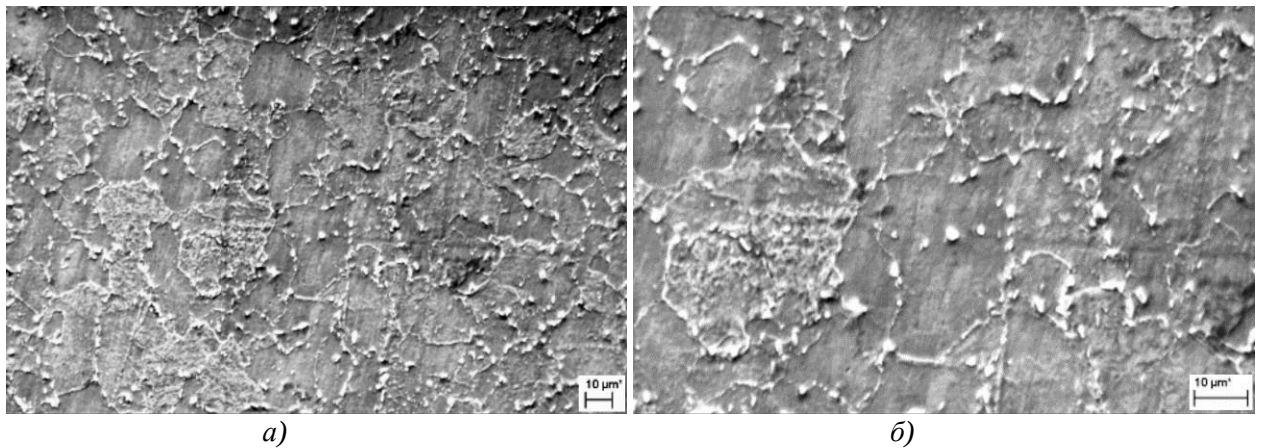


Рис. 11. Мікроструктура на віддалі 15 мм від зламу на глибині 1 мм від зовнішньої поверхні труби

Механічні характеристики за розтягу. Дослідження сталі 12Х1МФ з різних зон експлуатованого гину виявили, що за практично незмінності межі міцності σ_B (500 МПа і 492 МПа для зразків з зони розтягу і стиску відповідно) межа плинності $\sigma_{0,2}$ зони розтягу зросла до 350 МПа, порівняно з 297 МПа у зоні стиску. Отже, якщо оцінювати за співвідношенням $\sigma_{0,2}/\sigma_B$, то запас пластичності сталі становив 0,6 для зони стиску і 0,7 для зони розтягу. Відзначили, що для металу безпосередньо зі зони розтягу ця невідповідність співвідношень буде ще вищою. Адже зразки із зони розтягу можна лише умовно вважати за такі, оскільки руйнувалися вони на віддалі не менше 50 мм від реальної зони розтягу в напрямі до нейтральної зони, а не в самій зоні розтягу, в якій виявили експлуатаційні тріщини повзучості в трубі.

Відзначили також, по-перше, значне зниження відносного звуження ψ металу зони розтягу гину (до 27% порівняно з 68% у зоні стиску). А, по-друге, невідповідність зміни характеристик пластичності в зоні розтягу. Адже, за впливу будь-яких інших чинників (термічне оброблення, зміцнення, легування) тенденція їх зміни однакова (обидві характеристики або зростають, або знижуються). У випадку металу зони розтягу ψ знижується, а відносне видовження δ зростає до 27% (порівняно з отриманим для металу в зоні стиску 24,3%). Подібну тенденцію раніше зв'язали з розкриттям внутрішніх дефектів в деградованих теплостійких сталях та їх зварних з'єднаннях, які виникли на етапі тривалого впливу експлуатаційних температурно-силових і корозійних чинників [13]. Якщо це справедливо стосовно деградації сталі аналізованого гину, то можна стверджувати, що за кількістю таких дефектів зона розтягу є вищою, ніж зона стиску.

Механічні характеристики за удару. Найнижчі значення ($KCV = 0,2$ МДж/м²) отримали для металу в околі зони розтягу. У зоні стиску $KCV = 0,5$ МДж/м², а в нейтральній – 0,6 МДж/м². Отже, і за ударною в'язкістю, яка характеризує опір крихкому руйнуванню, метал зони розтягу не задовольняє вимоги до теплостійких сталей.

Висновки: Структурна деградація сталі внаслідок тривалого сумісного впливу напружень, температури та наводнювального середовища у вигляді пари проявилася перетворенням ферит-перлітної структури сталі 12Х1МФ на початку експлуатації у феритну з великими карбідами вздовж меж зерен. Такому перетворенню сприяли концентрація напружень у зоні розтягу гину, висока температура експлуатації та наводнювання сталі – чинники інтенсифікації дифузійного перерозподілу вуглецю і елементів легування з виділенням та коагуляцією карбідів вздовж меж зерен фериту. Великі розміри карбідів дали змогу припустити короточасні порушення температурно-силового режиму експлуатації, які суттєво інтенсифікували деградацію сталі на етапі трансформації її структури.

Подальша експлуатація сталі спричинила поетапне виникнення мікропор на межах розділу карбідів з феритною матрицею, їх злиття з остаточним відшаруванням карбідів від матриці, злиття утворених навколо карбідів порожнин з формуванням міжзеренних тріщин та їх злиттям аж до наскрізного пошкодження труби. Усі перелічені вище чинники впливу на деградацію структури сталі відіграли також визначальну роль на етапі виникнення мікропошкоджень, оскільки інтенсифікували не лише дифузійний перерозподіл елементів, але і високотемпературну повзучість, а значить утворення пор навколо карбідів і наступне міжзеренне руйнування.

Внаслідок деградації сталь втратила свій запас пластичності (зокрема, за співвідношенням границь плинності і міцності) та опір крихкому руйнуванню (за величиною ударної в'язкості

метал зони розтягу гину втричі гірший за метал з нейтральної зони: 0,2 МДж/м² і 0,6 МДж/м² відповідно).

У випадку великої кількості зупинок технологічного процесу з охолодженням системи (коли водень, абсорбований металом під час експлуатації, може спричиняти на мікро структурному рівні внутрішнє сповільнене руйнування під напруженням, особливо за охолодження до кімнатної температури), подальшу експлуатацію металу з такою структурою (навіть якщо немає ознак міжзеренного розтріскування на поверхні труби) трактували як небезпечну.

1. Мелехов Р.К. Конструкційні матеріали енергетичного обладнання / Р.К. Мелехов, В.І. Похмурський. – К.: Наукова думка, 2003. – 382 с.
2. Оцінювання впливу зупинок технологічного процесу на зміну технічного стану металу головних парогонів ТЕС / [Никифорчин Г.М., Студент О.З., Кречковська Г.В., Марков А.Д.] // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2010. – Т. 46, №2. – С. 42–54. (Evaluation of the influence of shutdowns of a technological process on changes in the in-service state of the metal of main steam pipelines of thermal power plants / [Nykyforchyn H. M., Student O. Z., Krechkov's'ka H. V., Markov A. D.] // Materials Science. – 2010. – V 46, №2. – P. 177-189.)
3. Соломаха М.А., О надежности гибов паропроводов из стали 12Х1МФ / М. А. Соломаха, С. И. Макобоцкий // Электрические станции. – 1988. – № 4. – С. 15–19.
4. Беляев С.А. Надежность теплоэнергетического оборудования ТЭС / С. А. Беляев, В. В. Литвак, С. С. Солод. – Томск: Изд-во НТЛ, 2008. – 218 с.
5. Студент О.З. Вплив тривалої експлуатації сталі 12Х1МФ з різних зон гину парогону ТЕС на її механічні характеристики / О. З. Студент, Л. М. Свірська, І. Р. Дзіоба // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2012. – Т. 48, №2. – С. 111-118. (Influence of the long-term operation of 12Kh1M1F steel from different zones of a bend of steam pipeline of a thermal power plant on its mechanical characteristics / Student O. Z., Svirs'ka L. M., Dzioba I. R. // Materials Science. – 2012. – V. 48, №2. – P. 239-246.)
6. Остап О.П. Циклічна тріщиностійкість сталей тривало експлуатованих згинів парогонів / О.П. Остап, О. В. Вольдемаров, П. В. Гладіш // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2012. – Т. 48, №4. – С. 14–24.
7. Структурна мікропошкоджуваність сталей парогонів ТЕС / О.П. Остап, А.І. Кондир, О.В. Вольдемаров, П. В. Гладіш, М. В. Куречко // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2009. – Т. 45, №3. – С. 13–22. (Structural microdamageability of steels of the steam pipelines of thermal power plants / O. P. Ostash, A. I. Kondyr, O. V. Vol'demarov, P. V. Hladysh, M. V. Kurechko // Materials Science. – 2009. – V. 45, №3. – P. 340–349.)
8. Бугай Н.В. Работоспособность и долговечность металла энергетического оборудования / Н.В. Бугай, Т.Г. Березина, И.И. Трунин. – М.: Энергоатомиздат, 1994. – 272 с.
9. Ріпей І.В. Значення вимірювання твердості у діагностуванні високотемпературних згинів труб / І.В. Ріпей, Р. М. Хімка // Енергетика та електрифікація. – 2009. – № 8. – С. 26-28.
10. Механіка руйнування та міцність матеріалів: Довідн. посібник у 9 т. / [під заг. ред. В. В. Панасюка, О.І. Балицького]. Т. 8: Міцність матеріалів і довговічність елементів конструкцій атомних електростанцій – К.: Академперіодика, 2005. – 544 с.
11. Металлы. Методы испытаний на растяжение: ГОСТ 1497-84. – Офіц. вид. – Москва: Стандартинформ, 2006. – 22 с.
12. Металлы. Метод испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенных температурах: ГОСТ 9454-78. – Офіц. вид. – Москва: Издательство стандартов, 2008. – 12 с.
13. Никифорчин Г.М. Аномальный прояв високотемпературної деградації металу зварного з'єднання ошаднолегованої сталі / Г. М. Никифорчин, О. З. Студент, А. Д. Марков // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2007. – Т. 43, №1. – С. 73-79. (Abnormal manifestation of the high-temperature degradation of the weld metal of a low-alloy steel welded joint / H. M. Nykyforchyn, O. Z. Student, A. D. Markov // Materials Science – 2007. – V. 43, №1. – P. 77–84.)

Стаття надійшла до редакції 26.04.2013.

УДК 661.666:620.198

В.А. Скачков, Т.В. Критская, О.Р. Бережная

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПЕРЕНОСА ПРИМЕСНЫХ АТОМОВ В НЕОДНОРОДНОМ ПОЛЕ МИКРОНАПРЯЖЕНИЙ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ

Рассмотрен диффузионный перенос легирующих атомов в поле градиента механических напряжений. Случайное поле градиента механических напряжений определяется из решения статистической краевой задачи микромеханики неоднородных сред с учетом изменения механических характеристик отдельных кристаллов, обусловленного диффузионным перемещением атомов.

Ключевые слова: примесные атомы, кристаллиты, кристаллографические, лабораторные оси координат, микроструктурные напряжения, деформации, диффузия, градиент микронапряжений.

Форм. 20. Лит.10.

В.О. Скачков, Т.В. Критська, О.Р. Бережна

МОДЕЛЮВАННЯ ПЕРЕНЕСЕННЯ ДОМІШКОВИХ АТОМІВ У НЕОДНОРІДНОМУ ПОЛІ МІКРОНАПРУГ ПОЛІКРИСТАЛІВ

Розглянуто дифузійне перенесення легуючих атомів в полі градієнта механічної напружки. Випадкове поле градієнта механічної напружки визначається з рішення статистичної крайової задачі мікроемеханіки неоднорідних середовищ з урахуванням зміни механічних характеристик окремих кристалів, обумовленої дифузійним переміщенням атомів.

Ключові слова: домішкові атоми, кристаліти, кристаллографічні, лабораторні осі координат, микроструктурна напружка, деформації, дифузія, градієнт мікронапруг.

V. Skachkov, T. Kritskaya, O. Berezhnaya

A DESIGN OF TRANSFER OF ADMIXTURE ATOMS IS IN THE HETEROGENEOUS FIELD OF MICROTENSIONS OF POLICRYSTALS

The diffusive transfer of dopant atoms is considered in the field of mechanical tensions gradient. The casual field of mechanical tensions gradient is determined by the solving of statistical regional task of micromechanics of variegated environments taking into account the change of mechanical descriptions of separate crystals, caused by the diffusive moving of atoms.

Keywords: impurity atoms, crystallites, crystallography, laboratory axes of coordinates, microstructure tensions, deformations, diffusion, gradient of microtensions.

Актуальность темы. Явления переноса в поле микронапряжений в настоящее время детально изучаются при конструировании микроэлектронных и электроннооптических систем. Так, деформационные поля, обусловленные наличием квантовых точек в гетероструктурах, позволяют активно управлять рядом оптических свойств полупроводниковой системы: спектральной полосой фотоотклика, поглощением света, временем жизни фотовозбужденных носителей зарядов [1]. Взаимообмен между атомами кремния и индия в нанокластерах Si-In₆ в системе Si(100)4x3-In изменяет электронные и механические свойства нанокластеров, приводя к появлению нескольких устойчивых соединений. Это дает основание использовать образованные в результате управляемого взаимодействия атомов кластеры в качестве элементов памяти [2].

Микроминиатюризация электронных устройств - переход от технологических норм 90 нм, освоенных сегодня прогрессивными микроэлектронными фирмами, к 20...30 нм, прогнозируемым к 2012г., — сопровождается уменьшением длины каналов МДП-транзисторов. Это приводит к деградации ряда характеристик транзистора: возрастанию подпороговых токов утечки, росту туннелирования электронов через затворный оксид, уменьшению подвижности носителей в канале и другие [3]. Наиболее перспективным технологическим приемом улучшения параметров транзистора в настоящее время признано введение в область канала транзистора локальных механических микронапряжений с целью увеличения в канале подвижности носителей заряда [4,5].

Анализ современного состояния проблемы. Для увеличения подвижности «дырок» необходимо введение напряжения сжатия, а подвижности электронов — напряжения растяжения. Введенные в кремний напряжения приводят к деформации его кристаллической решетки, изменению энергетической структуры кристалла, перераспределению носителей заряда. При соответствующем выборе кристаллографической ориентации эффективная масса электронов и «дырок» при этом уменьшается. Это способствует большей подвижности и, следовательно, большему быстродействию транзистора [3]. В настоящее время усилия разработчиков сосредоточились не на улучшении характеристик транзисторов уменьшенных размеров, а на поиске новых материалов подложки (напряженный кремний, сплав «кремний-германий»), затвора (многослойный металл, легирование), диэлектриков (большая и малая диэлектрическая проницаемость) и т.д.

Характер межпримесных взаимодействий в кристалле во многом определяется химическими связями на поверхности соприкасающихся фаз матрицы и примесного скопления и зависит от структуры и величины внешних сил, воздействующих на примесные скопления. Вследствие различия размеров атомов разного сорта в объеме матрицы возникают упругие поля, которые приводят к взаимодействию между атомами матрицы и дефектами. Это взаимодействие будет дальнедействующим, со сложным характером кристаллографической анизотропии и будет инициировать диффузию примесных атомов.

Постановка задачи. Рассматривается поликристаллическое тело, состоящее из кристаллов, содержащих примесные атомы сорта k . Соответственно каждый кристалл сорта k будет обладать модулями упругости C_{ijmn}^k и прочностными характеристиками S_{ij}^k , которые определяются в системе координат, связанных с кристаллом (кристаллографические оси координат).

Каждый кристалл случайным образом располагается относительно системы координат, связанной со всем телом (лабораторной системы координат) [1].

Повороты кристаллографических координат кристалла типа k относительно лабораторной системы координат задаются направляющими косинусами ℓ_{ij}^k , имеющими случайный характер.

Основная часть. Случайные модули упругости кристаллита типа k в лабораторной системе координат задаются:

$$\theta_{ijmn}^k = C_{\alpha\beta\gamma\delta}^k \cdot \ell_{\alpha i}^k \cdot \ell_{\beta j}^k \cdot \ell_{\gamma m}^k \cdot \ell_{\delta n}^k \quad (1)$$

В соотношении (1) и далее по повторяющимся греческим индексам производится суммирование от 1 до 3

Для поликристалла, содержащего N кристаллитов разного типа, модули упругости запишутся:

$$\theta_{ijmn} = \sum_{k=1}^N \theta_{ijmn}^k \cdot \lambda^k, \quad (2)$$

где λ^k – случайная индикаторная функция [6].

В случае возникновения условий, обеспечивающих диффузию атомов сорта k , модули упругости можно записать в виде:

$$\theta_{ijmn} = \sum_{k=1}^N \theta_{ij\alpha\beta}^k \cdot [E_{\alpha\beta mn} - \int_0^t f_{\alpha\beta mn}(D^k \cdot \xi_{pq,q}) dt] \cdot \lambda^k, \quad (3)$$

где E_{ijmn} – единичный тензор четвертого ранга;

$f_{ijmn}(D^k, \xi_{pq,q})$ – случайная тензорная функция, которая зависит от коэффициентов диффузии D^k атомов сорта k в поле градиента микроструктурных напряжений $\xi_{pq,q}$;

t – длительность процесса;

$$\xi_{pq,q} = \frac{\partial \xi_{pq}}{\partial q}.$$

Для определения микроструктурных напряжений ставится статистическая задача микромеханики структурно-неоднородных тел с переменной структурой:

$$\xi_{i\alpha,\alpha} = 0; \quad (4)$$

$$\xi_{ij} = \sum_{k=1}^N \theta_{ij\alpha\beta}^k \cdot (E_{\alpha\beta\gamma\delta} - \psi_{\alpha\beta\gamma\delta}^k) \cdot \lambda^k \cdot \varepsilon_{\gamma\delta}; \quad (5)$$

$$\varepsilon_{ij} = 0,5(\chi_{i,j} + \chi_{j,i}); \quad (6)$$

$$\chi_i|_z = U_i^z, \quad (7)$$

где ε_{ij} – случайные микродеформации;
 χ_i – случайные микроструктурные перемещения;
 U_i^z – перемещения на границе объемов первого порядка (макроперемещения);

$$\psi_{ijmn}^k = \int_0^t f_{ijmn}(D^k, \xi_{pq,q}) dt.$$

Исключая из системы уравнений (4) последовательно ε_{ij} и ξ_{ij} , а так же вводя вариации

$$\begin{aligned} \overset{o}{\theta}_{ijmn}^k &= \theta_{ijmn} - \langle \theta_{ijmn} \rangle, \\ \overset{o}{\chi}_i &= \chi_i - \langle \chi_i \rangle, \end{aligned}$$

получают

$$C_{i\alpha\beta} \cdot \overset{o}{\chi}_{\beta,\alpha j} = -\Pi_{i\alpha,\alpha}, \quad (8)$$

где

$$C_{ijmn} = \sum_{\alpha=1}^N [\langle \theta_{ijmn}^k \rangle (E_{\alpha\beta mn} - \langle \psi_{\alpha\beta mn}^k \rangle) \langle \chi^k \rangle];$$

$$\Pi_{ij} = C_{ij\beta\gamma} \cdot U_{\beta,\gamma} + \overset{o}{\theta}_{ij\beta\gamma} \cdot (U_{\beta,\gamma} + \overset{o}{\chi}_{\beta,\gamma});$$

$$U_i = \langle \chi_i \rangle.$$

Решение задачи (8) при ограничениях [6] запишется в виде:

$$\overset{o}{\chi}_i(\vec{r}) = \int_V G_{i\beta}(\vec{r}, \vec{r}') \cdot \Pi_{\beta\alpha,\alpha'}(\vec{r}') dV', \quad (9)$$

где $G_{ij}(\vec{r}, \vec{r}')$ – тензор Грина, который определяют соотношениями [7].

Используя геометрические соотношения (6) из системы уравнений (8) и решение (9), получают решение для пульсаций микродеформаций:

$$\overset{o}{\varepsilon}_{ij} = \Phi_{ij\alpha\beta} \cdot e_{\alpha\beta}, \quad (10)$$

где $e_{ij} = \langle \varepsilon_{ij} \rangle$ – макроскопические деформации;

$$\Phi_{ijmn} = 0,5(\rho_{imn,j} + \rho_{jmn,i});$$

$$\rho_{imn} = \sum_{s=1}^{\infty} \rho_{imn}^{(s)}.$$

В корреляционном приближении решение (10) будет иметь вид:

$$\overset{o}{\varepsilon}_{ij} = \overset{o}{\theta}_{ij\alpha\beta} \cdot I_{\alpha\beta\gamma\delta} \cdot e_{\gamma\delta}, \quad (11)$$

где I_{ijmn} – изотропный тензор, симметричный по индексам m, n и i, j [8]

С учетом выражения (11) и физических уравнений в системе (4) - (7) пульсации

микронапряжений можно записать:

$$\overset{o}{\xi}_{ij} = \overset{o}{\theta}_{ij\alpha\beta} \cdot \overset{o}{\varepsilon}_{\alpha\beta} + \overset{o}{\theta}_{ij\alpha\beta} \cdot e_{\alpha\beta} + \langle \overset{o}{\theta}_{ij\alpha\beta} \rangle \cdot \overset{o}{\varepsilon}_{\alpha\beta} + \langle \overset{o}{\theta}_{ij\alpha\beta} \cdot \overset{o}{\varepsilon}_{\alpha\beta} \rangle \quad (12)$$

Центральные моменты второго порядка распределения микронапряжений могут быть представлены как:

$$H_{ij}^{mn} = \langle \overset{o}{\xi}_{ij} \cdot \overset{o}{\xi}_{mn} \rangle \quad (13)$$

С учетом соотношений [9] условные моменты распределения микронапряжений в кристалле типа k , можно записать:

$$\langle \overset{o}{\xi}_{ij}^k \rangle = \langle \overset{o}{\xi}_{ij} \rangle + \langle \overset{o}{\lambda}^k \rangle^{-1} \langle \overset{o}{\lambda}^k \cdot \overset{o}{\xi}_{ij} \rangle, \quad (14)$$

$$\begin{aligned} H_{ij}^{mn(k)} = \langle \overset{o}{\xi}_{ij}^k \cdot \overset{o}{\xi}_{mn}^k \rangle &= H_{ij}^{mn} - \langle \overset{o}{\xi}_{ij}^k \rangle \langle \overset{o}{\xi}_{mn} \rangle - \langle \overset{o}{\xi}_{ij} \rangle \langle \overset{o}{\xi}_{mn}^k \rangle - \langle \overset{o}{\lambda}^k \rangle^{-1} \{ \langle \overset{o}{\lambda}^k \cdot \overset{o}{\xi}_{ij} \cdot \overset{o}{\xi}_{mn} \rangle \} + \\ &+ \langle \overset{o}{\xi}_{mn} \rangle \langle \overset{o}{\lambda}^k \cdot \overset{o}{\xi}_{ij} \rangle + \langle \overset{o}{\xi}_{ij} \rangle \langle \overset{o}{\lambda}^k \cdot \overset{o}{\xi}_{mn} \rangle, \end{aligned} \quad (15)$$

где $\langle \overset{o}{\xi}_{ij}^k \rangle$ - средние значения микронапряжений в кристалле типа k ;

$\langle \overset{o}{\xi}_{ij} \rangle$ - макроскопические напряжения;

$$\overset{o}{\lambda}^k = \overset{o}{\lambda}^k - \langle \overset{o}{\lambda}^k \rangle.$$

Решения (13) - (15) задают параметры распределения случайных безусловных и условных напряжений в микроструктурных материалах, подвергнутых макроскопическому деформированию величиной e_{ij} .

В соотношениях (1) направляющие косинусы имеют девять компонентов:

$$\ell_{ij} = \cos(x'_i, x_j), \quad (16)$$

где x'_i , x_j - кристаллографическая и лабораторная система координат соответственно.

Из девяти компонентов направляющих косинусов только три являются независимыми. Вводя три угла Эйлера φ , ψ и γ , направляющие косинусы будут иметь вид, представленный в работе [6].

Для поликристаллических квазиизотропных материалов направления кристаллографических осей координат являются равновероятными, и плотность распределения углов Эйлера будет иметь вид:

$$f(\varphi, \psi, \gamma) = \frac{1}{8\pi^2} \cdot \sin \gamma. \quad (17)$$

В случае текстуры вращения одна из осей кристаллографической системы координат для всех кристаллов совпадает с лабораторной системой координат, а две другие равномерно распределены в плоскости изотропии. Направляющие косинусы для этого случая будут иметь вид:

© В.А. Скачков, Т.В. Критская, О.Р. Бережная

$$\ell_{11} = \cos \varphi;$$

$$\ell_{12} = -\sin \varphi;$$

$$\ell_{21} = \sin \varphi; \quad (18)$$

$$\ell_{22} = \cos \varphi;$$

$$\ell_{33} = 1;$$

$$\ell_{31} = \ell_{32} = \ell_{23} = \ell_{32} = 0.$$

Совместная плотность распределения углов Эйлера для системы уравнений (18) будет:

$$f(\varphi, \psi, \gamma) = f(\varphi) = \frac{1}{2\pi}. \quad (19)$$

Для других видов текстуры, в том числе и для монокристаллов можно рассчитать соотношения типа (15) с соответствующим заданием случайных или детерминированных значений углов Эйлера. Некоторые подходы к построению совместных плоскостей распределения углов Эйлера для металлов с различными текстурами, изложенными в работе [10].

В представлении (3) тензорная функция $f_{ijmn}(D^k, \xi_{pq,q})$ может быть задана в виде:

$$f_{ijmn} = F_1(D^k, \xi_{pp,p}) \cdot \delta_{ij} \cdot \delta_{mn} + F_2(D^k, \xi_{pq,q}) \cdot (\delta_{im} \cdot \delta_{jn} - \delta_{in} \cdot \delta_{jm}) \quad (20)$$

где F_1 – случайная функция, зависящая от диффузии атомов типа k в направлении лабораторной координаты p от действия градиента нормальных напряжений по координате p ;

F_2 – случайная функция, зависящая от диффузии атомов типа k в направлении лабораторной координаты q от действия градиента касательных напряжений по координате q ;

δ_{ij} – символы Кронекера.

Выводы. Модель диффузионного переноса в неоднородном поле макронапряжений, представленная в настоящей работе, может быть использована для оценки особенностей диффузионных процессов в дефектных кристаллах, при разработке технологий диффузии примесей в конкретные области кристалла либо их очистки от нежелательных примесей.

1. Герасименко Н.Н. Самоорганизованные наноразмерные структуры на поверхности и в объеме полупроводников / Н. Н. Герасименко, К. К. Джаманбалин, Н. А. Медетов / - Алматы: Изд-во «LEM», 2002. – 192 с.
2. Саранин А.А. Динамическое поведение нанокластеров In/Si на поверхности кремния / А. А. Саранин, А. В. Зотов, И. А. Куянов // Кремний – 2006. – Красноярск: Изд-во ИФ СО РАН, 2006. – С. 54.
3. Неизвестный И.Г. Нанотехнологии в полупроводниковых сенсорах / И. Г. Неизвестный // Кремний – 2009. – Новосибирск: Изд-во ИНХ СО РАН, 2009. – С. 117.
4. Schimizu A. et al. Local mechanical-stress control (LMC). New technique for CMOS-performance enhancement // IEDM-2000. – P. 19.41-19.44.
5. Ito S. et al. Mechanical stress effect of etch-stop nitride and its impact on deep submicron transistor design // IEDM – 2000. – P. 247-250.
6. Богачев И.Н. Введение в статистическое металловедение / И. Н. Богачев, А. А. Вайнштейн, Г. Д. Волков. - М.: Металлургия, 1972. – 216с.
7. Лифшиц И.М. О построении тензора Грина для основного уравнения теории упругости в случае неограниченной упруго-анизотропной среды / И. М. Лифшиц, Л. Н. Розенцвейг // Журнал экспериментальной и технической физики. – 1947. – Т. 17. – Вып. 9, – С. 783-791.
8. Соколкин Ю.В. О постановке статистических краевых задач / Ю. В. Соколкин, М. Г. Танкеева, В. Г. Фрейнд // Механика полимеров и систем. – Свердловск: УНЦ АН СССР, 1974. – С. 3-23.
9. Волков С.Д. Статистическая механика композитных материалов / Волков С. Д., Ставров В. П. – Минск: БГУ, 1978. – 218 с.
10. Адамеску Р.А. Анизотропия физических свойств металлов / Р. А. Адамеску, П. В. Гельд, Е. А. Митюшов.

Стаття надійшла до редакції 26.04.2013.

В.В. Скороход, М.Б. Штерн
НЕКОТОРЫЕ ОСОБЕННОСТИ СПЕКАНИЯ ПОРИСТО - ТРЕЩИНОВАТЫХ
СРЕД, СОВМЕЩЕННОГО С РАСТЯЖЕНИЕМ

Рассматривается процесс уплотнения пористого материала, содержащего плоские дефекты при спекании, совмещенном с действием растягивающих напряжений. Анализ проводится в рамках обобщенной модели пористого тела, содержащего наряду с порами континуум трещинообразных дефектов. В рамках данной модели получены соотношения кинетики уплотнения и удлинения. Их анализ позволяет сделать вывод о замедлении спекания и объясняет возможное при ползучести разрыхление за счет дефектов указанного типа
 Форм. 15. Рис. 3. Лит. 6.

В.В. Скороход, М.Б. Штерн
ДЕЯКІ ОСОБЛИВОСТІ СПІКАННЯ ПОРИСТО - ТРІЩИНУВАТИХ СЕРЕДОВИЩ,
ПОЄДНАНОГО З РОЗТЯГУВАННЯМ

Розглядається процес ущільнення пористого матеріалу, що містить площинні дефекти за рахунок одночасної дії спікання та зовнішнього розтягуючого напруження. Аналіз процесу базується на узагальненій моделі пористого середовища, що містить також площинні дефекти. На підставі даної моделі отримано співвідношення для кінетики ущільнення та осової деформації. Їх використання дозволяє зробити висновок про уповільнення спікання та можливість розпушення за рахунок при повзучості за рахунок дефектів даного типу.

V. Skorokhod, M. Shtern
SOME FEATURES OF SPEKANIYA OF PORISTO-TRESCHINOVATYKH ENVIRONMENTS,
COMBINED WITH TENSION

The densification of porous material containing plain defects is considered. The extended model of porous body, sensitive to given type of defects is used. On the base of model there were obtained relationships for kinetic of densification and straining. Obtained results leads to conclusion that plain defects slow down the densification and make possible the loosening under creep.

Рассматривается процесс спекания, совмещенный с одноосным растяжением пористого материала, который наряду с порами содержит трещины. В дальнейшем они рассматриваются как двумерные дефекты. Основной целью настоящего рассмотрения является оценка влияния плотности этих дефектов на уплотнение (скорость уменьшения пористости) и усадку образцов, изготовленных из данного материала, в направлении одной из осей.

Побудительным мотивом настоящего исследования послужила достаточно давно возникшая проблема о влиянии двумерных дефектов на поведение материалов, полученных методами порошковой металлургии. Следует отметить, что наличие в материале дефектов подобного типа уже давно рассматривается как один из наиболее характерных атрибутов порошковых материалов, сопровождающих как технологии их получения так и условия эксплуатации [1,5]. В частности, в работах [1,6] обобщены идеи о вкладе двумерных дефектов в такие свойства как проводимость, модули упругости, скорости распространения малых возмущений. В указанных работах такой вклад определяется за счет использования специального параметра θ_s , отвечающего за наличие дефектов подобного типа.

Между тем, к числу дискуссионных принадлежит вопрос о влиянии указанного типа дефектов на технологические аспекты поведения порошковых материалов. Прежде всего, имеется в виду спекание. Реальное воплощение данного процесса обычно связано с проявлением факторов, способствующих не только уплотнению и формированию внутренних границ, но также и локальному разрыхлению. Их причиной может оказаться чрезмерное схватывание образца со стенками печи или. Другая причина характерна для процессов припекания покрытия к подложке и родственных им, когда возникающие вследствие схватывания касательные напряжения порождают кинематические ограничения усадки. В таких условиях двумерные дефекты не только не залечиваются, но могут раскрываться и в ходе продолжающегося спекания сливаться друг с другом, образуя трещиноподобные дефекты, ощущаемые на макроуровне.

Исследованию указанного явления посвящена данная статья. Предпринимается простейшая попытка его изучения путем имитации данного явления процессом спекания, совмещенного с одноосным растяжением.

Анализ процесса проводится в рамках континуальной теории спекания изотропных тел. Предполагается, что размеры пор намного меньше размеров трещин, которые, в свою очередь, существенно меньше, чем размеры образца в целом. Допускается, что ориентация трещин носит

хаотический характер и в ходе деформирования материал не приобретает анизотропию. Предполагается также, что приложенные извне силы и кинематические ограничения не приводят к неоднородному с макроскопической точки зрения распределению параметров при спекании.

Серия изложенных предположений позволяет изучать влияние спекания и растяжения в существенно упрощенной постановке, не требующей использования сложных численных методов. Нижеследующее рассмотрение сводится к анализу поведения прямого кругового цилиндра, подвергнутому действию растягивающих деформаций и спекания (Рис.1).

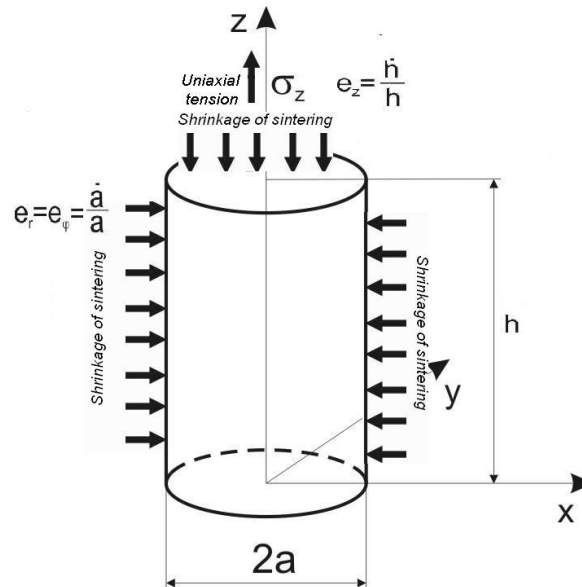


Рис.1. Схема процесса спекания, совмещенного с одноосным растяжением

Для описания данного процесса используется реологическая теория спекания [1] в континуальной формулировке [2]. В таком виде спекаемое тело представляет собой двухфазную среду, содержащую наряду с основной матрицей поры и трещины. Предполагается, что поведение матрицы и пор описываются в рамках представлений, развитых в [2]. При этом реологические параметры пористого тела определяются в соответствии с [1]

$$\begin{aligned}\eta &= \eta_0 (1 - \theta)^2 \\ \nu &= \frac{2 - 3\theta}{4 - 3\theta} \\ \zeta &= \frac{4}{3} \eta_0 \frac{(1 - \theta)^3}{\theta}\end{aligned}\tag{1}$$

Лапласовское давление определяется как

$$P_l = 3(1 - \theta)^2 \frac{\sigma}{r_0}\tag{2}$$

Реологические соотношения спекаемого пористого тела [1,2] принимаются в виде

$$\sigma_{ij} = 2\eta \left(u_{ij}^* - \frac{1}{3} u_{ll}^* \delta_{ij} \right) + \zeta u_{ll}^* \delta_{ij} + P_l \delta_{ij}\tag{3}$$

В дальнейшем полагаем

$$\dot{x} = \frac{dx}{dt}$$

Скорость объемной деформации, плотность, пористость связаны между собой простыми соотношениями, вытекающими из закона сохранения массы

$$u_{||}^* = -\frac{\rho^*}{\rho} = \frac{\theta^*}{1-\theta} \quad (4)$$

Наличие наряду с порами двумерных дефектов учитывается в рамках обобщенной модели Р.Л. Салганика [3].

$$u_{||}^* > 0 : \quad \zeta_c = \zeta \left(1 - \frac{16(1-\nu^2)}{9(1-2\nu)} c \right); \quad (5)$$

$$u_{||}^* < 0 : \quad \zeta_c = \zeta ;$$

$$u_{||}^* > 0 : \quad \eta_c = \eta \left(1 - \frac{32(5-\nu)(1-\nu)}{45(2-\nu)} c \right) \quad (6)$$

Выражение для объемного коэффициента вязкости (5) теряет смысл при пористостях, близких к нулю. Поэтому вместо соотношений (5) и (6) используются им эквивалентные по порядку малости параметра c .

$$\zeta_c^{(+)} = \zeta \frac{1}{1 + \frac{16(1-\nu^2)}{9(1-2\nu)} c} \quad (7)$$

$$\eta_c^{(+)} = \eta \frac{1}{1 + \frac{32(5-\nu)(1-\nu)}{45(2-\nu)} c} \quad (8)$$

Для пористого тела, содержащего трещины вводится эффективное Лапласовское давление

$$P_{lc} = \frac{\zeta_c}{\zeta} P_l$$

Данное соотношение выражает тот факт, что в отсутствии внешних сил наличие двумерных дефектов не сказывается на кинетике спекания.

Обобщенное реологическое уравнение пористого тела, содержащего трещины, записанное на основе (3), имеет вид

$$\sigma_{ij} = 2\eta_c \left(u_{ij}^* - \frac{1}{3} u_{||}^* \delta_{ij} \right) + \zeta_c u_{||}^* \delta_{ij} + P_{lc} \delta_{ij} \quad (9)$$

При осесимметричном нагружении пористого образца, содержащего трещины

$$\sigma_r = 2\eta_c \left(u_r^* - \frac{1}{3} u_{||}^* \right) + \zeta_c u_{||}^* + P_{lc} \quad (10)$$

$$\sigma_z = 2\eta_c \left(u_z - \frac{1}{3} u_{||} \right) + \zeta_c u_{||} + P_{lc}$$

При этом выражения для скоростей изменения объема и осевой скорости деформации могут быть представлены в виде

$$u_{||} = -\frac{P_l}{\zeta} + \frac{\sigma_z}{3\zeta_c} \quad (11)$$

$$u_z = -\frac{P_l}{3\zeta} + \left(\frac{1}{9\zeta_c} + \frac{1}{3\eta_c} \right) \sigma_z$$

Выражения для скорости изменения объема после подстановки в него выражений для ζ_c и ζ принимают вид

$$u_{||} = \frac{1}{\frac{4}{3}\eta_0(1-\theta)^3} \left(-P_l\theta + \frac{\sigma_z}{3} \left(\theta + \frac{64(1-\theta)}{9(4-3\theta)} c \right) \right) \quad (12)$$

В результате учета соотношений и обозначений

$$P_l = 3(1-\theta)^2 \frac{\sigma}{r_0}; \quad \sigma_z = p; \quad u_{||} = \frac{\theta}{1-\theta}$$

приходим к выражению для скорости изменения пористости

$$\theta = \frac{\theta}{4\eta_0} \left(\frac{p}{(1-\theta)^2} - 9 \frac{\sigma}{r_0} \right) + \frac{p}{\eta_0} \frac{1}{(4-3\theta)(1-\theta)} \frac{16}{9} c \quad (13)$$

которое при $c = 0$, т.е. в отсутствии трещин, обращается в уравнение для суммарной скорости изменения пористости при одновременном действии спекания и растяжения [4]. В результате подстановки выражения для обобщенных реологических параметров в выражение для скорости осевой деформации можно получить также уравнение для изменения осевой деформации, которое в предположении, что пористость мала имеет вид

$$u_z = -\theta \frac{3\sigma}{4\eta_0} + \left(\frac{1}{3\eta_0} + \frac{\theta}{12\eta_0} + c \left(\frac{68}{135\eta_0} + \frac{179\theta}{135\eta_0} \right) \right) p \quad (15)$$

Уравнения (13) и (15) представляют собой систему обыкновенных дифференциальных уравнений, решение которых позволяет определить кинетику уплотнения и удлинения спекаемого образца для заданных значений начальной пористости θ_0 и параметра c . Еще одним параметром, который влияет на кинетику уплотнения является отношение осевого давления к Лапласовскому - σ_z . Результаты соответствующих расчетов, основанные на решении данной системы методом Рунге - Кутты приведены на Рис. 2,3.

$$\theta_0 = 0.3, \quad c = 0, \quad \sigma_z = 0.5$$

$$\theta_0 = 0.3, \quad c = 0, \quad \sigma_z = 0.5$$

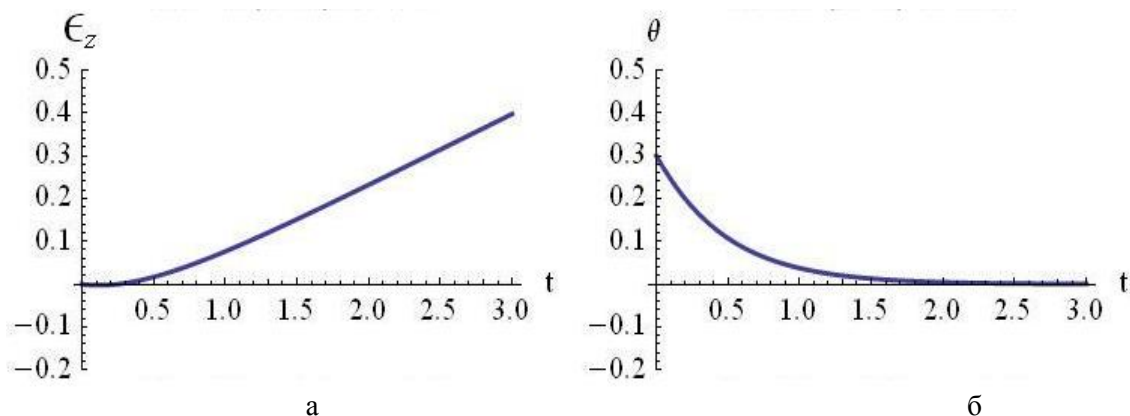


Рис. 2. Кинетика изменения осевой деформации ϵ_z и пористости θ при начальной пористости, равной 0.3 в отсутствие двумерных дефектов

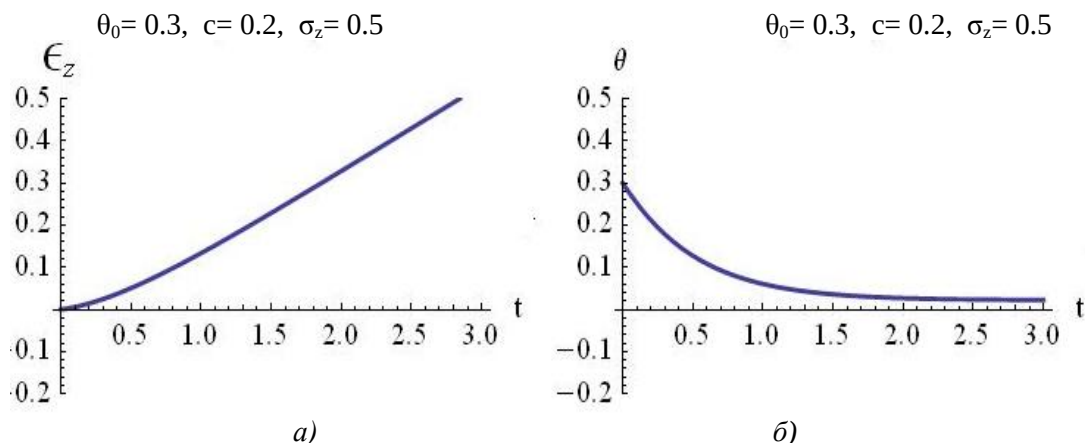


Рис. 3. Кинетика изменения осевой деформации ϵ_z и пористости θ при начальной пористости, равной 0.3 и концентрации двумерных дефектов, равной 0.2

Наиболее **существенный вывод** данного рассмотрения вытекает как из рисунков 2 и 3 так и из непосредственного анализа соотношения (13). Заметим, что первое слагаемое в правой части данного соотношения полностью совпадает с результатом первого из авторов [4], полученным в предположении, что материал не содержит плоских дефектов. Второе слагаемое появилось в результате использования обобщенной модели спекания материала, содержащего наряду с порами плоские дефекты. Соотношение (13) позволяет сделать вывод, что двумерные дефекты при растяжении раскрываются и служат источником порообразования. Именно указанный фактор замедляет усадку, о чем свидетельствует сравнение кривых на рисунках 2б и 3б. В том случае, когда начальная пористость отсутствует, формула (13) предсказывает увеличение объема при ползучести в условиях растяжения. Полученные здесь результаты позволяют утверждать, что данное явление, сопровождающее ползучесть не только порошковых материалов, может быть отнесено за счет наличия в них трещин, образовавшихся под контролем известных механизмов дефектообразования.

1. В.В. Скороход. Реологические основы теории спекания. К.: Наукова думка, 1972, – 149 с.
2. V.V. Skorokhod, M. B. Shtern, E.A. Olevsky, Continuum theory for sintering of porous bodies: model and application // Science of Sintering. – 1991. – 23, №2 – P. 79-91.
3. Р.Л. Салганик, Механика сред с большим числом трещин, Механика твердого тела, Известия АН СССР, 1974, №4.
4. В.В. Скороход, Реологические задачи в теории спекания металлических порошков // Сб. докладов IV Международной конференции по порошковой металлургии. – ЧССР, 1974, – Т.1 – С. 19-30.
5. М.Ю. Бальшин, Научные основы порошковой металлургии и металлургии волокна. – М.: Металлургия. – 1972, 336 с.
6. О.В. Роман, В.В. Скороход, Г.Р. Фридман, Ультразвуковой и резистометрический контроль в порошковой металлургии, Мн. Вш. Шк. 1989, – 182 с.

Стаття надійшла до редакції 27.04.2013.

А.П. Уманский, В.В. Акопян, М.С. Стороженко, А.А. Бондаренко, К.Н. Гальцов
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ДЕТОНАЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ
КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОРОШКОВ СИСТЕМЫ TiB_2 -(Fe-Mo)

Получены композиционные порошки для детонационно-газового напыления покрытий из материалов системы TiB_2 -(Fe-Mo). Изучены состав, структура исходных порошков и получаемых из них детонационных покрытий. На основе данных о распределении элементов и микротвердости в поперечном сечении "покрытие – основа" установлены особенности формирования покрытий.

Ключевые слова: покрытие, детонационное напыление, микроструктура, композиционные порошки, диборид титана, сплавы железо-молибден.

Рис. 4. Табл. 5. Лит. 8.

О.П. Уманський, В.В. Акопян, М.С. Стороженко, О.А. Бондаренко, К.М. Гальцов
СТРУКТУРА ТА ВЛАСТИВОСТІ ДЕТОНАЦІЙНИХ ПОКРИТТІВ З
КОМПОЗИЦІЙНИХ ПОРОШКІВ СИСТЕМИ TiB_2 -(Fe-Mo)

Отримані композиційні порошки для детонаційно-газового напылювання покриттів з матеріалів системи TiB_2 -(Fe-Mo). Вивчені склад, структура вихідних порошків і отриманих з них детонаційних покриттів. На основі даних про розподіл елементів і мікротвердості в поперечному перетині "покриття – основа" встановлені особливості формування покриттів.

Ключові слова: покриття, детонаційне напылювання, мікроструктура, композиційні порошки, диборид титану, сплави залізо-молибден.

O. Umanskyi, V. Akopyan, M. Storozhenko, A. Bondarenko, K. Haltsov
STRUCTURE AND PROPERTIES OF DETONATION-SPRAY COATINGS FROM
COMPOSITION POWDERS OF TiB_2 -(Fe-Mo) SYSTEM

Composite powders of TiB_2 -(Fe-Mo) system have been developed for deposition protective coatings by detonation gun spraying technique. The structure of composite powders and obtained detonation-gun coatings has been investigated using the scanning electron microscope (SEM) equipped with an energy dispersive X-ray detector. The mechanism of coatings structure formation has been determined taking into account the distribution of elements and microhardness in cross-section "coating-steel substrate".

Keywords: coating, detonation-gun spraying, microstructure, composite powders, titanium diboride, iron-molybdenum alloys.

Вступлення. Свойства рабочих поверхностей деталей и конструктивных элементов машин являются определяющими факторами их эксплуатационной надежности и долговечности. Увеличение срока службы деталей машин можно обеспечить путем создания на их поверхности защитных покрытий, которые обладают высоким уровнем износостойкости.

Настоящая работа является развитием исследований, посвященных созданию новых композиционных материалов системы TiB_2 -(Fe-Mo) [1]. Целью работы является исследование особенностей формирования структуры покрытий при детонационно-газовом напылении (ДГН) композиционных порошков системы TiB_2 -(Fe-Mo).

Сущность детонационного напыления покрытий заключается в ускорении и одновременном нагреве напыляемых частиц с помощью взрыва и последующим контактом частиц порошка и упрочняемой детали. В результате происходит устойчивое механическое сцепление подложки и наносимого материала. К существенным преимуществам детонационного метода напыления относится высокая плотность и адгезия покрытий (до 160 МПа) [2], незначительный нагрев подложки по сравнению с другими методами (обычно $\leq 250^\circ\text{C}$).

В случае ДГН композиционных порошков с добавками тугоплавкой составляющей, важным является выбор металлической связки. Она должна обеспечивать когезионную связь в системе «тугоплавкая составляющая – металлическая связка», а также достаточный уровень механических свойств покрытия.

Ранее были исследованы закономерности смачивания и контактного взаимодействия в системах TiB_2 -Fe/(Fe-Mo) и установлено, что в качестве металлической связки для новых композиционных материалов на основе диборида титана целесообразно использовать сплав Fe-13 мас.% Mo. Система TiB_2 -(Fe-13 мас.% Mo) характеризуется нулевыми углами смачивания, при этом в зоне взаимодействия образуются сложные бориды титана, молибдена и железа, которые дополнительно упрочняют композиционный материал [3].

Методика эксперимента и объекты эксперимента.

Получение композиционных порошков и детонационных покрытий системы TiB_2 -(Fe-Mo). В работе получали композиционные порошки системы TiB_2 -(Fe-13 мас.% Mo) с различным

содержанием металлической фазы: 20, 40, 60, 80 мас.% (Fe-13мас.% Mo) (Табл.1). Для этого исходные порошки диборида титана, железа и молибдена в нужной пропорции смешивали в планетарной мельнице в течение трех часов в среде ацетона. Полученную шихту прессовали, а затем спекали при 1450-1500 °С в вакуумной печи. Спеки дробили и просеивали через сито для получения порошков с размером частиц -63+40 мкм.

Таблица 1. Соотношение компонентов в шихте для получения композиционного порошка ТБФМ

Материал	Соотношение компонентов в шихте мас.%		
	Fe	Mo	TiB ₂
ТБФМ-80	80		20
	69,6	10,4	
ТБФМ-60	60		40
	52,2	7,8	
ТБФМ-40	40		60
	34,8	5,2	
ТБФМ-20	20		80
	17,4	2,6	

Напыление покрытий осуществляли с помощью детонационно-газовой установки «Днепр – 5 МА». В качестве рабочих газов использовали ацетилен, кислород и воздух. Покрытия наносили на стальные пластинки из Ст.3 толщиной 4 мм, предварительно подвергнув поверхность образца дробеструйной обработке.

Структуру порошков и покрытия исследовали на микроскопе МИМ-8, электронном микроскопе РЕМ-106. Микротвердость покрытий определяли на приборе ПМТ-3 путем вдавливания алмазной пирамиды в полированную поверхность шлифа при нагрузке 0,5 Н.

Методика определения основных технологических характеристик порошков и режимов напыления. Условия формирования покрытий при ДГН показывает их существенную зависимость от скорости и температуры частиц порошка в момент столкновения с основой. Основными параметрами, которые позволяют получить оптимальные значения скорости и температуры частиц, являются:

1. Состав горючей смеси и параметры ее детонации;
2. Технологические характеристики порошков;
3. Расходы газов-компонентов детонирующей смеси и транспортирующего газа;
4. Дистанция напыления (расстояние от среза ствола до напыляемой детали).

1) *Влияние состава горючей смеси и параметров ее детонации.* Качество детонационных покрытий в значительной мере зависит от состава рабочей смеси газов. При недостаточном количестве кислорода в газовой смеси, горение будет неэффективным, вследствие чего разогрев и скорость напыляемых частиц будут низкими, низкой будет и кинетическая энергия частиц, необходимая для формирования качественного покрытия. При избытке кислорода в газовой смеси напыляемый материал будет окисляться, а также будут сгорать его мелкие фракции. Повышенное количество окислов приведет к повышенной хрупкости покрытия. Поэтому нужно использовать сбалансированный состав газовой смеси — ацетилена и кислорода. Как транспортирующий газ, который

2) *Влияние технологических свойств порошка.* Для обеспечения оптимальных условий напыления допустимые колебания составляют $\pm 5-20\%$ от расчетной скорости напыляемых частиц, и зависит от свойств материала основы и напыляемых частиц: чем выше плотность материала частиц и их средний диаметр, тем меньший разброс допускается в их размерах. Принято считать, что величина относительного разброса скорости частиц составляет 20—40 % от величины относительного разброса диаметра частиц. Поэтому нужно применять порошки с диаметрами частиц, отличными не больше, как в 2 раза.

К основным технологическим характеристикам порошков для напыления относятся: гранулометрический состав, насыпная плотность и текучесть, так как эти параметры оказывают влияние и на свойства получаемых покрытий [4].

Гранулометрический состав. Гранулометрический состав частиц согласно ГОСТу 18318-94 [6], определяется процентным соотношением части частиц (фракций) определенного размера в общем объеме порошка. Определение проводится сухим ситовым анализом. Для этого навеска 100 г порошка рассеивается на фракции через стандартные сита с квадратными ячейками в течение 30-45 минут. Время рассева выбирается таким образом, чтобы полностью отделить фракции и предотвратить истирание и разрушение частиц порошка. Отобранные фракции взвешиваются с точностью до 0,01 г и определяется их процентное соотношение.

Насыпная плотность. Отношение массы к объему представляет собой насыпную плотность. Насыпная плотность позволяет определить объемное дозирование порошка в дозаторе при газотермическом напылении. Насыпную плотность измеряли согласно ГОСТу 19440-94[7]. Масса определенного количества порошка, в свободно насыпанном состоянии должна полностью заполнить емкость известного объема. Определение насыпной плотности производится с помощью специальной стандартной воронки с калиброванным отверстием диаметром 5 мм. Воронка расположена на расстоянии 25 мм от емкости с объемом 25 см³. После заполнения стакана порошком избыток удаляется стеклянной пластинкой. Заполненная емкость взвешивается на лабораторных весах. Насыпная плотность (г/см³) рассчитывается по формуле:

$$d = m/25, \quad (1.1)$$

где m - масса порошка в граммах.

Текучесть. Текучесть характеризует способность порошка ссыпаться под действием сил тяжести и позволяет оценить возможность стабильной поставки его по пневмотранспорту из порошкового дозатора в устройство для распыления. Текучесть согласно ГОСТу 20899-98 [8] это время вытекания определённой массы порошка (навеска 50 г) через лейку с калиброванным диаметром 5 мм.

3) *Влияние расхода газов-компонентов детонирующей смеси и транспортирующего газа.* Одним из основных технологических условий есть поддержание постоянного соотношения газов – компонентов детонирующей смеси. Максимально допустимая температура нагрева частиц должна быть ниже температуры плавления. Допустимые колебания в соотношении компонентов связаны не только с колебаниями скорости детонации и теплового эффекта реакции сгорания смеси, но и характеру химического взаимодействия газов с частями порошка и колебаниями массы продуктов детонации. Поэтому точность дозирования газов при напылении должен быть достаточно высокой и составлять 3—4 %. Для доставки порошка в зону действия детонирующей смеси, использовали сжатый воздух

4) *Влияние дистанции напыления.* Расстояние от среза ствола детонационной пушки к напыляемой поверхности влияет на прочность сцепления частиц порошка с этой поверхностью. От расстояния напыления зависит, с какой скоростью частицы порошка будут встречаться с напыляемой поверхностью основы, и какой импульс они будут ей передавать.

При напылении покрытий на детонационной установке «Днепр-5 МА» на расстоянии 75 мм от среза сопла скорость частиц порошка может достигать 820—1000 м/с, а температура напыляемого порошка — выше 2000 °K. Если расстояние напыления будет слишком малым, то скорость частиц окажется большой, и они при встрече с напыляемой поверхностью под действием обратной ударной волны будут тормозиться и распыляться, что приведет к снижению адгезии и коэффициенту использования материала. Если же расстояние напыления будет слишком большим, то частицы материала потеряют свою скорость и температуру, еще не долетев к поверхности, и через недостаточное сцепление покрытия будет плохо держаться на поверхности образца.

Результаты эксперимента и их обсуждение. Композиционные порошки ТБФМ с разным соотношением металлической и тугоплавкой составляющей представляют собой конгломераты (рис.1). По данным микрорентгеноспектрального анализа (МРСА) каждая частица порошка ТБФМ содержит зерна диборида титана и сложного бориды молибдена-титана-железа, а также металлическую фазу на основе железа.

Основные технологические характеристики порошков ТБФМ с 20, 40, 60, 80 мас.%(Fe-Mo) для напыления детонационных покрытий (гранулометрический состав, насыпная плотность, и текучесть) приведены в табл. 2.

В результате комплексных исследований ДГН порошков ТБФМ были выбраны оптимальные режимы напыления (табл. 3) состав рабочей смеси, дистанция напыления, частота выстрелов. Визуально оценивали качество поверхности покрытия на наличие трещин, отслоений и др. дефектов. При отсутствии дефектов изучали микроструктуру и фазовый состав покрытий.

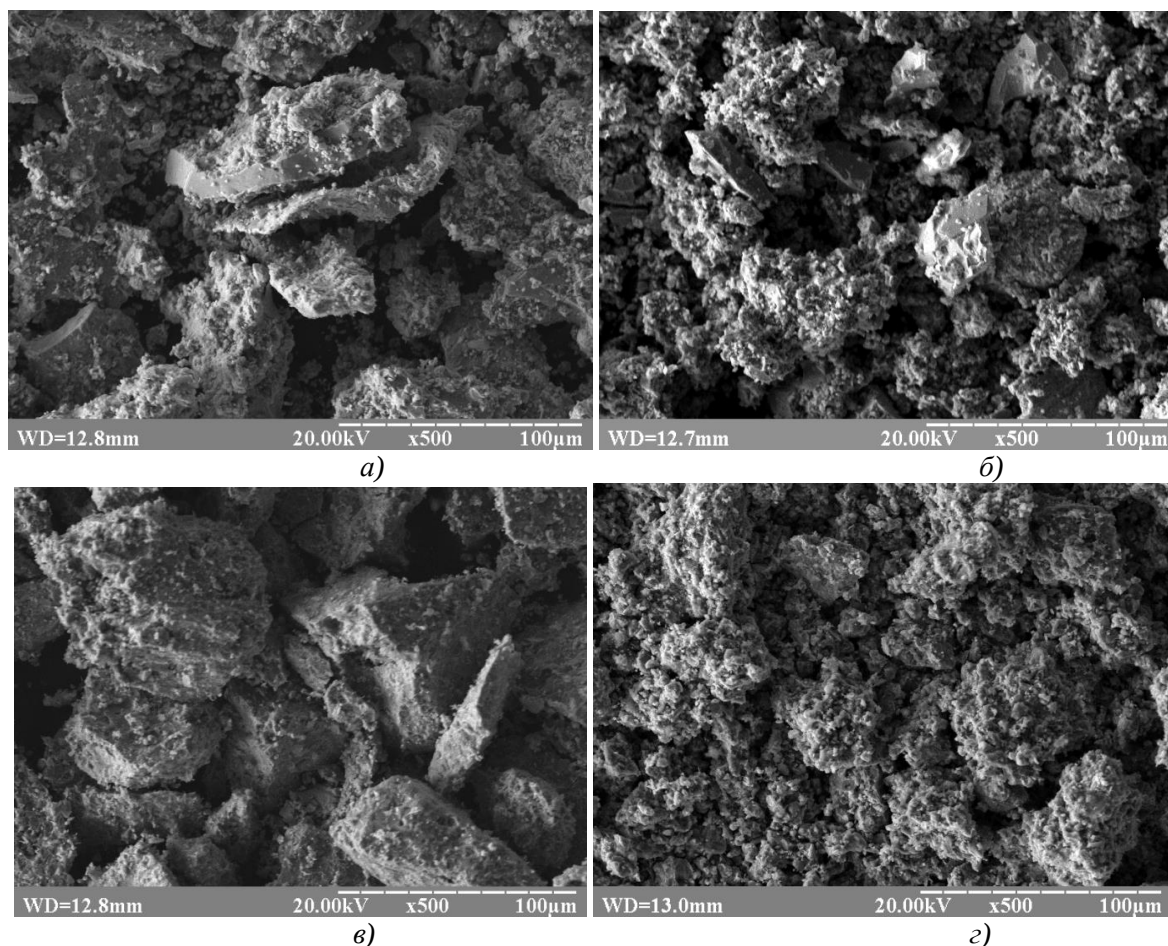


Рис. 1. Микроструктури частиц порошков: (а) ТБФМ-80, (б) ТБФМ-60, (в) ТБФМ-40, (г) ТБФМ-20

Таблица 2. Технологические характеристики композиционных порошков ТБФМ

Материал	Средний размер частиц порошка, мкм	Насыпная плотность, г/см ³	Текучесть, с
ТБФМ-80	55	2,475	25,7
ТБФМ-60	50	2,218	20,4
ТБФМ-40	47	1,958	15,4
ТБФМ-20	43	1,786	30,8

Таблица 3. Технологические параметры напыления композиционных порошков ТБФМ

Параметры напыления порошок	ТБФМ-80	ТБФМ-60	ТБФМ-40	ТБФМ-20
Расстояние напыления, (мм)	160	160	160	100
-воздух (продувка) (атм)	1,7	2,0	2,2	2,7
Расход газов, показания ротаметров	-	-	-	-
-ацетилен	20	30	30	40
-кислорода	40	70	70	75
-воздух (подача порошка)	30	25	15	25
Время напыления, сек.	20	25	25	30
Цикличность, Гц	4	4	4	4

По ранее приведенным режимам (табл.3) были получены детонационные покрытия ТБФМ толщиной от 350 до 600 мкм. Все полученные покрытия ТБФМ имеют высокую плотность – количество пор до 3%. Граница покрытие – основа ровная, без видимых дефектов (рис. 2, 4).

При нанесении композиционных порошков ТБФМ детонационным способом в покрытиях реализуется структурно-фазовый состав композиционных материалов ТБФМ. Это связано с тем, что при напылении конгломерированных порошков ТБФМ не происходит разделения компонентов из-за разного удельного веса и скорости, что способствует получению равномерной гетерофазной структуры детонационных покрытий. По данным химического и микрорентгеноспектрального анализа структура детонационных покрытий ТБФМ состоит из зерен диборида титана (черные зерна), сложных боридов титана, молибдена и железа (включения белого цвета) и металлической фазы, которая представляет собой твердый раствор молибдена в железе.

Толщина детонационного покрытия из композиционного порошка ТБФМ80 на стали составляет 500-600 мкм. Покрытие ТБФМ-80 (рис.2, а) имеет ярко-выраженную ламельную структуру. Это связано с тем, что частицы порошка ТБФМ80 из-за высокого содержания металлической фазы (80 мас.%) склонны к пластическому деформированию, ответственному за образование ламелей в процессе напыления покрытий. Гетерофазная структура покрытия ТБФМ80 представляет собой металлическую матрицу на основе железа (рис.2 б, табл. 4 – спектр 3), в которой равномерно распределены зерна диборида титана (рис.2 б, табл. 4 – спектр 4) и сложных боридов молибдена – железа – титана (рис.2 б, табл. 4 – спектр 2). Бориды молибдена – железа – титана (рис.2 б, табл. 4 – спектр 2), образовавшиеся во время спекания композиционного материала, имеют микротвердость $H_{\mu}=20-22$ ГПа и дополнительно упрочняют покрытие. Зерна TiB_2 имеют размер 3-5 мкм, что соответствует размеру частиц исходного порошка диборида титана. Микротвердость (H_{μ}) фазы на основе диборида титана составляет $H_{\mu}=30-33$ ГПа, металлической фазы – $H_{\mu}=5-6$ ГПа, стальной подложки – $H_{\mu}=2,5$ ГПа.

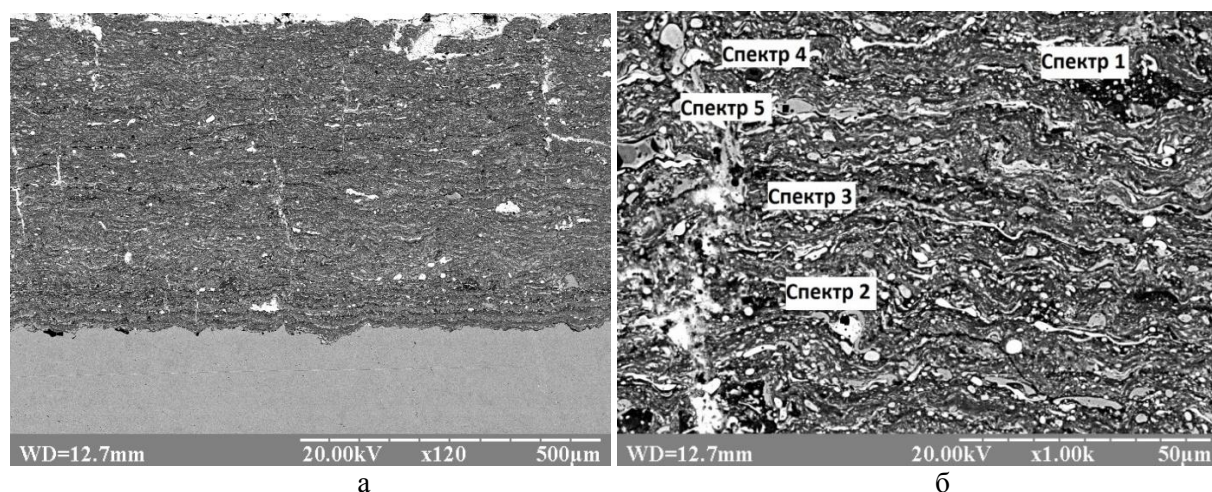


Рис. 2. Микроструктура покрытия из порошка ТБФМ-80

Таблица 4. Распределения компонентов в покрытии из композиционного порошка ТБФМ - 80

Спектр №	Форма	Микро- твердость H_{μ} , ГПа	Металлический состав фазы, мас. %		
			Ti	Fe	Mo
1	Темная фаза	-	23,1	71,5	5,4
2	Белые включения	20-22	6,8	33,2	60
3	Серая фаза	5-6	10,3	81,1	8,6
4	Темные включения	30-32	94,3	3,7	2
5	Серые включения	-	2,7	79,7	17,6

С уменьшением содержания в композиционном порошке ТБФМ металлической фазы с 80 до 20% структура детонационных покрытий переходит от дисперсно-упрочненного материала до металлокерамики, уменьшается количество ламелей (Рис. 2-4).

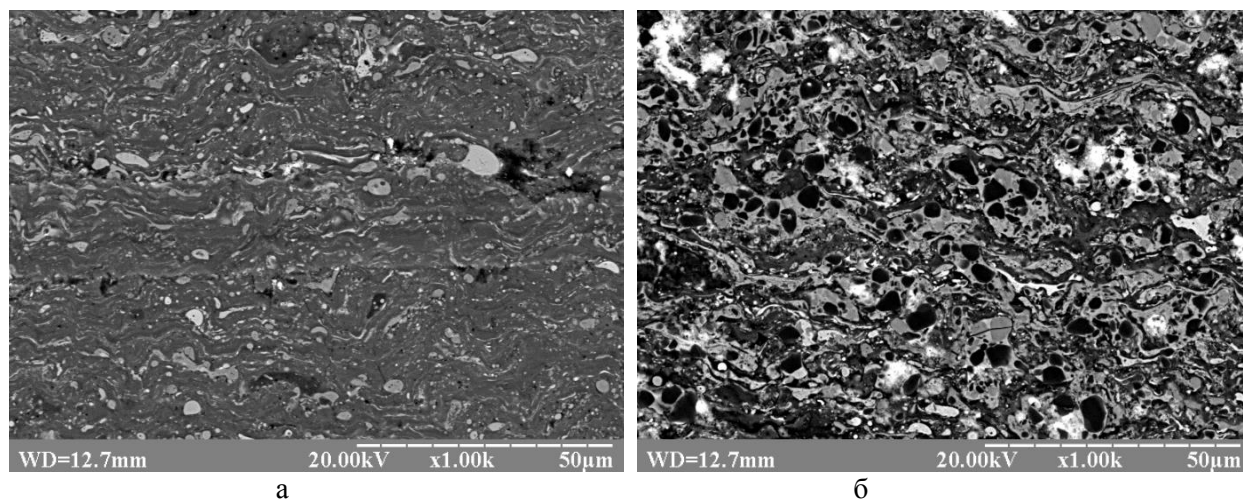


Рис. 3. Микроструктури покриттів из порошков ТБФМ; (а) ТБФМ-60, (б) ТБФМ-40

Толщина покриття ТБФМ-20 на сталі становить 350-370 мкм. В соответствии с даними МРСА основними фазами в структурі покриття ТБФМ-20 передположително являються диборид титана (рис.4 б, табл. 5 – спектр 2) $H_{\mu} = 30-32$ ГПа, складний розчин титана-железа- молибдена (рис.4 б, табл. 5 – спектр 3) $H_{\mu} = 4-7$ ГПа, а також комплексний борид молибдена-железа (рис.4 б, табл. 5 – спектр 1) $H_{\mu} = 12-16$ ГПа. Слєдует отметить, что покритие ТБФМ20 характеризується низькою когезією, что, вероятно, обусловлено недостаточним количеством металлической звязки.

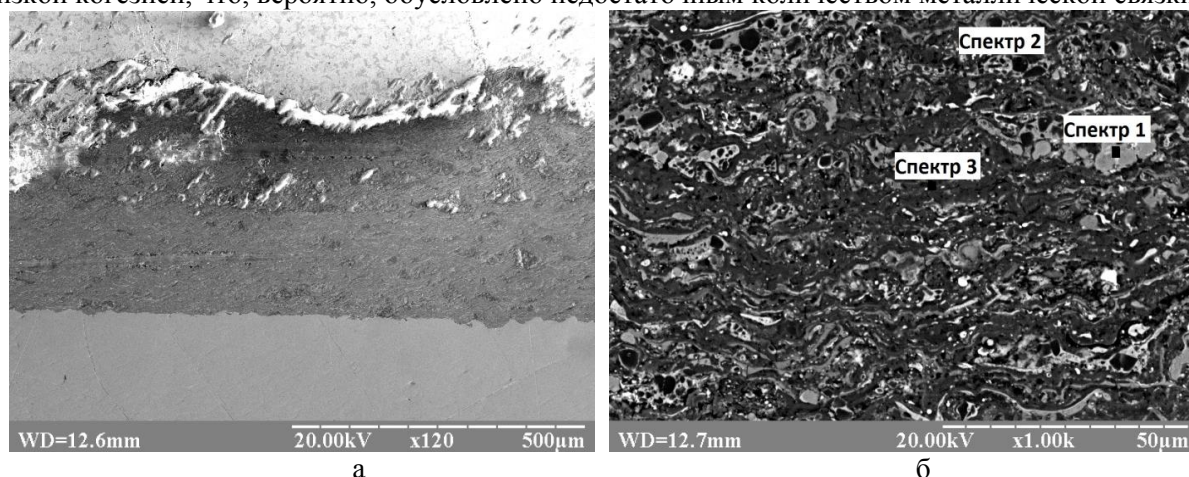


Рис. 4. Микроструктура покриттів из порошка ТБФМ-20 (а, б)

Таблица 5. Распределения компонентов в покрытии из композиционного порошка ТБФМ-20

Спектр №	Форма	Микро- твердость H_{μ} , ГПа	Металлический состав фазы, мас.%		
			Ti	Fe	Mo
1	Светло-серая фаза	12-16	5,9	59,7	34,4
2	Темные включения	30-32	98,2	1,7	0,1
3	Темно-серая фаза	4-7	73,9	14,5	11,6

В работе исследовали влияние количества металлической звязки на износостойкость полученных покриттів в условиях абразивного изнашивания. В качестве абразивной среды использовали порошок карбида кремния размером 0,5-1 мм. Выявлено, что наибольшими значениями износа (26 мг) характеризуются детонационные покриття из композиционного материала ТБФМ20. Вероятно, это связано с тем, что в структуре покриттів недостаточно металлической звязки, что приводит к хрупкости покриття и интенсивному выкрашиванию

отдельных зерен боридов при соударении с абразивными частицами. Детонационное покрытие ТБФМ40 имеет наименьшие значения износа (4 мг). С одной стороны, покрытие ТБФМ40 содержат значительное количество твердых зерен боридов, а с другой стороны - количества металлической фазы достаточно для того чтобы удерживать зерна тугоплавкой фазы в структуре покрытия. С дальнейшим увеличением количества металлической фазы в структуре детонационных покрытий ТБФМ возрастает их износ.

Выводы. В работе получены композиционные порошки ТБФМ системы TiB_2 -(Fe-13мас. %Mo) для детонационно-газового напыления покрытий. Выявлено, что при детонационном напылении полученных композиционных порошков не происходит разделения компонентов, что способствует образованию равномерной мелкодисперсной структуры покрытий, подобной структуре композиционных материалов ТБФМ. Структура композиционных порошков и покрытий системы TiB_2 -(Fe-Mo) состоит из зерен диборида титана, сложных боридов титана, молибдена и железа и металлической фазы, которая представляет собой твердый раствор молибдена в железе. Детонационное покрытие ТБФМ40 является перспективным для упрочнения деталей машин и механизмов, работающих в условиях абразивного изнашивания.

1. А. П. Уманский, В. В. Акопян, М.С. Стороженко, И.С. Марценюк. Формирование структурно-фазового состава композиционных материалов на основе диборида титана с железом молибденовой связкой- III-Я международная Самсоновская конференция 23 – 25 мая 2012 г. Киев, Украина.
2. Ю.С. Борисов. Газотермическое покрытия из порошковых материалов. / Ю.С. Борисов, Ю.А. Харламов, С.Л. Сидоренко, Е.Н. Ардртовская. – Киев « Наукова думка » 1987. – 550 с.
3. О. П. Уманський, В. В. Акопян, М. С. Стороженко. Дослідження закономірностей змочування та контактної взаємодії в системах TiB_2 – (Fe – Mo) – Адгезія расплавов и пайка материалов 2011, № 44.
4. Витязь П.А. Основы нанесения износостойких, коррозионно стойких и теплозащитных покрытий. / П.А. Витязь, А.Ф. Ильющенко, А.И. Шевцов. – Мн.: Бел. Наука, 2006. – 363 с.
5. Уманский А.П., Акопян В.В., Стороженко М.С., Марценюк И.С. Формирование износостойких ЭИЛ покрытий системы TiB_2 -(Fe-13%Mo). Седьмая международная конференция «материалы и покрытия в экстремальных условиях» 24–28 сентября 2012 г. Казивели, Крым, Украина.
6. ГОСТ 18318-94 - Порошки металлические. Определение размера частиц сухим просеиванием. - ИПК Издательство стандартов 1996.
7. ГОСТ 19440-94. - Порошки металлические. Определение насыпной плотности. Часть 1. Метод с использованием воронки - ИПК Издательство стандартов 1996.
8. ГОСТ 20899-98. - Порошки металлические. Определение текучести с помощью калиброванной воронки (прибора Холла) - ИПК Издательство стандартов 2001.

Стаття надійшла до редакції 27.04.2013.

Д.Ю. Федориненко, С.П. Сапон, А.А. Урліна, С.В. Бойко
ВПЛИВ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ПАРАМЕТРІВ ШПИНДЕЛЬНОГО ВУЗЛА З
ГІДРОСТАТИЧНИМИ ОПОРАМИ НА ТОЧНІСТЬ ОБРОБКИ

За результатами експериментальних досліджень виявлено вплив режимів різання, статичного дисбалансу та тиску в карманах гідростатичної опори шпинделя токарного верстата на відхилення від круглості зразків-виробів. Обґрунтовано недоцільність забезпечення максимально високого тиску в карманах гідростатичної опори у зв'язку зі зниженням її демпфуючих властивостей.

Ключові слова: шпиндель, гідростатичні опори, експлуатаційні параметри, експериментальні дослідження, відхилення від круглості.
Форм. 4. Табл. 1. Рис. 5. Літ. 11.

Д.Ю. Федориненко, С.П. Сапон, А.А. Урліна С.В. Бойко
ВЛИЯНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ ПАРАМЕТРОВ ШПИНДЕЛЬНОГО УЗЛА С
ГИДРОСТАТИЧЕСКИМИ ОПОРАМИ НА ТОЧНОСТЬ ОБРАБОТКИ

В результате экспериментальных исследований выявлено влияние режимов резания, статического дисбаланса и давления в карманах гидростатической опоры шпинделя токарного станка на отклонение от круглости образцов-изделий. Обоснована нецелесообразность обеспечения максимально высокого давления карманах гидростатической опоры в связи со снижением ее демпфирующих свойств

Ключевые слова: шпиндель, гидростатические опоры, эксплуатационные параметры, экспериментальные исследования, отклонение от круглости.

D. Fedorinenko, S. Sapon, A. Urlina, S. Boycko
THE INFLUENCE OF OPERATIONAL PARAMETERS OF THE SPINDLE UNIT
WITH HYDROSTATIC SUPPORT FOR PRECISION MACHINING

In result of experimental researches revealed the effect of cutting conditions, static unbalance and the hydrostatic pressure in the pockets of the lathe spindle support on the deviation from roundness samples-products. Proved inexpedient to ensure the highest hydrostatic pressure pockets of support in connection with decrease of its damping properties

Keywords: spindle, hydrostatic supports, operational parameters, experimental researches, the deviation from roundness.

Постановка проблеми. Аналіз процесів формоутворення на верстатах різного технологічного призначення свідчить, що основними вихідними параметрами верстата, як елемента технологічного комплексу, є показники точності робочих рухів формоутворюючих вузлів. Шпиндельний вузол є одним з найбільш відповідальних формоутворюючих вузлів, на долю якого припадає від 50 до 80% похибок в загальному балансі точності верстата [1]. Оцінка геометричної точності металорізальних верстатів здійснюється за показниками радіального, осьового, торцевого биття допоміжних баз шпинделя в регламентованих умовах за стандартом [2]. Проте, в реальних умовах експлуатації на металорізальний верстат в цілому і шпиндельний вузол зокрема діє широкий спектр факторів внутрішнього (конструктивні особливості) та зовнішнього характеру (експлуатаційні параметри, технологічні навантаження) зумовлюючи відхилення показників точності. Тому об'єктивно оцінити вихідні показники точності шпиндельного вузла можна лише врахувавши весь комплекс факторів, які одночасно діють на шпиндельний вузол.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Широкого застосування в якості шпиндельних опор прецизійних верстатів набули гідростатичні підшипники (ГСП), які поряд з високими експлуатаційними характеристиками забезпечують можливість керування точністю шпинделя під навантаженням з боку процесу різання.

Дослідженню впливу конструктивних та експлуатаційних параметрів на показники точності шпиндельних вузлів на гідростатичних опорах (ГСО) присвячені роботи багатьох вітчизняних вчених. Зокрема, в роботі [3] авторами показана принципова можливість керування вихідними характеристиками роторів на основі регулювання геометричних, теплофізичних параметрів опор рідинного тертя, розроблені методики розрахунку характеристик регульованих підшипників гідростатичного і гідростатодинамічного типів. Вплив регулювання зазору в ГСО на показники точності оброблених деталей досліджено в монографії [4]. В роботі проф. Гордєєва О.Ф. [5] відображено вплив зазору в ГСО на відхилення від круглості оброблених зразків.

Невирішені частини проблеми. Незважаючи на значний обсяг досліджень впливу параметрів ГСО на показники точності шпиндельних вузлів, в наявних літературних джерелах не виявлено вплив тиску в карманах ГСО на точність обробки, лише констатується необхідність забезпечення максимального тиску в карманах для підвищення несучої здатності та жорсткості опор. Не знайшли відображення питання впливу статичної невірноваженості шпиндельного вузла, яка має місце при обробці конструктивно невірноважених заготовок, на показники точності форми оброблених поверхонь. Тому, на наш погляд існує необхідність більш ґрунтовного

дослідження впливу названих експлуатаційних параметрів шпиндельного вузла з ГСО на точність обробки зразків-виробів.

Метою дослідження є встановлення залежності відхилення від круглості оброблених деталей від експлуатаційних параметрів шпиндельного вузла з гідростатичними опорами.

Основні результати дослідження. Одним із способів оцінки точності верстатів токарної групи є контроль відхилення від круглості оброблених зразків-виробів [6]. Вагомою складовою точності верстата, що безпосередньо впливає на параметри оброблюваних деталей, є точність шпиндельного вузла. Істотний вплив на показники точності шпиндельних вузлів здійснюють технологічні навантаження (зусилля різання, частота обертання шпинделя, статична невідновженість оброблюваної заготовки тощо) та експлуатаційні параметри їхніх опор. В якості опор шпиндельних вузлів багатьох прецизійних і важких металорізальних верстатів застосовуються гідростатичні підшипники, які дозволяють забезпечувати високі показники довговічності, несучої здатності, жорсткості, вібростійкості та забезпечують високу точність обертання шпинделя. Основними експлуатаційними параметрами ГСО шпиндельних вузлів є тиск в карманах опори, температура, в'язкість та витрати мастила.

В даній роботі досліджувався вплив тиску в карманах ГСО та технологічних навантажень процесу різання на відхилення від круглості оброблених поверхонь зразків-виробів. З цією метою здійснювали обробку партію зразків-виробів зі сталі 45 ГОСТ 1050-88 (рис.1) в кількості 27 штук.

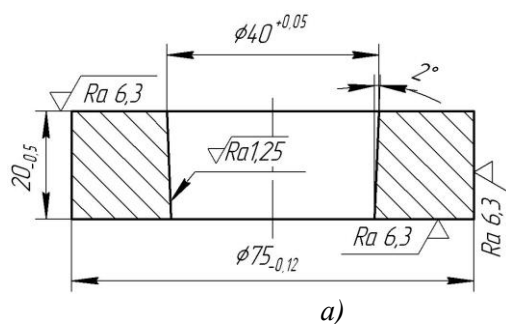


Рис. 1. Ескіз а) та загальний вигляд б) дослідних зразків-виробів

Партія зразків-виробів виготовлена в однакових умовах відповідно до вимог стандарту [7], без термообробки. Обробка партії зразків-виробів здійснювалась відповідно до рекомендацій стандарту [6]. Заготовки закріплювались на конічній поверхні прецизійної оправки (рис.2). Обробку здійснювали токарним прохідним прямим різцем з пластиною з твердого сплаву T15K6, з кутами $\varphi = \varphi_1 = 45^\circ$, $\alpha = 8^\circ$; $\gamma = 10^\circ$.

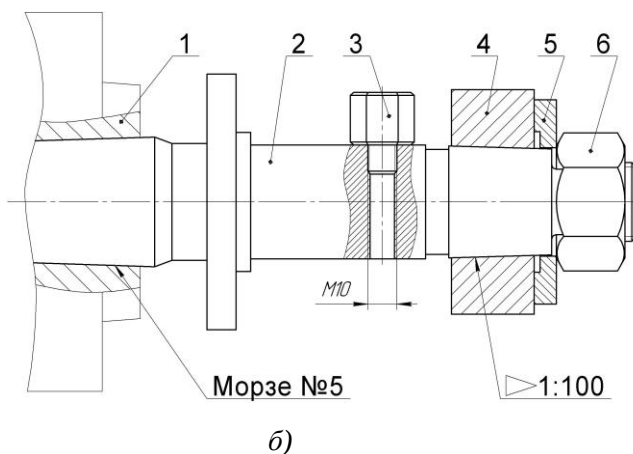
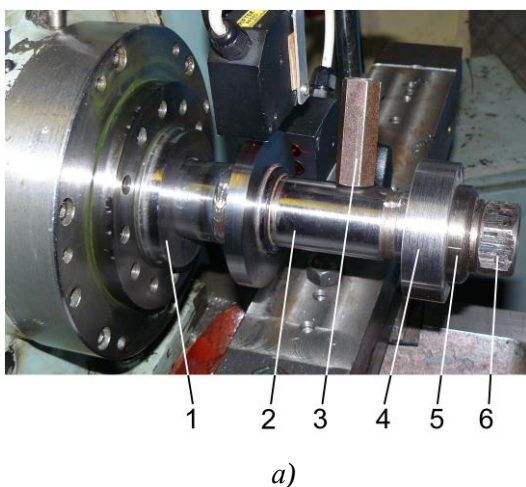


Рис. 2. Загальний вигляд а) та ескіз б) прецизійної оправки: 1 – шпиндель; 2 – прецизійна оправка; 3 – змінний вантаж; 4 – оброблювана заготовка; 5 – шайба; 6 – гайка

Для отримання математичної моделі, що описує залежність відхилення від круглості оброблених зразків від режимів різання, стичного дисбалансу та тиску в карманах ГСО шпинделя

здійснено планування експерименту методом ортогонального планування 2-го порядку [8], інтервали варіювання, рівні та натуральні значення факторів наведено в таблиці 1.

Таблиця 1. Рівні та інтервали варіювання факторів

Інтервал варіювання і рівні факторів	Натуральні значення факторів				
	n, хв ⁻¹	S, мм/об	t, мм	D _{ст.} · 10 ⁻⁶ кг·м	p, МПа
Інтервал варіювання	900	0,072	0,4	2150	1,0
Верхня «зіркова точка» (-1,414)	2770	0,23	1,4	7385	4,4
Верхній рівень (+1)	2400	0,2	1,2	6524	4,0
Нульовий рівень (0)	1500	0,128	0,8	4360	3,0
Нижній рівень (-1)	600	0,056	0,4	2219	2,0
Нижня «зіркова точка» (-1,414)	230	0,026	0,2	1303	1,6

Відхилення від круглості оброблених поверхонь вимірювались на кругломірі моделі 298 в п'яти поперечних перерізах по довжині зразка-виробу з одночасним записом круглограм в масштабі 1000:1 (рис. 3) та відхилень радіальної координати контуру вимірюваної поверхні в кодах АЦП з метою наступної цифрової обробки на комп'ютері.

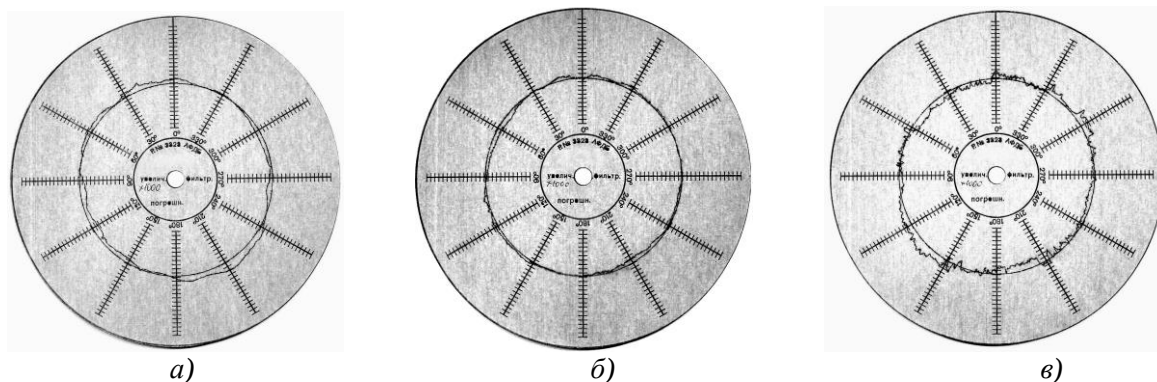


Рис. 3. Приклади круглограм поверхонь зразків-виробів оброблених при варіюванні тиском в карманах ГСО: а) p=1,6 МПа; б) p=3,0 МПа; в) p=4,4 МПа

Попередній статистичний аналіз результатів вимірювань здійснювали за методикою [9]. Спочатку перевіряли гіпотезу про нормальність закону розподілу результатів вимірювання відхилень від круглості за критерієм χ^2 Пірсона. Розраховане значення $\chi^2 = 2,302$ не перевищує критичне значення $\chi^2_{\alpha} = 7,82$ для рівня значимості $\alpha = 0,05$ та числа ступенів волі $r = 3$, що підтверджує гіпотезу про нормальність закону розподілу результатів вимірювання відхилень від круглості. Далі оцінювали дисперсії середнього арифметичного в кожному рядку плану експерименту, після чого здійснювали перевірку відтворюваності дослідних даних за критерієм Кохрена. Розраховане значення критерія Кохрена $G_{\text{розр}} = 0,111$ не перевищує табличного $G_{\text{табл}} = 0,138$, що підтверджує гіпотезу про однорідність дисперсій. Наступним етапом був розрахунок коефіцієнтів рівняння регресії та оцінка їх значимості за t-критерієм Стюдента. Після виключення не значимих коефіцієнтів отримали рівняння регресії:

$$\Delta_{\text{кр}} = 16,687 - 6,43 \cdot 10^{-3} \cdot n - 6,907 \cdot t + 17,866 \cdot S - 2 \cdot 10^{-4} \cdot D_{\text{ст}} - 4,904 \cdot p + 1,74 \cdot n \cdot t - 0,012 \cdot n \cdot S + 3,46 \cdot 10^{-7} \cdot n \cdot D_{\text{ст}} + 17,014 \cdot S \cdot t + 2,3 \cdot t \cdot p + 0,65 \cdot p^2 + 1,7 \cdot 10^{-6} \cdot n^2 \quad (1)$$

Перевірка за критерієм Фішера підтвердила адекватність отриманої математичної моделі з довірчою ймовірністю 0,95: розраховане значення критерія Фішера $F_{\text{розр}} = 0,889$ не перевищує табличного $F_{\text{розр}} = 1,76$.

Підстановкою в рівняння (1) розраховано числові значення відхилення від круглості оброблених зразків-виробів для різних комбінацій змінних факторів та отримано графіки залежностей (рис.4).

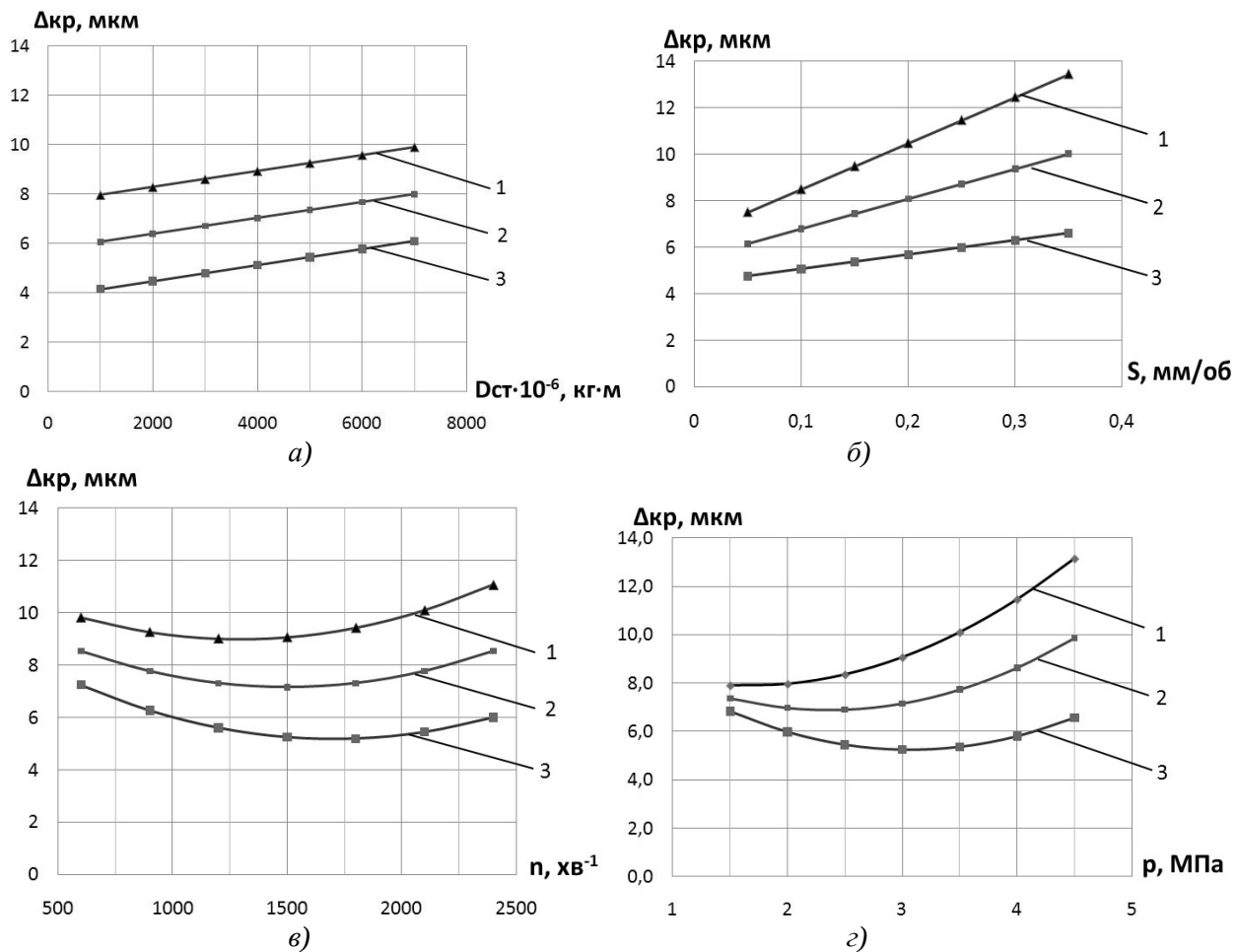


Рис.4. Залежності відхилення від круглості зразків-виробів: 1 – $t=1,2$ мм; 2 – $t=0,8$ мм; 3 – $t=0,4$ мм

Аналізуючи наведені на рисунку 4 графіки, можна зробити наступні висновки: зі збільшенням глибини різання в усіх випадках комбінування факторів спостерігається зростання відхилення від круглості оброблених зразків. Це зумовлено головним чином зростанням зусилля різання, від якого прямо пропорційно залежать пружні деформації елементів технологічної системи ВПД та вібро активність шпиндельного вузла. Аналогічними причинами обумовлено зростання відхилення від круглості при збільшенні величини подачі S (див. рис.4,б). Також зростанням вібро активності шпиндельного вузла пояснюється збільшення відхилення від круглості при зростанні величини зовнішнього статичного дисбалансу $D_{ст}$ (див. рис.4,а).

Залежність відхилення від круглості від тиску в карманах опори (див. рис.4,г) та частоти обертання шпинделя (див. рис.4,в) має екстремальний характер. Зменшення некруглості оброблених зразків-виробів при підвищенні частоти обертання шпинделя пояснюється зниженням величини складових зусилля різання при швидкостях $V > 100$ м/хв (для даних умов проведення експерименту $n > 425$ хв⁻¹) [10]. Зростання відхилення від круглості при подальшому підвищенні частоти обертання шпинделя пояснюється збільшенням невідновленої сили P_H від дисбалансів, яка пропорційна квадрату кутової швидкості ω обертання шпинделя ($P_H \sim \omega^2$), що обумовлює відповідне збільшення ексцентриситету обертання шпинделя та параметрів вібрації шпиндельного вузла.

Зростання відхилення від круглості при малих значеннях тиску в карманах ГСО обумовлено недостатньою жорсткістю, а при збільшенні тиску – навпаки надмірною жорсткістю та зниженням демпфуючих властивостей мастильного шару. Оптимальна величина тиску в карманах ГСО, при якій досягається найменше значення відхилення від круглості, зі зменшенням глибини різання зростає.

За результатами математичного описання контуру оброблених поверхонь партії зразків-виробів засобами пакету MathCAD здійснено спектральний аналіз частотного складу круглограм.

Описання форми заготовки здійснено інтерполяцією дискретних значень ординат контуру перерізу заготовки кубічними сплайнами за допомогою вбудованих функцій *cspline* і *interp*.

Математичний опис форми зразків-виробів виконано за допомогою ряду Фур'є, що включає 80 гармонік і відповідає частотному діапазону 0...400 Гц. Розклад в ряд Фур'є форми зразків-виробів подано у вигляді суми синусоїдальних функцій-складових гармонік розкладу [11]:

$$r(\varphi) = \frac{a_0}{2} + \sum_{k=1}^{80} Am_k \sin(k\varphi + \psi_k), \quad (2)$$

де Am_k , ψ_k – амплітуда і початкова фаза k -ї гармоніки.

Коефіцієнти, амплітуди і початкові фази ряду (2) знайдені шляхом розрахунків за формулами [11]:

$$Am_k = \sqrt{a_k^2 + b_k^2}, \quad \psi_k = \arctg \frac{a_k}{b_k}. \quad (3)$$

$$a_k = \frac{1}{\pi} \int_0^{2\pi} r(\varphi) \cos(k\varphi) d\varphi, \quad b_k = \frac{1}{\pi} \int_0^{2\pi} r(\varphi) \sin(k\varphi) d\varphi, \quad (4)$$

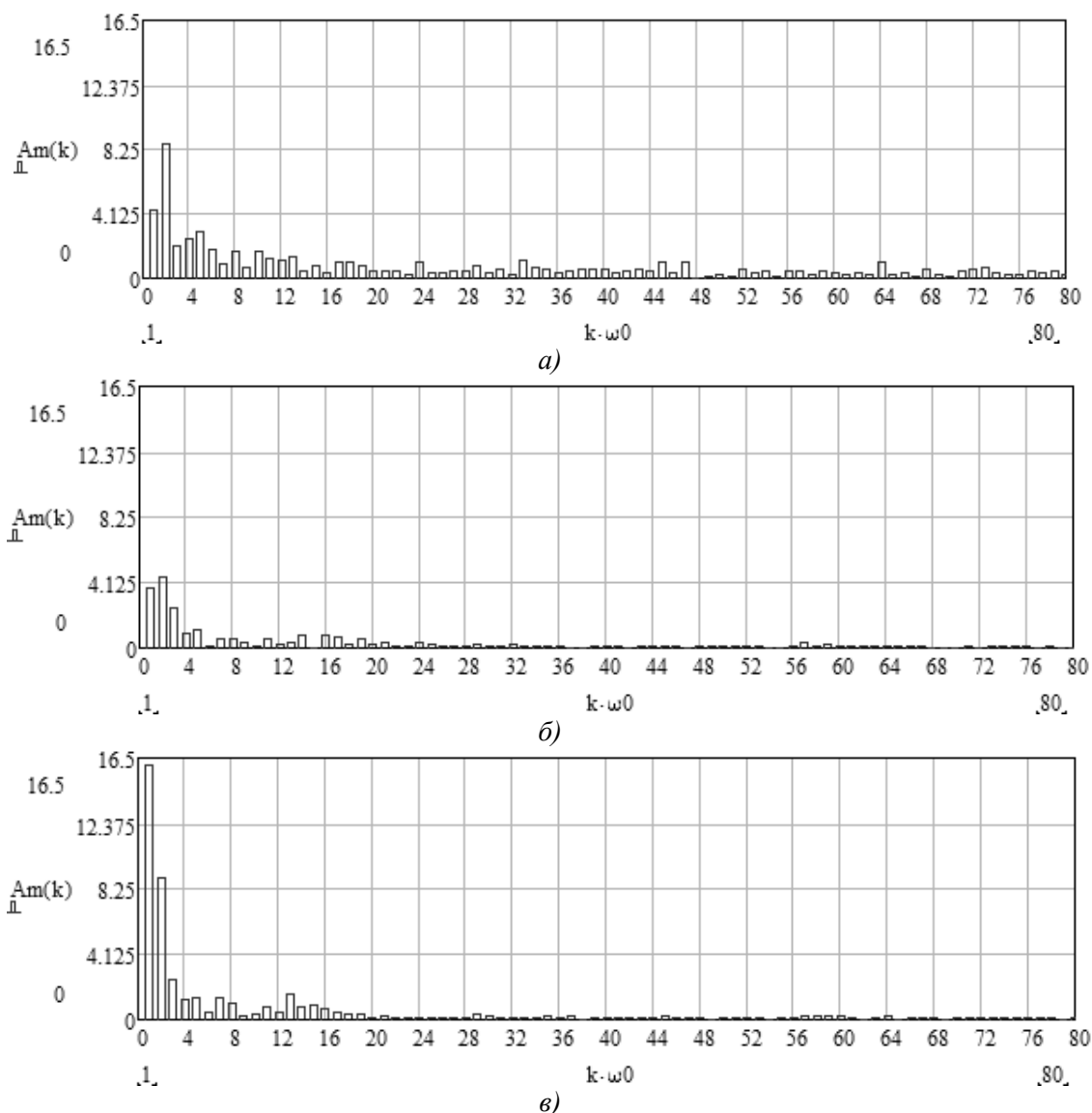


Рис. 5. Спектр амплітуд гармонік зразків-виробів, оброблених при різній величині тиску в карманах ГСО шпинделя: а) $p=4,4$ МПа; б) $p=3,0$ МПа; в) $p=1,6$ МПа

Коефіцієнти ряду Фур'є, амплітуд і початкових фаз гармонік утворюють спектр контуру обробленої поверхні зразка-виробу. На рис. 5 наведено спектри гармонік Am_k ряду Фур'є заготовок, які оброблювалися при варіюванні тиском в карманах ГСО.

Як видно з приведених спектрів, найменші значення амплітуд 1-ї та 2-ї гармонік, що відповідно характеризують ексцентриситет та овальність контуру зразків-виробів, спостерігаються при тиску в карманах ГСО, $p=3\text{МПа}$, що в повній мірі корелюється із залежностями, наведеними на рис. 4, г. і підтверджує адекватність рівняння регресії (1).

Висновки. За результатами експериментальних досліджень встановлено аналітичну залежність відхилення від круглості зразків-виробів оброблених на токарному верстаті від режимів різання, стичного дисбалансу та тиску в карманах ГСО шпинделя. Адекватність отриманої математичної моделі підтверджено розрахунком критерію Фішера та експериментальним шляхом. Встановлено, що збільшення глибини різання, подачі та зовнішнього статичного дисбалансу викликають прямо пропорційне зростання відхилення від круглості оброблених деталей. Вплив тиску в карманах ГСО та частоти обертання шпинделя на відхилення від круглості оброблених зразків-виробів має нелінійний характер. Отримані експериментальні залежності свідчать про недоцільність забезпечення максимально високого тиску в карманах гідростатичної опори, оскільки при цьому спостерігається зростання відхилення від круглості внаслідок зниження демпфуючих властивостей мастильного шару.

Для підвищення точності обробки необхідно застосовувати регульовані ГСО шпинделя, які дозволять керувати експлуатаційними параметрами, що впливають на точність обертання шпинделя, з метою встановлення їх оптимальної величини в залежності від експлуатаційних навантажень.

1. Пуш А.В. Шпиндельные узлы: Качество и надежность. / – М.: Машиностроение, 1992. – 228 с.
2. Станки металлорежущие. Схемы и способы измерений геометрических параметров: ГОСТ 22267-76. – [Действ. от 1988-01-01]. – М.: Издательство стандартов, 1988. – 141 с.
3. Артеменко Н.П., Чайка А.И., Доценко В.Н. Гидростатические опоры роторов быстроходных машин / под. ред. Н.П. Артеменко. – Х.: Основа, 1991. – 197 с.
4. Струтинський В.Б. Статистична динаміка шпиндельних вузлів на гідростатичних опорах: монографія / В.Б.Струтинський, Д.Ю.Федориненко. – Ніжин: ТОВ «Видавництво «Аспект-Поліграф», 2011. – 464 с.
5. Гордеев А.Ф. Гидростатические шпиндельные подшипники /А.Ф. Гордеев, Ю.Н.Соколов//Станки и инструмент. – 1966. – № 7. – С. 14-17.
6. Станки токарно-винторезные и токарные. Основные размеры. Нормы точности: ГОСТ 18097-93. – [Действ. от 1996-07-01]. – М.: Издательство стандартов, 1996. – 20 с.
7. Станки металлорежущие. Образцы-изделия для проверки точности обработки. Общие технические требования: ГОСТ 25443-82. – [Действ. от 1982-09-09] – М.: Издательство стандартов, 1983. – 5 с.
8. Душинский В.В. Оптимизация технологических процессов в машиностроении / В.В.Душинский, Е.С. Пуховский, С.Г. Радченко. – К.: Техника, 1977. – 176 с.
9. Степнов М.Н. Статистические методы обработки результатов механических испытаний: справочник. – М.: Машиностроение, 1985. – 232 с.
10. Соколовский А.П. Расчеты точности обработки на металлорежущих станках. / А.П.Соколовский – М.: Машгиз, 1952. – 288 с.
11. Струтинський В.Б. Статистична динаміка шпиндельних вузлів на гідростатичних опорах: монографія / В.Б.Струтинський, Д.Ю. Федориненко. – Ніжин: ТОВ „Видавництво „Аспект-Поліграф”, 2011. – 464 с.

Стаття надійшла до редакції 01.05.2013

УДК 539.3.

В.І. Шваб'юк, А.В. Маткова, В.В. Шваб'юк
ПОСТАНОВКА ПЕРШОЇ ОСНОВНОЇ КРАЙОВОЇ ЗАДАЧІ ЗГИНУ ОРТОТРОПНИХ
ПЛАСТИН ДЛЯ ПІВНЕСКІНЧЕННИХ ОБЛАСТЕЙ

У статті проаналізовано використання методу лінійного спряження М. Мусхелішвілі для розв'язку першої основної задачі згину півнескінчених ортотропних пластин. Наведені рівняння уточненої моделі. відрізняються від уже відомих представлень інших теорій згину членами, які враховують поперечне обтіснення, а також нелінійність розподілу нормальних напружень по товщині пластини.

Ключові слова: згин пластин, крайова задача, ортотропні пластини, деформації поперечного зсуву, обтіснення, комплексні потенціали.

Форм. 25. Рис. 1. Літ.5.

В.И. Швабюк, А.В. Маткова, В.В. Швабюк
ПОСТАНОВКА ПЕРВОЙ ОСНОВНОЙ КРАЕВОЙ ЗАДАЧИ ИЗГИБА ОРТОТРОПНЫХ
ПЛАСТИН ДЛЯ ПОЛУБЕСКОНЕЧНЫХ ОБЛАСТЕЙ

У статье проанализировано использование метода линейного сопряжения Н. Мусхелишвили для решения первой основной задачи изгиба полубесконечных ортотропных пластин. Приведенные уравнения уточненной модели. отличаются от уже известных представлений других теорий изгиба членами, которые учитывают поперечное обжатие, а также нелинейность распределения нормальных напряжений по толщине пластины.

Ключевые слова: изгиб пластин, краевая задача, ортотропные пластины, деформации поперечного сдвига, обжатия, комплексные потенциалы.

V.I. Shvabyuk, A.V. Matkova, V.V. Shvabyuk
FORMULATIONS OF THE FIRST BASIC OF BOUNDARY PROBLEM ORTHOTROPIC
PLATES BENDING FOR SEMI-INFINITE DOMAIN

The analysis conditions on the orthotropic plate boundaries are determined. By introduction of N. Muskhelishvili's complex potentials the solutions of main tasks of the theory of bending of orthotropic plates come to solutions of boundary by linear coupling method.

Keywords: bending plates, linear coupling method, orthotropic plates, complex potentials.

Постановка проблеми. Використання методу лінійного спряження аналітичних функцій комплексної змінної стосовно плоскої задачі теорії пружності розглянуто М. Мусхелішвілі [2]. Для теорії згину ізотропних та трансверсально-ізотропних пластин досить детально розглянуто І. Прусовим у його монографії [3]. Метод лінійного спряження аналітичних функцій зручно використовувати також для розв'язку основних крайових задач згину ортотропних пластин для півнескінчених і кругових областей. Однак, застосування цього методу для ортотропних пластин пов'язане із значними труднощами як у записах через комплексні потенціали виразів для згинальних моментів і поперечних сил, так і в постановці крайових задач, тому в випадках ортотропних пластин ним майже не користувалися.

У роботі дається постановка і розв'язок першої основної крайової задачі ортотропних пластинок як в уточненій постановці, так і в постановці класичної теорії тонких пластин І. Кірхгофа [1,4].

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Для задач згину тонких пластинок І. Кірхгофа представлення основних залежностей та розв'язків через аналітичні функції комплексної змінної, можливо вперше, систематично почали використовуватись С. Лехніцьким [1] та Г. Савіним [4] для анізотропних та ізотропних пластинок з отворами. Формули уточненої моделі згину ортотропних пластин [5] дають змогу, за аналогією з плоскою задачею теорії пружності [2], де визначення комплексних потенціалів М. Мусхелішвілі поширюється на область яку не займає пластинка, а також методикою І. Прусова [3], скористатися методом лінійного спряження для розв'язку основних задач згину так званих півнескінчених пластин. Наведені рівняння уточненої моделі відрізняються від уже відомих представлень теорії І. Прусова [3] членами, які враховують поперечне обтіснення, а також нелінійність розподілу нормальних напружень по товщині пластини.

Мета дослідження. Зробити постановку та одержати розв'язок першої основної крайової задачі згину півнескінчених ортотропних пластин на основі рівнянь уточненої моделі, що враховує деформації поперечного зсуву та обтіснення. Здійснити аналіз отриманих результатів.

Основні результати досліджень. Система рівнянь поперечного згину ортотропних пластин може бути записана у вигляді [5]:

$$D_1 \frac{\partial^4 \tilde{w}}{\partial x^4} + 2(2D_{66} + D_{12}) \frac{\partial^4 \tilde{w}}{\partial x^2 \partial y^2} + D_2 \frac{\partial^4 \tilde{w}}{\partial y^4} + (K_y - K_x) \frac{\partial^2 \Omega}{\partial x \partial y} = q_2 + 0,4h^2 \left(A_1 \frac{\partial^2}{\partial x^2} + A_2 \frac{\partial^2}{\partial y^2} \right) q_2; \quad (1)$$

$$K_x \frac{\partial^2 w_\tau}{\partial x^2} + K_y \frac{\partial^2 w_\tau}{\partial y^2} + (K_y - K_x) \frac{\partial^2 \Omega}{\partial x \partial y} = -q_2. \quad D_{66} \Delta \Omega + (D_1 - (2D_{66} + D_{12})) \frac{\partial^2 \Omega}{\partial x^2} = \frac{5}{4} K_x \cdot \Omega, \quad \begin{pmatrix} x \leftrightarrow y \\ 1 \leftrightarrow 2 \end{pmatrix};$$

$$\text{ää } K_x = \frac{4}{3} G_{13} h, \quad K_y = \frac{4}{3} G_{23} h, \quad A_1 = (\nu_{13} + \nu_{21} \nu_{23}) \cdot E_1 / (1 - \nu_{12} \nu_{21}) E_3, (1 \leftrightarrow 2)$$

$$\tilde{w} = w + \varepsilon_2 q_2 / D_1 - \frac{4}{5} w_\tau, \quad D_1 = \frac{2}{3} \cdot \frac{E_1 h^3}{1 - \nu_{21} \nu_{12}}, \quad D_{66} = \frac{2}{3} G_{12} h^3, \quad D_{12} = \nu_{12} D_1 = \nu_{21} D_2;$$

$\varepsilon_2 = 0,05(1 - \nu^*) \tilde{E}_1 / E_3$; $\nu^* = 0,5 \nu'' G_{13} / G_{12}$; w — переміщення серединної поверхні пластини, $w_\tau(x, y), \Omega(x, y)$ — невідомі функції, що описують деформації поперечного зсуву в пластині і через похідні від яких виражаються поперечні сили в пластині :

$$Q_x = K_x \left(\frac{\partial w_\tau}{\partial x} - \frac{\partial \Omega}{\partial y} \right), \quad Q_y = K_y \left(\frac{\partial w_\tau}{\partial y} + \frac{\partial \Omega}{\partial x} \right); \quad 2h \text{ — товщина пластини, } E_i, G_{ij}, \nu_{ij} \text{ —}$$

модулі пружності, модулі зсуву та коефіцієнти Пуассона матеріалу пластини в напрямках $i, j = 1, 2, 3$; $q_2 = q^+ + q^-$ — сумарне навантаження на пластину; q^+, q^- — нормальні компоненти поверхневих навантажень, прикладених до зовнішніх ($\gamma = \pm h$) поверхонь пластини.

Формули для напружень в поперечних перерізах пластини записуються у вигляді [5]:

$$\sigma_x = \frac{3M_x}{2h^3} \cdot \gamma + \tilde{E}_1 \left(\frac{\partial \tilde{Q}_x}{\partial x} + \nu_{12} \frac{\partial \tilde{Q}_y}{\partial y} \right) \cdot f(\gamma); \quad \sigma_y = \frac{3M_y}{2h^3} \cdot \gamma + \tilde{E}_2 \left(\frac{\partial \tilde{Q}_y}{\partial y} + \nu_{21} \frac{\partial \tilde{Q}_x}{\partial x} \right) \cdot f(\gamma);$$

$$\tau_{xy} = \frac{3H_{xy}}{2h^3} \cdot \gamma + G_{12} \left(\frac{\partial \tilde{Q}_x}{\partial y} + \frac{\partial \tilde{Q}_y}{\partial x} \right) \cdot f(\gamma); \quad \tau_{x\gamma} = G_{13} (1 - \gamma^2 / h^2) \tilde{Q}_x, \quad (2)$$

$$\tau_{y\gamma} = G_{23} (1 - \gamma^2 / h^2) \tilde{Q}_y. \quad \{M_x, M_y, H_{xy}\} = \int_{-h}^h \{\sigma_x, \sigma_y, \tau_{xy}\} \cdot \gamma \cdot d\gamma.$$

$$\text{Тут } f(\gamma) = \frac{\gamma}{5} \left(1 - \frac{5}{3} \frac{\gamma^2}{h^2} \right), \quad \tilde{Q}_x = Q_x / K_x, (x \leftrightarrow y); \quad \tilde{E}_1 = E_1 / (1 - \nu_{12} \cdot \nu_{21}), (1 \leftrightarrow 2).$$

Розглянемо випадки, коли область, яку займає серединна поверхня недеформованої пластини, є півплощиною. Позначимо її знаком D^- ($y < 0$). Будемо вважати, що пластина згинається зусиллями, які прикладені до її границі, або в довільній точці $z_0 \in D^-$ у вигляді зосереджених моменту M і сили P та розподіленого навантаження $q(x)$ (рис. 1); γ — поперечна координата декартової системи координат.

Нехай L — дійсна вісь площини комплексної змінної $z = x + i\lambda y$, де λ — кратний додатній корінь характеристичного рівняння

$$D_2 \lambda^4 - 2(2D_{66} + D_{12}) \lambda^2 + D_1 = 0, \quad (3)$$

Коефіцієнти якого повинні задовольняти умову: $\lambda^2 = (2D_{66} + D_{12}) / D_2 = \sqrt{D_1 / D_2}$.

За такого виду ортотропії будемо мати тільки одну комплексну змінну $z = x + i\lambda y$, через яку будуть виражатися комплексні потенціали $\varphi(z)$ і $\chi(z)$ у формулі Гурса [2]

$$\tilde{w} = \text{Re}[\bar{z} \cdot \varphi(z) + \chi(z)] + w^*. \quad (4)$$

Тут w^* — частковий розв'язок першого рівняння системи (1).

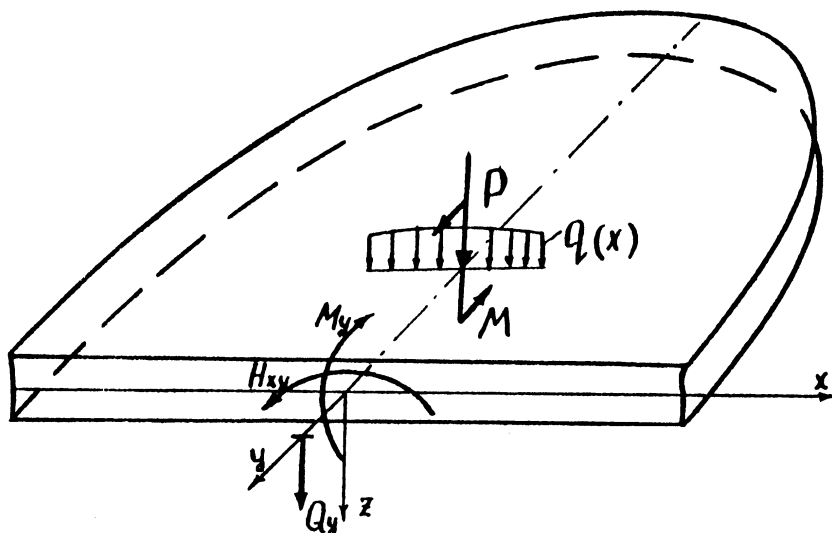


Рис. 1. Схема навантаження пластини

Перша основна задача полягає в тому, щоб знайти пружну рівновагу пластини, коли на її границі L задані згинальні моменти $m(x)$, крутні моменти $H(x)$, і поперечні зусилля $Q(x)$, віднесені до одиниці довжини, як функції відрізка контуру L . Граничні умови, які виконуються на краю пластини і відповідають першій основній задачі, будуть наступними:

$$M_y = m(x), H_{xy} = H(x), Q_y = Q(x). \quad (5)$$

Поступаючи, так само, як і в [2], поширимо означення функції $\hat{O}(z) = d\varphi(z)/dz$ на область, яка не зайнята пластиною (обл. D^+), вважаючи, що для $z \in D^+$ функція $\hat{O}(z)$ визначається так:

$$\hat{O}(z) = -\bar{O}(z) - \bar{\Psi}(z) - z\bar{O}'(z) + \Psi_0(z), \quad (6)$$

де $\Psi_0(z)$ – довільна аналітична функція, яка визначена тільки в області D^+ .

Замінивши у формулі (3) z на $\bar{z}$ (вважаючи, що $z \in D^-$) і, виконавши операцію спряження, знайдемо вираз для комплексного потенціалу $\Psi(z) = d^2\chi(z)/dz^2$:

$$\Psi(z) = -\hat{O}(z) - \bar{\hat{O}}(\bar{z}) - z\hat{O}'(z) + \Psi_0(\bar{z}). \quad (7)$$

Підставивши формулу (4) у рівності [5] отримаємо наступну систему рівнянь, яку можна використати при постановці граничних задач для ортотропної пластини:

$$\begin{aligned} \Phi(z) - \Phi(\bar{z}) + (z - \bar{z})\overline{\Phi'(z)} &= -\eta_1 f_1 + 0.4i\alpha R_2 + 0.8(\alpha - 1)\Omega''_{xy} - \Psi_0(\bar{z}); \\ \kappa\Phi(z) + \Phi(\bar{z}) - (z - \bar{z})\overline{\Phi'(z)} &= -\eta_2 f_2 + \frac{4}{5}\kappa_0^*(\alpha - 1)\Omega''_{xy} - \frac{2}{5}i\alpha(R_2 + \alpha^2 k_0^2 \Omega) + \Psi_0(\bar{z}); \\ 2i\alpha \cdot D_1 [\Phi(z) - \overline{\Phi(z)}] &= K_y \Omega - P_y + C_0; \\ \Phi(z) - \Phi(\bar{z}) + (z - \bar{z})\overline{\Phi'(z)} &= g(x) + 0.8i\alpha(R_1)'_x; \end{aligned} \quad (8)$$

$$4\varepsilon\overline{\Phi'(z)} = \frac{4}{5}i\alpha R_1 - \left[\left(\gamma_x + \frac{\partial w}{\partial x} \right) + i\alpha \left(\gamma_y + \frac{\partial w}{\partial y} \right) \right],$$

де

$$\begin{aligned} f_1(x) &= \lambda^2(1+r)M_x - (\nu_{21}-r)M_y + i\alpha(1+\nu_{21})H_{xy}; \quad \alpha = 1/\lambda; \\ f_2(x) &= M_y - i\alpha(H_{xy} + P_y + C_0); \quad \kappa = (3\alpha^2 + \nu_{12})(\alpha^2 - \nu_{12})^{-1}; \\ g(x) &= -\frac{\partial}{\partial x}(\gamma_x + i\alpha\gamma_y) - \Psi_0(\bar{z}); \quad P_y = \int_{x_0}^x Q_y dx; \quad \kappa_0^* = (\alpha^3 + \nu_{12})(\alpha^2 - \nu_{12})^{-1}; \\ r &= (\alpha^2\nu_{21} - \nu_{12})(\alpha^2 + \nu_{12})^{-1}; \quad \eta_1 = 1/(2D_{66}(1+\nu_{21})), \quad \eta_2 = 1/2D_{66}, \end{aligned}$$

C_0 – довільна дійсна стала, яка дорівнює P_y в точці x_0 .

Використовуючи записані рівності, можна отримати різні граничні умови, яким повинні задовольняти функції $\Phi(z)$ і $\Omega(x, y)$. Якщо пластинка, крім зусиль, що діють на контурі L , навантажена також в деякій точці $z = z_0$ області D^- зосередженою силою P_1 і зосередженою парою сил з моментом $M_1 = M'_e + i\alpha M'_y$, то на основі формул (8) в околі точок z_0 і $\bar{z}_0$ будемо мати:

$$\hat{O}(z) = A(z) + \hat{O}_*^- \quad \text{äëÿ} \quad z \rightarrow z_0; \quad \hat{O}(z) = B(z) + \hat{O}_*^+ \quad \text{äëÿ} \quad z \rightarrow \bar{z}_0,$$

де $A(z) = A_0 \ln(z - z_0) + \frac{a_0}{z - z_0}$; $B(z) = -A_0 \ln(z - \bar{z}_0) + \frac{A_0(z_0 - \bar{z}_0) - a_0}{z - \bar{z}_0} - \frac{\bar{a}_0(z_0 - \bar{z}_0)}{(z - \bar{z}_0)^2}$;

$$A_0 = \frac{\lambda P_1}{8\pi D}; \quad a_0 = \frac{\lambda^2 M_1}{8\pi i D}. \quad \hat{O}_*^-(z), \quad \hat{O}_*^+(z) - \text{голоморфні функції в околі точок } z_0 \text{ і } \bar{z}_0.$$

При $|y| \rightarrow 0$ та $C_0 = 0$ залежності (8) стануть еквівалентними граничним умовам (5):

$$\begin{aligned} \kappa \hat{O}^-(x) + \hat{O}^+(x) &= -\eta_2 f_2(x) + \frac{4}{5} \kappa_0^* (\alpha - 1) \Omega_{xy}'' - \frac{2}{5} i\alpha (R_2 + \alpha^2 \kappa_0^2 \Omega) + \Psi_0^+(x); \\ 2iD_1 \alpha \left[\hat{O}^-(x) - \overline{\hat{O}^-(x)} \right] &= -P_y + K_y \Omega + C_0, \end{aligned} \quad (9)$$

де $\hat{O}^-(x)$ і $\hat{O}^+(x)$ – граничні значення $\Phi(z)$ на L із сторони D^- і D^+ .

При цьому надалі будемо вважати, що функції $f_i(x)$ задовольняють на L умові Гельдера [2] — $|f(x_2) - f(x_1)| < R|x_2 - x_1|^\lambda$, де x_1 і x_2 – довільні точки на L , R і λ ($0 < \lambda \leq 1$) — додатні числа, а для великих $|x|$ виконується нерівність —

$$|f(x) - f(\infty)| < C|x|^{-\alpha}, \quad C > 0, \quad \alpha > 0. \quad (10)$$

У роботах [2], [3], показано, що для розв'язку системи рівнянь (9) комплексні потенціали $\Phi(z)$, в областях D^- і D^+ , також функції кручення $\Omega(x, y)$ та $\Psi_0(x, y)$, достатньо представити у вигляді інтегралів типу Фур'є:

$$\begin{aligned} \hat{O}(z) &= \int_0^\infty a(\tau) e^{-i\tau z} d\tau, \quad z \in D^-; \quad \hat{O}(z) = \int_0^\infty \hat{a}(\tau) e^{i\tau z} d\tau, \quad z \in D^+; \\ \Omega(x, y) &= i \int_0^\infty \left[r(\tau) e^{i\tau x} - \bar{r}(\tau) e^{-i\tau x} \right] e^{\beta y} d\tau, \quad (y < 0). \end{aligned} \quad (11)$$

$$\Psi_0(x, y) = i \cdot \int_0^\infty \left[c(\tau) e^{i\alpha\tau x} + d(\tau) e^{-i\alpha\tau x} \right] e^{-\tau y} d\tau, \quad (y > 0).$$

Тут $\beta = \sqrt{\tau^2 + k_0^2}$, $a(\tau)$, $\hat{a}(\tau)$, $r(\tau)$, $c(\tau)$, $d(\tau)$ – довільні функції від τ , інтеграли від яких сходяться при $y = 0$. Риска над символом $r(\tau)$ означає комплексне спряження. При умові, що на нескінченності напружений стан в пластині відсутній, функції $f_i(x)$ можна представити у вигляді:

$$f_i(x) = \int_0^\infty \left[F_i(\tau) e^{i\tau x} + F_i(-\tau) e^{-i\tau x} \right] d\tau, \quad F_i(\tau) = \frac{1}{2\pi} \int_{-\infty}^\infty f_i(x) e^{-i\tau x} dx.$$

У випадках першої і другої крайових задач функцію $\Psi_0^+(x)$ можна покласти рівною нулю. Для змішаної задачі, шляхом певного підбору, вона може служити засобом значного спрощення крайових умов.

Розв'язок поставленої крайової задачі зводиться до знаходження виразів $a(\tau)$, $\hat{a}(\tau)$, $r(\tau)$ з системи рівнянь (11), яку легко отримати з співвідношень (9). Зокрема, для випадку трансверсально-ізотропного матеріалу, одержимо:

$$\begin{aligned} \kappa \cdot a(\tau) + \frac{4}{5} \tau (\beta - \tau) \bar{r}(\tau) &= -\eta_2 F_0(-\tau); \quad \hat{a}(\tau) + \frac{4}{5} \tau (\beta + \tau) r(\tau) = -\eta_2 F_0(\tau); \\ 2a(\tau) + \frac{K'}{D} \cdot \bar{r}(\tau) &= \frac{iF_1(-\tau)}{D}, \quad K' = \frac{4}{3} G'h. \end{aligned} \quad (12) \quad \text{у}$$

випадку, коли перша основна задача розв'язується у постановці класичної теорії згину ортотропних тонких пластинок, функція кручення $\Omega(x, y) \equiv 0$ і граничні умови (9) зводяться тільки до однієї:

$$\kappa \hat{O}^-(x) + \hat{O}^+(x) = -\eta_2 f_2(x). \quad (13)$$

Розв'язок цієї крайової задачі можна записати у вигляді:

$$\hat{O}(z) = \frac{\eta_2}{2i\kappa} \int_L \frac{f_2(\tau) d\tau}{\tau - z} + A(z), \quad z \in D^-, \quad \hat{O}(z) = -\frac{\eta_2}{2\pi i} \int_L \frac{f_2(\tau) d\tau}{\tau - z} + B(z), \quad z \in D^+ \quad (14)$$

Легко переконатись, що вирази (14) задовольняють нульовим умовам на нескінченності.

Якщо на краю пластинки діє тільки моментне навантаження $M_y = m_0 \cdot \cos \tau x$, ($H_{xy} = Q_y = 0$), то вирази для функцій Φ і Ω можна вибрати у спрощеному вигляді І.Прусова [3]:

$$\begin{aligned} \hat{O}(z) &= a e^{-i\tau z} \quad \text{ї} \quad \text{д} \quad z \in D^-, \quad \hat{O}(z) = \hat{a} e^{i\tau z} \quad \text{ї} \quad \text{д} \quad z \in D^+, \\ \Omega(x, y) &= i r \left(e^{i\tau x} - e^{-i\tau x} \right) e^{\beta y}, \quad (y < 0), \end{aligned} \quad (15)$$

де a , $\hat{a}$, r , τ , β – довільні дійсні сталі. Функції $f_i(x)$ і $F_i(\tau)$ при такому навантаженні можна записати наступним чином

$$2f_2(x) = m_0 \left(e^{i\tau x} + e^{-i\tau x} \right); \quad 2F_0(\tau) = m_0, \quad f_1(x) = F_1(\tau) = 0.$$

Розв'язки системи (15) при таких умовах, мають вигляд:

$$a(\tau) = -\frac{\eta_2 \cdot m_0}{4\epsilon\tau(\beta - \tau) - 2\kappa}; \quad \hat{a}(\tau) = \frac{2\epsilon\eta_2 m_0 \tau (\tau + \beta)}{4\epsilon\tau(\beta - \tau) - 2\kappa}; \quad r(\tau) = -\frac{2,5\epsilon\eta m_0}{4\epsilon\tau(\beta - \tau) - 2\kappa}. \quad (16)$$

Використавши останню формулу системи (2), знаходимо вираз для згинального моменту M_x :

$$M_x = -m_0 \left[1 - \frac{2(1+\nu)(\tau + \beta)}{(3+\nu)(\tau + \beta) - 4\tau} \right] \cos \tau x. \quad (17)$$

Отриманий вираз (17) для згинального моменту M_x за формою співпадає з відомим виразом І. Прусова [3]. Але значеннями вони будуть відрізнятися при певних величинах τ і β . Причина в тому, що згідно теорії І. Прусова величина $k_0^2 = 3 \frac{G'}{G} \cdot h^{-2}$, а в запропонованій моделі — $k_0^2 = 2,5 \frac{G'}{G} h^{-2}$. Ще більшою буде різниця між результатами при визначенні напружень σ_x . У відповідності з формулами (2) напруження σ_x для трансверсально-ізотропного матеріалу можна представити у вигляді:

$$\sigma_x = \frac{3M_x}{2h^3} \cdot \gamma + \frac{3}{2} \cdot \frac{G}{G'} \cdot \left(\frac{\partial Q_x}{\partial x} + \nu \frac{\partial Q_y}{\partial y} \right) \cdot f(\gamma), \quad (18)$$

де

$$f(\gamma) = \frac{\gamma}{5h} \left(1 - \frac{5}{3} \cdot \frac{\gamma^2}{h^2} \right) (1-\nu)^{-1}.$$

Поклавши ($\gamma = \pm h$), будемо мати:

$$\sigma_x = \pm \frac{3M_x}{2h^2} \mp \frac{G/G'}{5(1-\nu)} \left(\frac{\partial Q_x}{\partial x} + \nu \frac{\partial Q_y}{\partial y} \right). \quad (19)$$

У виразах (18), (19) тільки перший член, відповідає теорії І. Прусова (він такий самий як і в теорії тонких пластин Г. Кірхгофа). Другий член є уточненням формули для σ_x за рахунок нелінійності тангенціальних переміщень відносно поперечної координати γ . Вираз в дужках записується через функції $\Phi(z)$ та $\Omega(x, y)$ наступним чином:

$$\frac{\partial Q_x}{\partial x} + \nu \frac{\partial Q_y}{\partial y} = -2(1-\nu) D \left[\hat{O}''(z) + \overline{\hat{O}''(z)} \right] - (1-\nu) \cdot K' \cdot \frac{\partial^2 \Omega}{\partial x \partial y}. \quad (20)$$

З урахуванням виразів (16), (17), будемо мати:

$$\frac{\partial Q_x}{\partial x} + \nu \frac{\partial Q_y}{\partial y} = - \frac{m_0 \tau^2 (e^{-i\tau z} + e^{i\tau \bar{z}})}{\kappa - 1,6 D \cdot \tau (\beta - \tau) / K'} + \frac{m_0 \tau \cdot \beta \cdot (e^{i\tau x} + e^{-i\tau x}) \cdot e^{\beta y}}{\kappa - 1,6 D \cdot \tau (\beta - \tau) / K'}. \quad (21)$$

Граничні значення виразу (21) на краю $L(y=0)$ пластини будуть наступними:

$$\frac{\partial Q_x^-}{\partial x} + \nu \frac{\partial Q_y^-}{\partial y} = \frac{2m_0 \tau k_0^2 (1-\nu)}{(3+\nu)(\tau + \beta) - 4\tau} \cos \tau x. \quad (22)$$

Підставивши формулу (22) в (19) і, враховуючи (17), отримаємо:

$$\sigma_x = \mp \frac{3m_0}{2h^2} \left[1 - \frac{2(1+\nu)(\tau + \beta) - 2\tau/3}{(3+\nu)(\tau + \beta) - 4\tau} \right] \cos \tau x. \quad (23)$$

Аналіз формули (23) показує, що для отримання розв'язку класичної теорії тонких пластинок ($G/G' = 0$) досить спрямувати відношення $\tau/\beta \approx \tau/k_0 \approx \tau h \sqrt{G/G'} \rightarrow 0$. У результаті, для значень $\tau \neq 0$, будемо мати:

$$\sigma_x = \mp \frac{3m_0}{2\kappa h^2} \cos \tau x, \quad \kappa = \frac{3+\nu}{1-\nu}. \quad (24)$$

Формула (24) співпадає з відповідним результатом, отриманим І. Прусовим [3], для випадку тонких пластинок Г. Кірхгофа. Разом з тим, за певних значень параметра τ , наприклад для

$\tau = k_0, \nu = 1/3$, напруження σ_x може поміняти знак на протилежний (порівняно із класичним результатом) і буде дорівнювати:

$$\sigma_x = \pm 2,13 \frac{3m_0}{2\kappa h^2} \cos k_0 x. \quad (25)$$

Висновки. Аналізуючи вище викладене, можна зробити такі висновки:

1. Для випадку ортотропного матеріалу з однаковими уявними коренями характеристичного рівняння виводяться нові співвідношення уточненої теорії пластин у комплексній формі. Отримані співвідношення набагато зручніші для застосування методу лінійного спряження від уже відомих в літературі.

2. На базі виведених формул дається постановка і розв'язок першої основної крайової задачі для півнескінченної транструпної пластини, навантаженої по краю моментним навантаженням $M_y = m_0 \cdot \cos \tau x$.

3. Аналіз отриманих результатів для напружень σ_x показує, що їх значення можуть поміняти знак на протилежний і більше ніж удвічі перевищувати амплітудні значення (порівняно із класичним результатом) теорії тонких пластин Г. Кірхгофа.

1. Лехницький С.Г. Анизотропные пластинки / С.Г. Лехницький // Изд.2, ГТТИ.М., 1957. – 463 с.
2. Мусхелишвили Н.И. Некоторые основные задачи математической теории упругости / Н.И. Мусхелишвили // М. Изд-во "Наука". 1966. – 708 с.
3. Прусов И.А. Метод сопряжения в теории плит / И.А. Прусов // Минск: Изд-во БГУ, 1975. – 256 с.
4. Савин Г.Н. Концентрация напряжений около отверстий / Г.Н.Савин - М.,Л.: Гостехиздат, 1951. – 496 с.
5. Шваб'юк В.І. Комплексне подання уточнених рівнянь згину ортотропних пластин з тріщинами / В.І. Шваб'юк // Машинознавство. Львів: 1999, № 4. – С. 51-55.

Стаття надійшла до редакції 26.04.2013.