

УДК 539.4; 669–176

## ФРАКТАЛЬНА РОЗМІРНІСТЬ МЕЖ ЗЕРЕН І МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ МЕТАЛУ КИСНЕВИХ БАЛОНІВ

В. В. УСОВ<sup>1</sup>, М. Д. РАБКІНА<sup>2</sup>, Н. М. ШКАТУЛЯК<sup>1</sup>, Т. С. ЧЕРНЕВА<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Південноукраїнський національний педагогічний університет ім. К.Д. Ушинського, Одеса;

<sup>2</sup> Інститут електрозварювання ім. Е. О. Патона НАН України, Київ

Виконано кількісний фрактальний аналіз меж зерен мікроструктури сталі Дс п'яти кисневих балонів з терміном експлуатації від 18 до 55 років. Фрактальну їх розмірність визначено методом накладання на зображення вибраної межі квадратних осередків різного розміру з підрахунком кількості точок їх перетину з цією межею (box-method). Встановлено кореляційні зв'язки фрактальної розмірності меж зерен з ударною в'язкістю, руйнівним тиском і границею текучості. Знайдено відповідні рівняння регресії. Проаналізовано механізми руйнування, пов'язані з фрактальною розмірністю меж зерен.

**Ключові слова:** *фрактальна розмірність, кисневі балони, межі зерен, текстура.*

Сьогодні дуже важливо запобігти часті вибухи балонів для енергоносіїв високого внутрішнього тиску, особливо кисневих. Якщо знехтувати людський фактор, то основною їх причиною є зношеність, оскільки в окремих випадках балони експлуатують 50–60 років замість сорока [1]. Як свідчить практика, причиною руйнування є не тільки “старіння” металу, а й технологія виготовлення. Сучасними методами контролю не вдається своєчасно оцінити їх придатність для подальшої експлуатації [2–5]. Про вплив різних структурних і текстурних чинників на механічні властивості сталі балонів та їх коерцитивну силу опубліковано низку праць [6, 7]. Зокрема, виявлено [6] параболічну кореляцію коерцитивної сили з ростом внутрішнього тиску в балоні і запропоновано методику оцінки напружено-деформованого стану та залишкового ресурсу посудин за її значеннями. Встановлено [7], що збільшення вмісту “крихкого” текстурного компонента {001} <110> супроводжується зростанням коерцитивної сили внаслідок підвищення кількості кристалів, що намагнечуються в напрямку <110>. Проаналізовано також вплив розміру зерна на пошкодженість балонів, але структуру меж зерен не вивчено. Хоча у полікристалічних металевих матеріалах вона відіграє важливу роль під час визначення механічних властивостей [8], оскільки саме там здебільш зароджуються і поширюються тріщини. Міжзеренне руйнування може викликати крихкість конструкційних матеріалів [9] і уникнути цього можна, зміцнюючи межі зерен [10] та змінюючи їх морфологію.

Фрактальну природу дислокаційної структури в сталі після контрольованого вальцювання вивчали раніше [11]. Але відсутні результати про вплив звивистості меж зерен на механічні властивості металу кисневих балонів. Кількісно визначити цей параметр можна за їхньою фрактальною розмірністю – мірою складності об'єкта. Тому конфігурацію меж зерен оцінюють за фрактальною розмірністю їх профілю у двовимірному просторі ( $1 \leq D \leq 2$ ), яку коротко називають фрактальною розмірністю межі зерна [11–14].

Нижче визначено кристалографічну текстуру і фрактальну розмірність меж зерен сталі кисневих балонів після різних термінів експлуатації та встановлено кореляційні її зв'язки з механічними характеристиками.

**Матеріал і методи випроб.** Під робочим тиском 14,7 МПа досліджували кисневі балони ємністю 40 л зі сталі Дс (ГОСТ 949-73) різного терміну експлуатації (табл. 1).

**Таблиця 1. Хімічний склад (mass.%) металу балонів**

Балон	Термін служби, уєар	С	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	C <sub>сє.</sub>
Б1	45	0,513	1,01	0,319	0,023	0,023	0,14	0,11	0,72
Б2	52	0,467	0,85	0,247	0,023	0,022	0,11	0,07	0,64
Б3	18	0,490	0,88	0,255	0,019	0,026	0,23	0,10	0,69
Б4	36	0,442	0,90	0,366	0,014	0,017	0,11	0,11	0,62
Б5	49	0,482	0,72	0,257	0,026	0,019	0,10	0,08	0,63

Для металографічного аналізу поздовжніх і поперечних шліфів, перпендикулярних товщині стінки балона, використовували мікроскоп НЕОРНОТ-32. Витравлювали зразки в 4%-му спиртовому розчині азотної кислоти. Фрактальну розмірність двовимірних зображень визначали методом осередків ("box method") [11–13]. Для встановлення фрактальної розмірності меж зерен на обрану криву накладали елементарні сітки, які склалися з квадратів зі сторонами розміром  $\ell_i$ . При цьому підраховували кількість квадратів  $N(\ell_i)$ , які перетинає крива. Далі змінювали масштаб сітки, а отже, і сторін квадрата  $\ell_2 > \ell_3 > \dots > \ell_n$ . Масштаб сітки такий: (4×4) см; (2×2); (1×1); (0,5×0,5); (0,25×0,25) см. Щоразу обчислювали кількість квадратів  $N(\ell_2)$ ,  $N(\ell_3)$ , ...,  $N(\ell_n)$ , які перетинає крива, і результати вносили в таблицю. Виявили, що кількість квадратів  $N(\ell_i)$  залежить від розміру їх сторони  $\ell_i$ :

$$N(\ell) \propto \ell^{-D}, \quad (1)$$

де  $D$  – фрактальна розмірність [11–14].

У подвійних логарифмічних координатах будували графіки  $\lg N(\ell_i) - f(\lg \ell_i)$ . Тангенс кута нахилу графіка до осі  $\lg \ell$  і дорівнював фрактальній розмірності  $D$ . Похибка визначення не перевищує 5% [11, 12].

Кристалографічну текстуру вивчали рентгенівським методом з побудовою обернених полюсних фігур (ОПФ) [15, 16]. Вимірювали інтегральні інтенсивності дифракційних рефлексів від кристалографічних площин 110; 200; 211; 220; 310; 222; 321; 400; 330 зразків і еталона, виготовленого з дрібних рекристалізованих ошурок сталі. Досліджували зовнішній, центральний і внутрішній перетини відібраних фрагментів, а також перетин, перпендикулярний осьовому напрямку балона. У всіх випадках перед зніманням кривих полюсної густини відповідні поверхні хімічно полірували на глибину 0,1 mm, щоб видалити спотворений механічною обробкою шар. Зразки і еталон піддавали  $\theta$ - $2\theta$ -скануванню на дифрактометрі ДРОН-3 за методом Брегга–Брентано, зіставляючи інтегральні інтенсивності їх дифракційних ліній. Полюсна густина пропорційна інтенсивності лінії ( $hkl$ ) у текстурованому зразку і без текстури [15, 16]:

$$P_{hkl} = \frac{I_{hkl}^T}{I_{hkl}^0} K, \quad (2)$$

де

$$K = \frac{1}{\sum_{\Delta} A_{hkl} I_{hkl}^T / I_{hkl}^0}, \quad \sum_{\Delta} A_{hkl} = 1. \quad (3)$$

Таким чином,  $P_{hkl} = \frac{I_{hkl}^T / I_{hkl}^0}{\sum_{\Delta} A_{hkl} I_{hkl}^T / I_{hkl}^0}$ , де  $I_{hkl}^T$ ,  $I_{hkl}^0$  – інтегральна інтенсивність лінії  $\{hkl\}$  у текстурованому і нетекстурованому зразках. Значення коефіцієнтів  $A_{hkl}$  відомі [16].

Нормували отримані співвідношення за методикою Морріса [26]. При цьому для збільшення точності інтегральні інтенсивності дифракції від площин першого та вищих порядків, наприклад, від (110) і (220), обчислювали як середнє арифметичне. Механічні характеристики металу балонів оцінювали на приладі Instron 8802, випробовуючи на одновісний розтяг циліндричні і плоскі зразки. Досліджували на ударний згин згідно зі стандартом ISO 14556-2000 у діапазоні температур  $-120 \dots 80^\circ\text{C}$  на вертикальному інструментальному копрі, спроектованому і виготовленому в Інституті проблем міцності ім. Г. С. Писаренка НАН України [17]. Використовували зразки Шарпі (РД ЕО 0598-2004), вирізані в осьовому напрямку та з надрізами в кільцевому.

**Результати та їх обговорення.** Аналіз ОПФ металу балонів (рис. 1) виявив в його текстурі площини  $\{001\}$ ;  $\{110\}$  і  $\{112\}$ , паралельні до циліндричної поверхні.

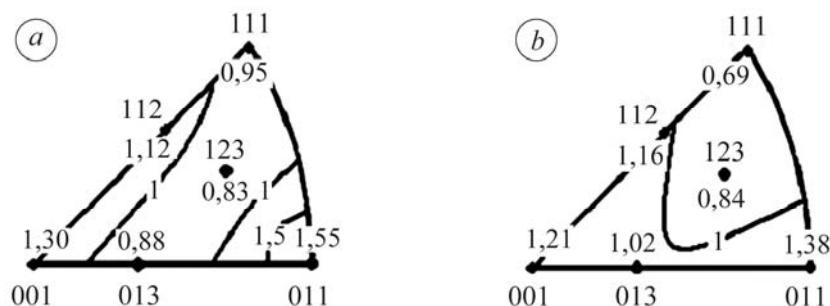


Рис. 1. Обернені полюсні фігури металу балона Б1:  
*a* – усереднено за товщиною стінки; *b* – уздовж осі балона.

Fig. 1. Inverse pole figures of metal cylinder B1:  
*a* – averaged over the wall thickness; *b* – along the cylinder axis.

При цьому з віссю циліндричної поверхні балонів здебільш збігаються кристаліграфічні напрямки, розташовані від  $\langle 100 \rangle$  до  $\langle 110 \rangle$ . У текстурі переважають такі орієнтування:  $\{001\}\langle 110 \rangle$  – основне, оскільки полюсна густина  $P_{001}$  найбільша;  $\{112\}\langle 110 \rangle$  – розсіювання основного орієнтування та  $\{110\}\langle 001 \rangle$  – орієнтування текстури зсуву.

Кристаліграфічні площини сімейства  $\{001\}$  в ОЦК-металах і сплавах є основними площинами відколу [18]. Тому під час формування в металі текстури, якщо ці кристаліграфічні площини розташовані паралельно до поверхні вальцювання, схильність листів і конструкцій з них до шарувато-крихкого руйнування посилюється, особливо за розвитку тріщин нормального відриву, а компонента текстури зсуву  $\{110\}\langle 001 \rangle$  дещо її послаблює [19–21] (рис. 2).

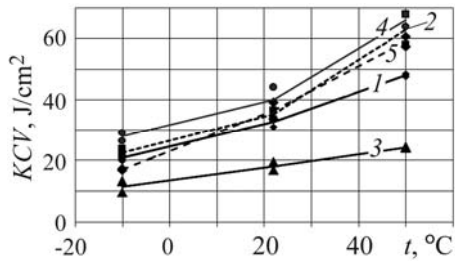


Рис. 2. Ударна в'язкість зразків балонів Б1–Б5 (криві 1–5) після руйнування під час гідровипробувань. Криві охоплюють середні значення.

Fig. 2. Results of the impact toughness test of samples from cylinders Б1–Б5 (curves 1–5) after fracture of cylinders under hydraulic testing. Curves are drawn through the mean values.

Мікроструктура зразків балонів Б1–Б5 – феритно-перлітна по всьому перерізу (рис. 3) з деякою смугастістю, характерною для структури прокату біля внутрішньої поверхні балонів. Також виявили знеуглецьовані шари, що свідчить про зменшення кількості перліту, а отже, зниження мікротвердості на 20...25% порівняно з центральними шарами.

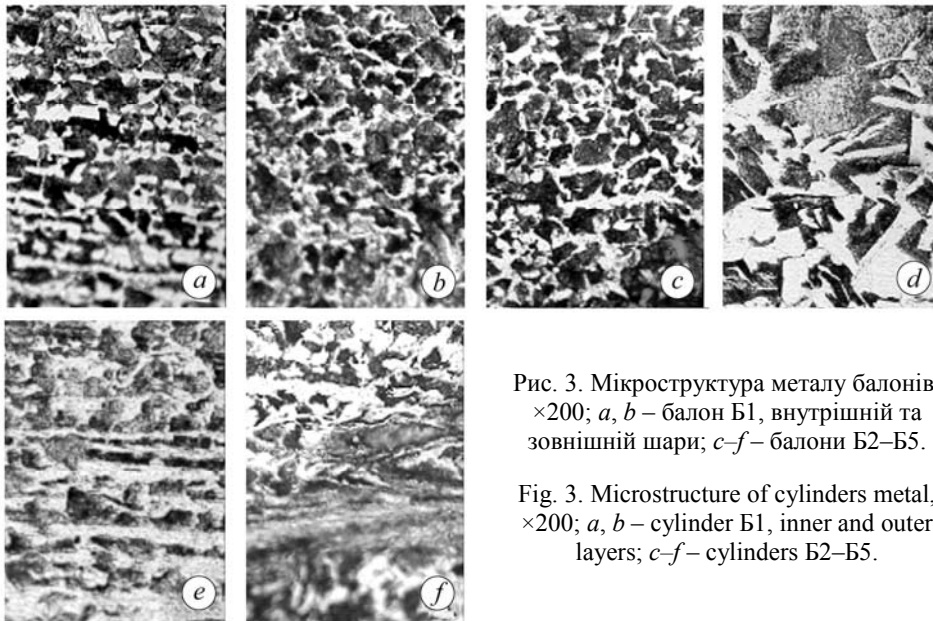


Рис. 3. Мікроструктура металу балонів,  $\times 200$ ; *a, b* – балон Б1, внутрішній та зовнішній шари; *c-f* – балони Б2–Б5.

Fig. 3. Microstructure of cylinders metal,  $\times 200$ ; *a, b* – cylinder Б1, inner and outer layers; *c-f* – cylinders Б2–Б5.

Таблиця 2. Фрактальна розмірність меж зерен (див. рис. 3) та механічні властивості металу балонів

Балон	Середня фрактальна розмірність $D_{av}$	Ударна в'язкість $KCV$ , $J/cm^2$		Руйнівний тиск, $P$ , МПа,	Границя текучості $\sigma_{0,2}$ , МПа	Границя міцності $\sigma_B$ , МПа
		20°C	-10°C	20°C		
Б1	1,11	32,65	20,85	49,9	476	770
Б2	1,14	35,25	22,55	51,4	498	671
Б3	1,10	18,15	11,14	55,1	446	725
Б4	1,13	40,0	27,95	48,3	537	712
Б5	1,11	36,4	17,05	47,3	524	708

Середній розмір зерна металу балонів Б1–Б5 становить  $\sim 10 \dots 30 \mu\text{m}$ , що відповідає балу № 7–8 за ГОСТ 5639-82. Мікроструктура зразка балона Б3 інша, ніж балонів Б1 і Б2. Це грубозернистий перліт з дрібними виділеннями фериту. Середній розмір зерна  $50 \dots 80 \mu\text{m}$ , що відповідає балу № 3–4 за ГОСТ 5639-82 (рис. 3*d*). Біля внутрішньої і зовнішньої поверхонь зразка Б3 зафіксовано знеуглецювання (рис. 3*d*). Фрактальну розмірність меж зерен металу усереднювали за товщиною стінки балонів (табл. 2).

Результати аналізу кореляційних зв'язків фрактальної розмірності меж зерен з механічними характеристиками ілюструє рис. 4, де криві відповідають рівнянням регресії з високим ступенем кореляції:

$$KCV(-10^\circ\text{C}) = (-1,14 \cdot 10^4 + 26,03 D_{av}^{93,98}) / (32,14 + D_{av}^{93,98}), \quad R = 0,92; \quad S = 5,0, \quad (4)$$

$$KCV(20^\circ\text{C}) = (-1,30 \cdot 10^5 + 38,29 D_{av}^{164,73}) / (820,64 + D_{av}^{164,73}), \quad R = 0,96; \quad S = 4,6, \quad (5)$$

$$P(20^\circ\text{C}) = (5,34 \cdot 10^{-3} + 2,88 \cdot 10^4 D_{av}^{-184,77}) / (1,10 \cdot 10^{-4} + D_{av}^{-184,77}),$$

$$R = 0,80; \quad S = 3,7. \quad (6)$$

Тут  $R$  – коефіцієнт кореляції;  $S$  – стандартне відхилення.

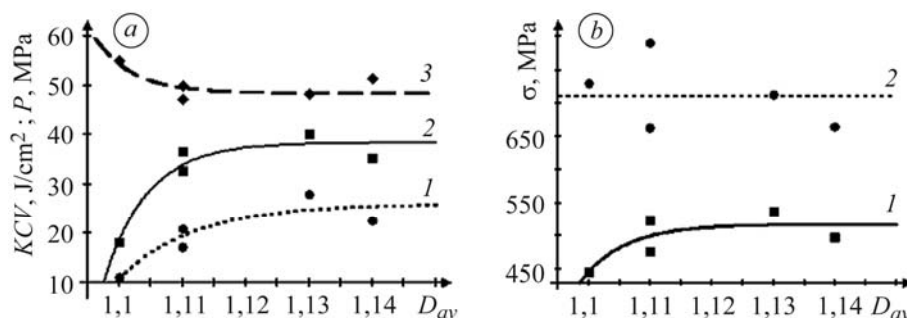


Рис. 4. Кореляційні залежності середньої фрактальної розмірності  $D_{av}$  меж зерен (див. рис. 3) з: *a* – ударною в'язкістю  $KCV$  при  $-10^\circ\text{C}$  (крива 1) і  $20^\circ\text{C}$  (крива 2), руйнівним тиском (крива 3), а також *b* – границями текучості  $\sigma_{0,2}$  (крива 1) і міцності  $\sigma_B$  (крива 2).

Fig. 4. Correlation dependence of the average fractal dimension  $D_{av}$  of grain boundaries (see Fig. 3): *a* – with impact strength  $KCV$  at  $-10^\circ\text{C}$  (curve 1) and  $20^\circ\text{C}$  (curve 2), fracture pressure (curve 3); and also *b* – yield strength  $\sigma_{0,2}$  (curve 1) and ultimate strength  $\sigma_B$  (curve 2).

Встановлено (рис. 4*a*), що з ростом фрактальної розмірності меж зерен від 1,10 ударна в'язкість спочатку збільшується, а руйнівний тиск зменшується, але далі вони досягають насичення. Найменша фрактальна розмірність 1,10 відповідає металу балона Б3, який крихко руйнувався навіть при кімнатній температурі [7] за найменшої ударної в'язкості і найбільшого руйнівного тиску. Випробування всіх балонів на ударну в'язкість при  $-10^\circ\text{C}$  також підтвердили крихкий характер руйнування. При цьому зі збільшенням фрактальної розмірності меж зерен, а отже, їх звивистості поширення тріщини вздовж початкового напрямку ускладнюється: її вплив на поведінку тріщини слабшає. Це може означати, що механізм руйнування мішаний інтеркристалітно-транскристалітний, що призводить до росту ударної в'язкості. Іншими словами, тріщина або росте вздовж звивистої частини межі, або поширюється крізь зерно, і для подальшого її руху вздовж межі потрібно більше енергії, ніж для руху крізь матрицю [22, 23]. Досліджуючи злами ударних зразків, виявили, що за низьких температур випробувань метал балона

Б2 руйнується за механізмом квазівідколу (рис. 5а). Розмір фасеток руйнування 10...30 μm. Вторинні тріщини відсутні і вогнища руйнування чітко окреслені. У зламі присутні елементи пластичного руйнування: “джугути”, перемички і окремі в’язкі ямки.

Метал балона Б3 за низьких температур руйнується за механізмом транс-кристалітного відколу з яскраво вираженим рівчаковим зломом (рис. 5б). Розмір фасеток крихкого руйнування 50...80 μm. На межах зерен виявили вторинні тріщини. Частка в’язкого складника незначна: змінюється від 10% при -30°C до 15% при 100°C. Вищий опір руйнуванню металу балона Б2 проти Б3 у діапазоні температур в’язко-крихкого переходу пов’язаний як з дрібнозернистішою його структурою (10...30 проти 50...80 μm) і більшою фрактальною розмірністю меж зерен ( $D_{av} = 1,14$  проти 1,10), так і з різним фазовим складом у межах зерен. Тому їх метал руйнувався за різними механізмами: балон Б2 – квазівідколом, а Б3 – крихким відколом. При цьому для того, щоб у балоні Б2 зародилась мікротріщина, необхідна більша енергія, ніж для балона Б3, через що в’язка зона під надрізом (зона в’язкого підростання тріщини) у ньому протяжніша [7].

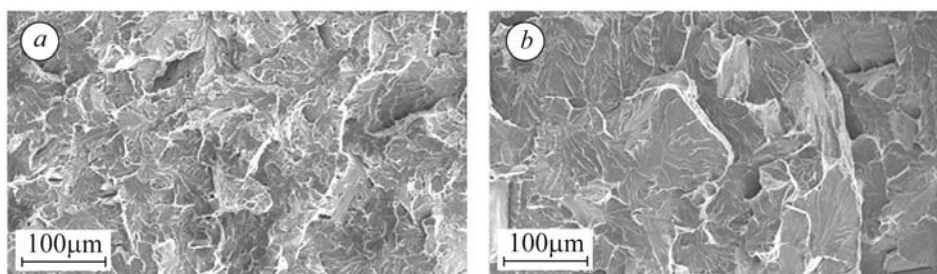


Рис. 5. Фрактографічний аналіз ударних зразків, ×200: характер руйнування металу балонів Б2 при -20°C (а) і Б3 при -30°C (б).

Fig. 5. Fractographic analysis of impact samples, ×200: fracture behavior of the metal of cylinders Б2 at -20°C (a) and Б2 at -30°C (b).

Аналогічний характер кореляції з фрактальною розмірністю меж зерен і границі текучості  $\sigma_{0,2}$  (рис. 4б, крива 1). Рівняння регресії має вигляд

$$\sigma_{0,2} = (-1,53 \cdot 10^8 + 5,18 \cdot 10^2 D_{av}^{152,92}) / (8,09 \cdot 10^2 + D_{av}^{152,92}), \quad R = 0,80; \quad S = 44. \quad (7)$$

Кореляційний аналіз границі міцності  $\sigma_B$  металу балонів засвідчив відсутність її зв’язку з фрактальною розмірністю меж зерен на відміну від умовної границі текучості (рис. 4б, крива 2). Тут рівняння регресії має вигляд

$$\sigma_B = 710,28; \quad R = 0,02; \quad S = 53.$$

## ВИСНОВКИ

Фрактальна розмірність меж зерен сталі Дс кисневих балонів різних термінів експлуатації (від 18 до 52 років) змінюється в межах від 1,10 до 1,14. Зафіксовано кореляційні її зв’язки з ударною в’язкістю, руйнівним тиском за гідровипробувань і умовною границею текучості з коефіцієнтами кореляції не нижче 0,80, а з границею міцності такий зв’язок відсутній. Мала фрактальна розмірність меж зерен відповідає більшому розміру зерен, низьким значенням ударної в’язкості і границі текучості, але високому руйнівному тиску за гідровипробувань. Подальше її збільшення супроводжується зростанням ударної в’язкості та границі текучості і зниженням руйнівного тиску. Відповідні кореляційні залежності мають вигляд кривих, що досягають насичення з ростом фрактальної розмірності меж.

Зокрема, відбувається перехід від крихкого транскристалітного відколу до квазі-відколу і в'язко-крихкого руйнування.

**РЕЗЮМЕ.** Выполнен количественный фрактальный анализ границ зерен микро-структуры стали Дс пяти кислородных баллонов со сроком эксплуатации от 18 до 55 лет. Фрактальная размерность границ зерен определена методом наложения на изображение выбранной границы квадратных ячеек различного размера и подсчетом количества точек, которые с ней пересекаются. Установлена тесная корреляционная связь фрактальной размерности границ зерен с ударной вязкостью, разрушающим давлением и пределом текучести. Найдены соответствующие уравнения регрессии. Проанализированы механизмы разрушения, вызванные фрактальной размерностью границ зерен.

**SUMMARY.** The quantitative fractal analysis of the grain boundaries of Dc steel micro-structure of the five oxygen cylinders with a service life from 18 to 55 years was performed. The fractal dimensions were found by means of superimposition of square cells of different size on selected grain boundary and count of the number of points of intersection with the chosen boundary (box-method). A strong correlation between the fractal dimension of the grain boundaries and impact toughness, fracture pressure in hydraulic tests and conditional yield strength were found. The corresponding regression equations were obtained. The mechanisms of fracture due to the fractal dimension of the grain boundaries were discussed.

1. Рубан А. Г. Международный опыт обновления газобаллонного парка производителей промышленных газов // Техн. газы. – 2009. – № 6 – С. 54–63.
2. ДНАОП 0.00-1.07-94. Правила устройства и безопасной эксплуатации сосудов, работающих под давлением (с изменениями и дополнениями). – URL: <http://3umf.com/doc/5373/>
3. Баллоны стальные малого и среднего объема для газов на  $P_p$  не более 19,6 МПа (200 кгс/см<sup>2</sup>). – URL: <http://www.pntz.ru/tables/gost949-73.rhtm>
4. Чижиченко В. П. Взрывобезопасность кислородных баллонов // Техн. газы. – 2009. – № 6. – С. 64–65.
5. Анализ разрушений и возможности контроля состояния металла кислородных баллонов / В. М. Долинский, В. М. Стогний, В. Г. Новик и др. // Техн. диагностика и неразр. контроль. – 2001. – №4. – С. 33–36.
6. Магнитный контроль напряженно-деформированного ресурса сосудов, работающих под давлением / Б. Е. Попов, Е. А. Левин, В. С. Котельников и др. // Безопасность труда в промышленности. – 2001. – № 3. – С. 25–30.
7. Влияние пластической деформации на структуру, механические свойства и коэрцитивную силу металла кислородных баллонов / Л. М. Лобанов, В. А. Нехотящий, М. Д. Рабкина и др. // Техн. диагностика и неразр. контроль. – 2011. – № 4. – С. 14–23.
8. Watanabe T. and Tsurekawa S. Toughening of brittle materials by grain boundary engineering // Mater. Sci. Engng. A. – 2004. – **387–389**. – P. 447–455.
9. Grain boundary structure and intergranular fracture in L12 ordered alloys. In: Grain Boundary Chemistry and Intergranular Fracture (Eds: G. S. Wass and S. Brummer) / V. Vitek, S. P. Chen, A. F. Voter et al. // Mater. Sci. Forum. – 1989. – **46**. – P. 237–252.
10. Watanabe T. Grain boundary design and control for high temperature materials // Mater. Sci. Engng. A. – 1993. – **166**. – P. 11–28.
11. Усов В. В., Шкатуляк Н. М. Фрактальная природа дислокационной структуры низколегированной стали контролируемой прокатки // Изв. вузов. Физика. – 2004. – № 11. – С. 42–48.
12. Усов В. В., Шкатуляк Н. М. Фрактальна природа крихких зламів металлу // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2005. – **41**, № 1. – С. 58–63.  
(Usov V. V., Shkatulyak N. M. Fractal nature of the brittle fracture surfaces of metal // Materials Science. – 2005. – **41**, № 1. – P. 62–66.)
13. Засимчук Е. Э., Гордиенко Ю. Г., Гонtareва Р. Г. Самоподобные структуры в деформированных прокаткой монокристаллах молибдена // Металлофизика и новейшие технологии. – 2000. – **22**, № 4. – С. 71–84.

14. *Evaluating the fractal dimension of profiles* / В. Dubuc, С. Roques-Carmes, С. Tricot, S. W. Zucker // *Phys. Rev. A.* – 1989. – **39**, № 2. – P. 1500–1512.
15. Горелик С. С., Расторгуев Л. Н., Скаков Ю. А. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. – М.: Металлургия, 1970. – 366 с.
16. *Теория образования текстур в металлах и сплавах* / Я. Д. Вишняков, А. А. Бабарэко, С. А. Владимиров, И. В. Эгиз. – М.: Наука, 1979. – 343 с.
17. *Инструментированный копер для ударных испытаний: основные элементы, анализ работоспособности* / В. В. Харченко, Е. А. Кондряков, В. Н. Жмака, А. А. Бабуцкий // *Надежность и долговечность машин и сооружений.* – 2006. – № 27. – С. 121–130.
18. Баррет Ч. С., Массальский Т. Б. Структура металлов / Пер. с англ.: в 2-х ч. – М.: Металлургия, 1984. – Ч. 2. – 344 с.
19. *Влияние кристаллографической текстуры на склонность к слоисто-хрупкому разрушению низколегированных малоперлитных сталей* / В. В. Усов, Н. М. Шкатуляк, В. С. Гиренко, М. Д. Рабкина и др. // *Изв. АН СССР.* – 1990. – № 1. – С. 120–125.
20. *Влияние кристаллографической текстуры на анизотропию характеристик разрушения низколегированной стали контролируемой прокатки* / В. В. Усов, В. С. Гиренко, М. Д. Рабкина и др. // *Фіз.-хім. механіка матеріалів.* – 1993. – **29**, № 2. – С. 47–52.  
(Usov V. V., Girenko V. S., Rabkina M. D., Bernatskii A. V. Shkatulyak N. M. Effect of the crystallographic texture on the anisotropy of fracture characteristics of control-rolled low-alloy steel // *Material Science.* – 1993. – **29**, № 2. – P. 146–150.)
21. *Кристаллографическая текстура и механические свойства листов стали 09Г2ФБ* / Н. П. Лякишев, В. Ф. Шамрай, И. В. Эгиз и др. // *Металлы.* – 2003. – № 4. – С. 93–100.
22. Kitagawa H., Yuuki R., and Ohira T. Crack-morphological aspects in fracture mechanics // *Engng. Fract. Mech.* – 1975. – **7**. – P. 515–529.
23. Radhakrishnan V. M. and Mutoh Y. On Fatigue Crack Growth in Stage I // *The behavior of Short Fatigue Cracks*, EFG Pub. 1 / Eds.: K. J. Miller and E. R. de Los Rios. – London: Mechanical Engineering Publication, 1986. – P. 87–99.

*Одержано 09.09.2013*