

УДК 669.131.6:62-242.2:620.18.001.5

А. Ю. Борисенко<sup>1</sup>, д. т. н., с. н. с., ORCID 0000-0003-2120-0944

О. Є. Барановська<sup>1,\*</sup>, к.т.н., н.с., ORCID 0000-0002-4106-5797

<sup>1</sup> Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України

\* Автор для листування: [elena15dnepr@gmail.com](mailto:elena15dnepr@gmail.com)

## ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ФАКТОРІВ ВИРОБНИЦТВА НА СТРУКТУРУ ТА ТВЕРДІСТЬ ЛИТИХ ЗАГОТОВОК ПОРШНЕВИХ КІЛЕЦЬ ІЗ СІРОГО ЧАВУНУ

**Анотація.** Виготовлення заготовок поршневих кілець із сірого чавуну методом індивідуального лиття ускладнюється тим, що необхідна структура графіту та металевої матриці формується безпосередньо в процесі кристалізації без використання термічної обробки. У зв'язку з цим виникає необхідність жорсткого контролю як хімічного складу вихідного чавуну так і параметрів технологічного процесу лиття. Проведена оцінка впливу температури перегріву, часу витримки та температури розливання розплаву на твердість і структуру литих заготовок компресійних поршневих кілець різного розміру при заданому хімічному складі чавуну (в % ваг.): C=3,72; Si=2,82; Mn=0,79; P=0,4; S=0,045; Ni=0,23; Cr=0,26; Cu=0,48; Mo=0,53; Ti=0,05. Показано, що коливання температури перегріву та розливання розплаву у межах 10–50 °C та часу його витримки протягом 1–11 хв. не зумовлює системних змін у твердості та мікроструктурі виливків кілець-заготовок із сірого чавуну. Твердість уздовж кілець-заготовок неоднакова, та становить 94–112 HRB, що відповідає вимогам ГОСТ 621-87 «Кольца поршневые двигателей внутреннего сгорания». Встановлено, що структура графіту та металевої матриці виливків кілець-заготовок із сірого чавуну, незважаючи на дотримання технологічного процесу їх виробництва, часто не відповідає вимогам зазначеного стандарту. Максимальний розмір графітових включень становить 120–250 мкм, що перевищує необхідний розмір 80 мкм згідно ГОСТ 621. Для досягнення відповідності вимог за ГОСТ 621-87 щодо структури графіту та металевої матриці, а також запобігання зниження твердості після термічної обробки литих кілець-заготовок необхідно зменшити максимальний розмір графітових включень до 80 мкм та забезпечити формування дисперсного перліту з не більше 5% доєвтектоїдного фериту. Для отримання необхідної структури графіту й металевої матриці важливо не лише підтримувати сталість технологічного процесу лиття, а й корегувати склад чавунного розплаву з урахуванням вмісту газів (O, N, H). Їх концентрація безпосередньо пов'язана з

©А. Ю. Борисенко, О. Є. Барановська, 2025



Це стаття відкритого доступу за ліцензією CC BY-NC-ND 4.0

<https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/legalcode.uk>

походженням шихтових матеріалів, серед яких основне значення мають доменний чавун та вторинний метал від власного виробництва.

**Ключові слова:** сірий чавун, температура перегріву, температура розливання, твердість, структура.

**Посилання для цитування:** Борисенко А. Ю., Барановська О. Є. Дослідження впливу технологічних факторів виробництва на структуру та твердість литих заготовок поршневих кілець із сірого чавуну. *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*. 2025. Вип. 39. С. 246-263. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-14>

**Актуальність.** У литих заготовках поршневих кілець необхідна структура графіту та металевої матриці формується у литому стані без використання термічної обробки. Це вимагає точного контролю хімічного складу чавуну, якості шихти та технології лиття.

Основним контрольованим параметром механічних властивостей литих заготовок є твердість, яка адитивно залежить від структури графіту та металевої матриці [1-4]. Навіть при жорсткому дотриманні технології виробництва можуть виникати випадки формування незадовільної структури, що призводить до зниження твердості та погіршення експлуатаційних властивостей заготовок.

Дослідження проведені у роботах [5, 6] показують, що підвищення температури перегріву з 1300 до 1350 °C та збільшенню часу витримки з 5 до 20 хвилин знижують в'язкість розплаву і сприяють його інтенсивному перемішуванню, внаслідок чого формується дрібніший графіт. Вища температура стабілізує стан розплаву і підвищує його схильність до переохолодження, проте надмірна витримка може призвести до нестабільності процесу графітизації [7, 8].

При збільшенні ступеня перегріву графітові включення стають дрібнішим, змінюється їх форма і розподіл. Спочатку змінюється евтектична форма графіту, а потім зростає кількість дендритів. Перегрів також сприяє утворенню графіту між дендритами, причому характер цього процесу залежить від вмісту вуглецю та кремнію в чавуні. Такі включення як  $\text{SiO}_2$  и  $\text{FeSi}$ , можуть бути центрами кристалізації і впливати на розподіл графіту у чавунній матриці. Вони здатні як покращувати так і погіршувати властивості чавуну, в залежності від їх природи та розподілення [9-11].

Авторами роботи [12] була підтверджена гіпотеза про вирішальну роль домішок у процесах кристалізації, а саме залежності кількості затверділих крапель дослідних середовищ (парафін та салол) однакового діаметру від ступеня та тривалості їх перегріву. Показано, що з підвищенням температури розплаву парафіну з 5 до 15 °C ступінь

кристалізації істотно знижується (до 40%). Крім того, зі збільшенням часу витримки крапель з 1 до 20 хвилин цей параметр також істотно знижується, що пов'язано зі зміною активності домішок, присутніх в краплях.

Метою даного дослідження було оцінити вплив технологічних факторів лиття у піщано-глинисті форми, а саме температури перегріву, часу витримки та температури розливання розплаву на твердість і структуру литих заготовок для виробництва компресійних кілець різного розміру.

**Матеріал та методика.** В якості матеріалу були використані виливки компресійних кілець-заготовок із сірого чавуну діаметром 120 мм та маслороз'ємних кілець-заготовок діаметром 130 мм. Хімічний склад плавів згідно ГОСТ 621-87, відповідав вимогам робочих креслень та наведений у таблиці 1.

Таблиця 1– Хімічний склад плавів кілець-заготовок діаметром 120 мм та 130 мм із сірого чавуну.

| Вміст хімічних елементів, % ваг. |               |               |               |                 |               |               |               |               |               |
|----------------------------------|---------------|---------------|---------------|-----------------|---------------|---------------|---------------|---------------|---------------|
| C                                | Si            | Mn            | P             | S               | Ni            | Cr            | Cu            | Mo            | Ti            |
| 3,6–<br>3,91                     | 2,54–<br>2,71 | 0,53–<br>0,79 | 0,34–<br>0,41 | 0,012–<br>0,089 | 0,16–<br>0,23 | 0,24–<br>0,31 | 0,44–<br>0,52 | 0,38–<br>0,52 | 0,03–<br>0,05 |

Замір температури рідкого чавуну здійснювали оптичним пірометром. Твердість вимірювали на приладі ТК-2, структуру вивчали на мікроскопі Axiovert 200 Mat. Лиття кілець-заготовок здійснювали у вертикальну стопкову форму наведену на рис. 1. Структуру графіту оцінювали за ГОСТ 3443-87 на нетравлених шліфах шляхом візуального зіставлення зображень, видимих в мікроскоп, із зображеннями на еталонних шкалах. Структуру металевої основи вивчали після травлення шліфів в ніталі.

**Результати досліджень та їх обговорення.** Виробництво литих заготовок поршневих кілець із сірого чавуну здійснювали у чотирьох (№№ 1–4) 250 кілограмових індукційних печах. В шихту додавали чушковий доменний чавун, оборот власного виробництва, електродний бій та легуючі елементи. Потім розлав доводили до необхідної температури перегріву ( $T_n$ ), витримували при цій температурі та розливали п'ятьма 50 кілограмовими ківшами в піщано-глинисті форми (стопи), які складаються з вертикально розташованих 18 опок (рис. 1), що переміщуються по конвеєру. Середній час виплавки в кожній з чотирьох печей становив 1 годину 15 хвилин.

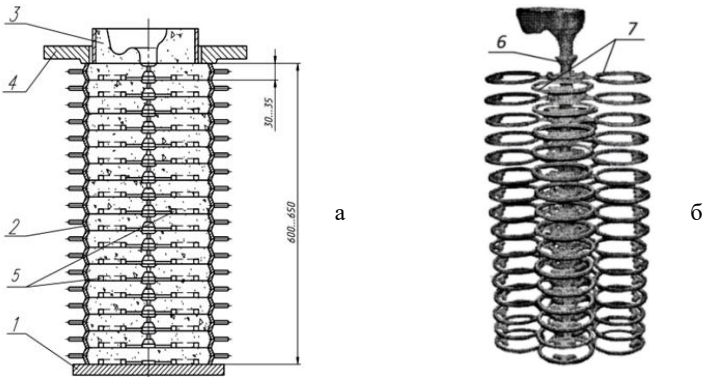


Рисунок 1 – Вертикальна стопкова форма (стопа) для лиття кілець-заготовок поршневих кілець (а) [13]: 1 – піддон; 2 – опока; 3 – заливальна чаша; 4 – вантаж; 5 – порожнина під виливку заготовки поршневого кільця; 6 – стояк литникової системи; 7 – куц виливків заготовок поршневих кілець після вибивання зі стопи (б) [14].

Кожен ківш розливали у п'ять стоп виливків компресійних кілець-заготовок діаметром 120 мм ( $S_k \approx 30 \text{ мм}^2$ ) та чотири стопи виливків маслос'ємних кілець-заготовок діаметром 130 мм ( $S_m \approx 58 \text{ мм}^2$ ).

Згідно вимог технологічної інструкції температура перегріву ( $T_p$ ) розплаву, яка залежить від типорозміру кілець-заготовок, має бути 1530–1560 °С. Для кілець-заготовок діаметром 130 мм з більшим значенням  $S$ ,  $T_p$  підтримується дещо нижче, ніж для кілець-заготовок діаметром 120 мм. Результати виміру  $T_p$  при переливі розплаву з чотирьох печей у відповідні їм перші та останні (п'яті) ковші, що розливаються далі в кільця-заготівлі діаметром 120 мм та 130 мм, наведені на рис. 2.

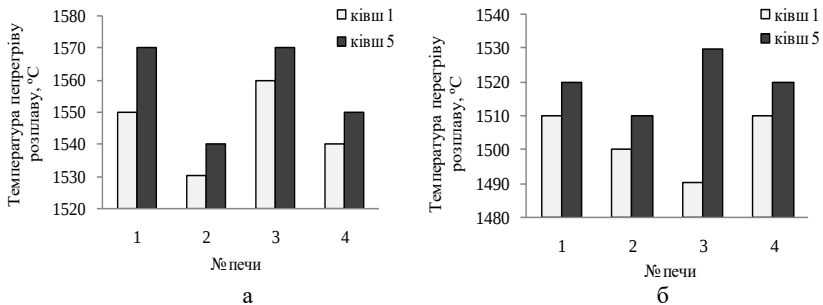


Рисунок 2 – Температура перегріву розплаву сірого чавуну перед розливом кілець заготовок діаметром 120 мм (а) та 130 мм (б).

Аналіз даних рис. 2 показує, що різниця значень  $T_n$  на початку розливання кілець-заготовок обох діаметрів не перевищувала 20 °С. Винятком була різниця  $T_n$  між печами №2 та №3 на початку розливання кілець-заготовок діаметра 120 мм, яка склала 30 °С. Також на початку розливання кілець-заготовок діаметра 120 мм  $T_n$  на 40–50 °С вище, ніж для діаметра 130 мм. До кінця розливання кілець-заготовок обох діаметрів  $T_n$  дещо зростає, при цьому при розливанні кілець-заготовок діаметра 120 мм перевищуючи допустиме значення на 10 °С для печей № 1 та № 3.

Час витримки розплаву ( $\tau_n$ ) при  $T_n$ , що включає час наповнення та розливання ковшів, їх транспортування від печей та назад, для кожної печі різне, значення якого за результатами хронометрування наведено у таблиці 2.

Таблиця 2 – Час витримки розплаву сірого чавуну при  $T_n$  перед розливанням кілець-заготовок діаметром 120 мм та 130 мм.

| № ківша | Час витримки розплаву при $T_n$ у печях |                       |
|---------|-----------------------------------------|-----------------------|
|         | №№ 1, 2                                 | №№ 3, 4               |
| 1       | 1 хв. 15 сек. – 1 хв. 30 сек.           | 30 сек. – 40 сек.     |
| 2       | 2 хв. 30 сек. – 2 хв. 50 сек.           | 1 хв. – 1 хв. 20 сек. |
| 3       | 5 хв. – 5 хв. 40 сек.                   | 2 хв. – 2 хв. 40 сек. |
| 4       | 7 хв. 30 сек. – 8 хв. 30 сек.           | 3 хв. – 4 хв.         |
| 5       | 10 хв. – 11 хв. 15 сек.                 | 4 хв. – 5 хв. 20 сек. |

Внаслідок того, що печі № 1 та № 2 розташовані далі від місця розливу біля конвеєра, ніж печі № 3 та № 4, час витримки розплаву в них більший.

Температури розливання ( $T_p$ ), що вимірюється на струмені розплаву при наповненні стоп, з різних печей та ківшів наведені у таблиці 3.

Таблиця 3 – Температура розливання розплаву сірого чавуну в кільця-заготовки діаметром 120 мм та 130 мм.

| № ківша<br>/№ стопи | Температура розливання із печей, °С |      |      |      |                |      |      |      |
|---------------------|-------------------------------------|------|------|------|----------------|------|------|------|
|                     | № 1                                 | № 2  | № 3  | № 4  | № 1            | № 2  | № 3  | № 4  |
|                     | діаметр 120 мм                      |      |      |      | діаметр 130 мм |      |      |      |
| 1 / 1               | 1500                                | 1480 | 1450 | 1490 | 1460           | 1440 | 1450 | 1480 |
| 1 / 3               | –                                   | –    | –    | –    | 1420           | 1395 | 1420 | 1440 |
| 1 / 5               | 1450                                | 1430 | 1420 | 1440 | –              | –    | –    | –    |
| 5 / 1               | 1520                                | 1470 | 1460 | 1495 | 1440           | 1430 | 1500 | 1490 |
| 5 / 3               | –                                   | –    | –    | –    | 1410           | 1410 | 1470 | 1460 |
| 5 / 5               | 1475                                | 1430 | 1430 | 1460 | –              | –    | –    | –    |

З приведених даних видно, що з часом  $T_p$  у деяких випадках дещо зростає, а іноді знижується. Скоріш за все, це випадкові явища, викликані коливаннями часу наповнення, транспортування та початком розливання ковшів, які впливають на охолодження розплаву. Зниження ж  $T_p$  у всіх випадках з часом розливання по стопам закономірно і становить 30–50 °С.

Простежується закономірність технології лиття кілець-заготовок поршневих кілець із сірого чавуну від їх типорозміру, яка полягає в тому, що для кілець-заготовок з більшим діаметром ( $D$ ) і розміром поперечного перерізу ( $S$ )  $T_n$  і  $T_p$  нижче, ніж для кілець-заготовок з меншими  $D$  і  $S$ .

Контроль твердості є важливим аспектом оцінки механічних властивостей литих поршневих кілець. В роботі було проведено дослідження мікроструктури та твердості на зразках відібраних від першої або другої стопи кожної плавки.

Особливість відбору зразків на виробництві полягає в тому, що для його здійснення зразки кілець-заготовок або витягують («вихоплюють») зі стоп, не чекаючи їх остигання до 200–100 °С або «вибивають» зразки на конвеєрі. Викликане цим прискорене охолодження виливків, якщо їх температура знаходиться в області фазових перетворень, буде призводити до утворення продуктів прискореного охолодження аустеніту, що підвищує твердість чавуну. Тому структура та твердість «вихоплених» та «вибитих» кілець-заготовок можуть бути різними.

Твердість і структуру зразків кілець-заготовок вивчали на 1/2 довжини їх кола у трьох областях, умовно позначених «замок», «бік» та «спинка» (рис. 3).

Для кілець-заготовок діаметром 120 мм відбір «вихоплених» зразків був виконаний від 1 та 5 стопи 1 та 5 ковша кожної плавки. Для кілець-заготовок діаметром 130 мм відбір «вихоплених» зразків здійснювали від 1 і 3 стопи 1 та 4 ковша кожної плавки. Оскільки при розливанні кілець-заготовок одного типорозміру значення  $T_n$  і  $T_p$  для всіх плавок із чотирьох печей близькі (рис. 2, табл. 3), а значення  $\tau_b$  для печей №№ 1, 2 та №№ 3, 4 різні (табл. 2), то аналізували середні значення твердості зразків, отриманих із цих двох груп печей без поділу по окремих печах (рис. 4).

В області «замку» через її близькість до живильника та стояка ливникової системи швидкість охолодження чавуну при кристалізації та перетвореннях аустеніту найменша. В області «спинки» знаходиться випор, який так само, як і живильник та стояк, але меншою мірою знижує швидкість охолодження чавуну. У області «боку» швидкість

оохолодження має бути максимальною, тому що в її околиці відсутні будь-які теплові вузли.

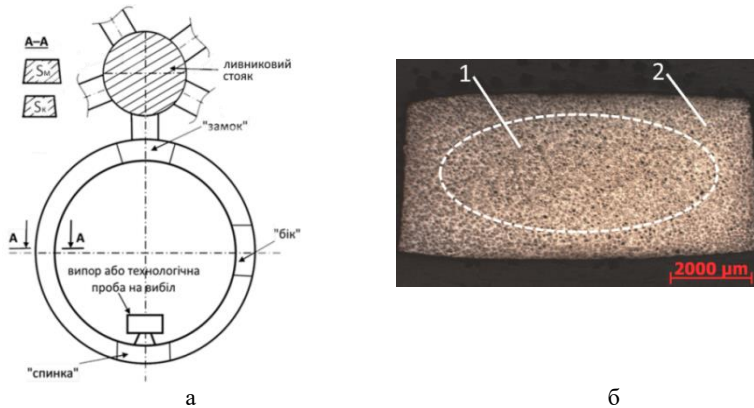


Рисунок 3 – Схема розташування (а) та приклад шліфу у поперечному перерізі (б) зразків литих кілець-заготовок діаметром 130 та 120 мм із сірого чавуну: 1 – осьова, 2 – периферійна область.

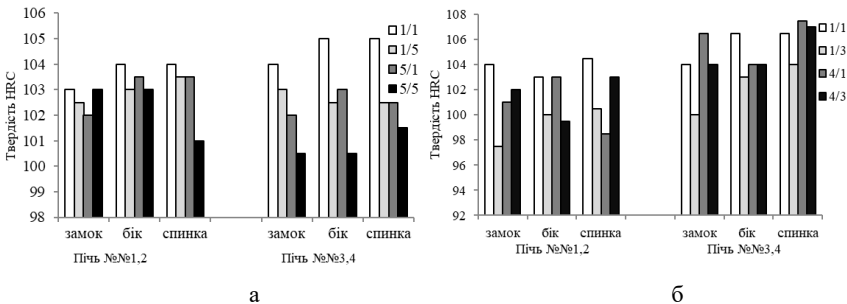


Рисунок 4 – Твердість «вихоплених» кілець-заготовок діаметром 120 мм (а) та 130 мм (б) із сірого чавуну.

Аналіз даних рис. 4 показує, що твердість «вихоплених» зразків заготовок кілець діаметром 120 мм відлитих із різних печей близька і залежить від часу витримки ( $\tau_v$ ), яке для груп печей №№ 1, 2 і №№ 3, 4 різне (табл. 2). При цьому для кілець-заготовок відлитих із групи печей №№ 3, 4 з меншим значенням  $\tau_v$  спостерігається тенденція до незначного зниження твердості (до 2 HRC) к кінцю розливання всіх ковчів та плавов. Рівень твердості у зразках «замок», «бік» та «спинка» однаковий.

Аналіз даних виміру твердості «вихоплених» зразків кілець-заготовок діаметром 130 мм (рис. 4) показує, що їхня твердість при виливці із групи печей №№ 3, 4 на  $\approx 3$  HRB більша, ніж у виливках із групи печей №№ 1, 2, коли  $\tau_b$  більше. Тенденції щодо зміни твердості з часом розливання цих зразків немає. Рівень твердості в контрольних точках кола «вихоплених» кілець-заготовок діаметром 130 мм так само, як і для кілець-заготовок діаметром 120 мм однаковий. Середня твердість «вихоплених» кілець-заготовок діаметром 130 мм відлитих із групи печей №№ 1, 2 на 2 HRB більше, ніж у кілець-заготовок діаметром 120 мм відлитих із тих самих печей. У «вихоплених» зразках кілець-заготовок обох типорозмірів, виготовлених із групи печей №№ 3, 4, середня твердість однакова. Це свідчить про те, що в умовах проведеного експерименту значення  $T_n$  та  $T_p$ , які для кілець-заготовок діаметром 130 мм нижче, ніж для кілець-заготовок діаметром 120 мм істотного впливу на їхню твердість не мають.

Дещо інша картина спостерігається у значеннях твердості «вибитих» зразків кілець-заготовок (рис.5). Існує закономірне формування меншої твердості в областях «замків», ніж у областях «боків» та «спинок» кілець-заготовок обох типорозмірів, яке для «вихоплених» кілець-заготовок було відсутнє (рис. 4).

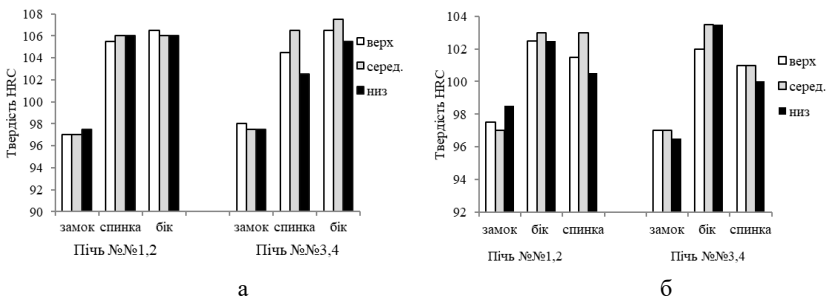


Рисунок 5 – Твердість «вибитих» кілець-заготовок діаметром 120 мм (а) та 130 мм (б) із сірого чавуну.

По висоті стоп закономірні зміни твердості заготовок кілець не спостерігаються. Середні значення твердості «вихоплених» і «вибитих» кілець-заготовок здебільшого однакові чи близькі. Виняток – середня твердість «вибитих» зразків відлитих із групи печей №№ 3, 4, яка на  $\approx 5$  HRB менша, ніж у «вихоплених».

Додатково до перерахованих вище зразків досліджували структуру і твердість «вибитих» кілець-заготовок по висоті стоп. Для цього відбирали зразки кілець-заготовок діаметром 120 мм від 5 стопи 1 ковша та зразки кілець-заготовок діаметром 130 мм від 3 стопи 4

ковша усіх плавов (рис. 5). Крім того структуру та твердість кілець-заготовок з цих стоп та ковшів також аналізували після термічної обробки при температурі 350–450 °С, необхідної для зняття ливарних напружень.

Структура зразків обох типорозмірів кілець-заготовок від різних печей, ківшів і стоп у подібних ділянках аналізу виявилась принципово однаковою. Невеликі відмінності у графіті та металевій основі важко кількісно оцінити, тому їх неможливо достовірно пов'язати з режимами плавки й розливання. Надійнішою характеристикою яка комплексно залежить від структури графіту і металевої основи є твердість. Тому нижче подані результати металографічних досліджень «вихоплених», «вибитих» і термічно оброблених кілець-заготовок діаметром 130 мм, відібраних від 3 стопи 4 ківша. Представлені на рис. 6–9 структури графіту та металевої основи типові й для інших зразків.

Розмір колоній графіту (рис. 6) і відповідно їм графітних включень в області «замку» більше, ніж в області «боку» та «спинки», в яких візуально різниця у розмірі та будові графіту не виявляється.

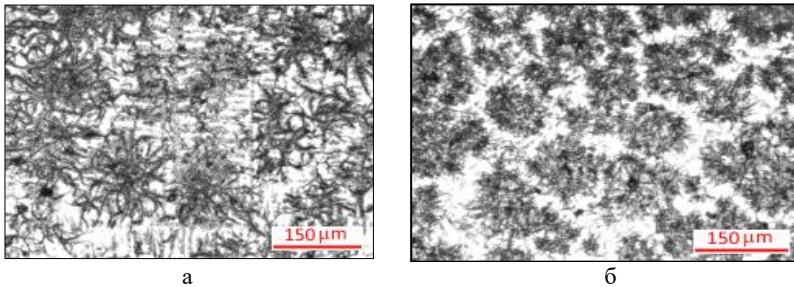


Рисунок 6 – Типова структура евтектичних колоній графіту в області «замку» (а), «боку» та «спинки» (б) у «вихоплених» та «вибитих» кільцях-заготовках.

Структура перерізу зразків не рівномірна. В осьових ділянках спостерігається переважно гніздоподібна форма графіту типу ПГф4 за ГОСТ 3443 у вигляді розеток (колоній) типу ПГр7 з радіально-розгалуженим пластинчастим графітом (рис. 7).

У поверхневих ділянках разом із гніздоподібним графітом утворюється тонко-диференційований міждендритний точковий графіт типу ПГр8. Як і в осьових ділянках у периферійній зоні області «замка» графіт більший, ніж в області «боки» та «спинки». Видимих істотних відмінностей у структурі графіту у «вихоплених» і «вибитих» кільцях-заготовках не спостерігається.

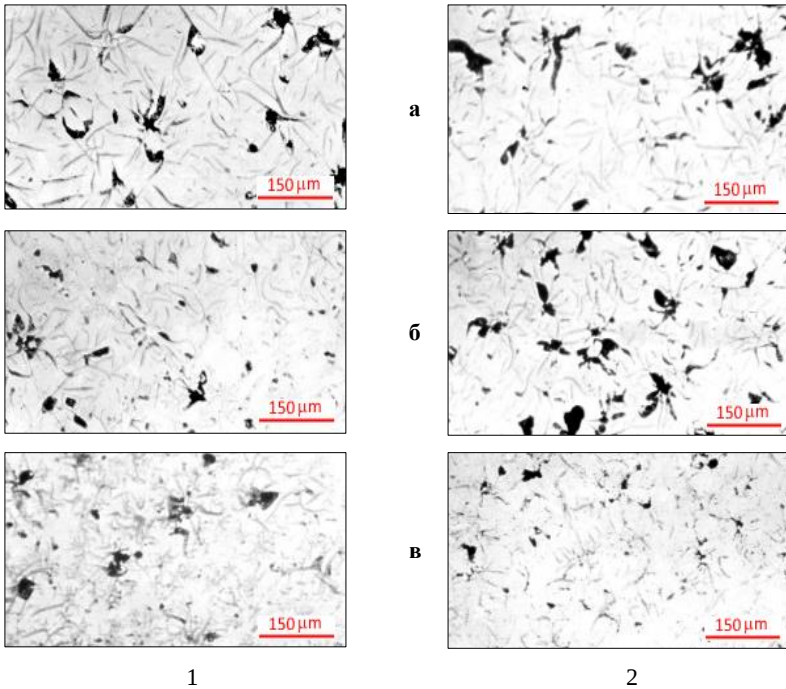


Рисунок 7 – Типова структура графіту (не травлено) в області «замку» (а), «боку» та «спинки» (б, в) у «вихоплених» (1) та «вибитих» (2) кільцях-заготівлях: а, б – осьові ділянки; в – поверхнева ділянка.

Цікаво відзначити особливості зміни структури графітних включень після термічної обробки, яка полягає в тому, що після її здійснення розмір графітних включень дещо зростає. У всіх випадках розмір графітних включень за ГОСТ 3443 відповідав типу ПГд90 (60–120 мкм) і ПГд180 (120–250 мкм), що більш максимально допустимих 80 мкм, що обумовлюються нормативною документацією підприємства. Перевищення допустимого максимального розміру графітних включень за інших рівних умов – причина зниження твердості виливків із сірого чавуну.

Дослідження проведені у роботі [15], показали вплив термічної обробки, а саме різної температури нормалізації, на механічні властивості та мікроструктуру зразків сірого чавуну. Встановлено, що зі зростанням температури нормалізації в діапазоні 885 до 917 °С показники твердості збільшуються. При цьому лусочки графіту

порушують безперервність феритної матриці, що зумовлює підвищення показників твердості та міцності на розрив сірого чавуну.

Типова структура металевої основи в області «замків», «боків» та «спинок» у зразках «вихоплених» та «вибитих» кілець-заготовок неоднорідна і складається зі структур, що виникли внаслідок перетворень аустеніту в середній та низькотемпературній ділянці: трооститу (дрібнодисперсного перліту), бейніту різного типу, мартенситу та залишкового аустеніту (рис. 8). Співвідношення цих структур за довжиною та перерізом кілець-заготовок змінюється у бік зростання кількості бейніто-мартенситної складової від центру до поверхні шліфів та від області «замку» до областей «бік» та «спинка».

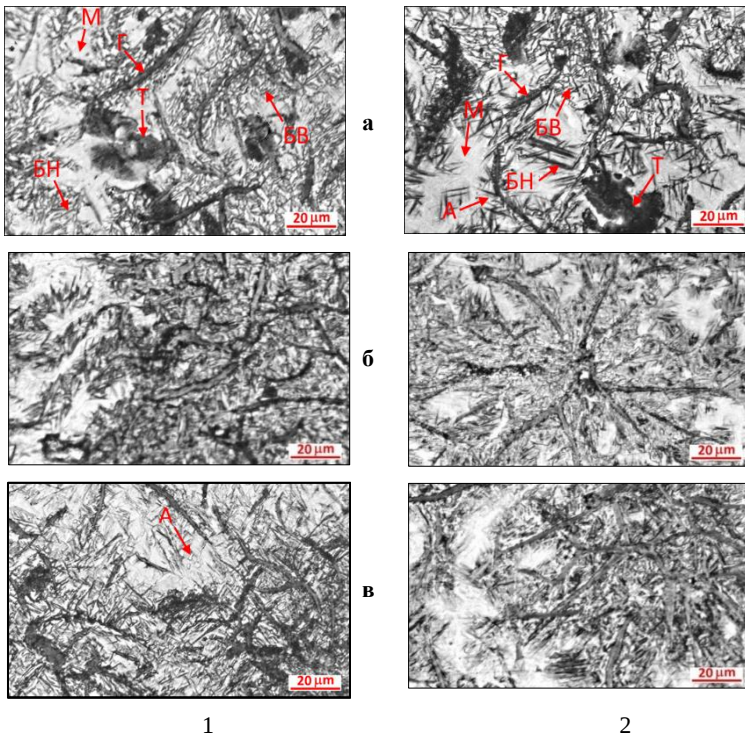


Рисунок 8 – Типова структура металевої основи (травлено в ніталі) в області «замку» (а), «боку» (б) та «спинки» (в) у «вихоплених» (1) та «вибитих» (2) кільцях-заготовках: Г – графіт; Т – троостит; БВ – бейніт верхній; БН – бейніт нижній; М – мартенсит; А – залишковий аустеніт.

Дослідження показали, що формування та розташування структур металевої основи пов'язане зі структурою графіту і зумовлене

хімічною неоднорідністю аустеніту, що виникає через ліквідацію під час кристалізації сірого чавуну. У міжгілковому просторі колоній (розеток) гніздоподібного графіту аустеніт розпадається з утворенням трооститу, верхнього (перистого) і нижнього (гольчастого) бейніту. Збагачення периферійних ділянок графітних колоній легуючими елементами спричиняє формування дендритів високолегованого аустеніту. Який в об'ємах цих дендритів утворює переважно нижній бейніт голчастої будови, а в міжгілках – мартенсит і залишковий аустеніт.

У металевій основі «вихоплених» і «вибитих» кілець-заготовок спостерігається різниця у співвідношенні структурних складових: у «вибитих» зразках більше трооститу, особливо в зоні «замка». Це свідчить, що при передчасному вилученні зразків для експрес-контролю частина аустеніту ще встигла перетворитися і через швидке охолодження на повітрі він розпадається з утворенням загартованих структур, внаслідок чого й підвищується твердість. Оскільки момент відбору «вихоплених» зразків не регламентований, кількість прискорено охолодженого аустеніту різниться, що пояснює відсутність кореляції твердості між «вихопленими» та «вибитими» зразками. Загалом твердість «вибитих» зразків нижча, особливо у області «замку», тоді як висновки про властивості заготовок роблять саме за «вихопленими» зразками. Додатково слід враховувати, що після проведення термічної обробки твердість виливків знижується, що підтверджується отриманими даними (рис. 6). Згідно з ГОСТ 621 твердість заготовок поршневих кілець має бути 94–112 HRB, тому точність відбору та оцінки зразків надзвичайно важлива для достовірної оцінки якості виробів.

Термічна обробка при 350–450 °C викликає процеси середнього відпуску гартівних структур, що призводить до утворення відносно стабільної  $\alpha$ -фази та карбідів різного складу, зовнішня будова та розташування яких пов'язане з будовою та розташуванням вихідних нерівноважних структур. Структури перлітного типу, до яких відноситься троостит при зазначених температурах відпуску відносно стабільні. Через неоднорідність вихідної металевої основи, після відпуску також формується неоднорідна структура. Вона складається з відпущеного бейніту різного типу, мартенситу та частково або повністю розпавшогося залишкового аустеніту (рис. 9).

Наявність такої істотної структурної неоднорідності з точки зору забезпечення високих механічних властивостей сірого чавуну, особливо за наявності концентраторів напружень у вигляді пластин графіту, небажано. Ймовірно, саме це є причиною того, що ГОСТ 621 не допускає наявності гартівних структур у поршневих кільцях із

сірого чавуну із пластинчастим графітом. Можлива спроба гомогенізації структури за рахунок підвищення температури відпустки загрожує падінням твердості чавунних кілець-заготовок нижче за допустимий рівень через розвиток процесів коагуляції та сфероїдизації карбідів (цементиту).

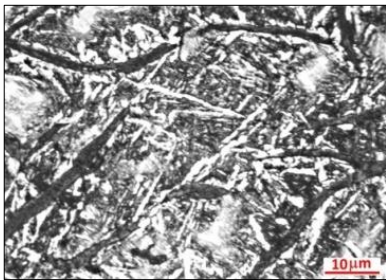


Рисунок 9 – Типова структура металевої основи (травлено в ніталі) кілець-заготовок із сірого чавуну після середнього відпуску.

ГОСТ 621 визначає, що металева основа сірих чавунів із пластинчастим графітом для поршневих кілець має містити дисперсний перліт із часткою фериту до 5%. Необхідна твердість забезпечується формуванням відповідної структури графіту яка передбачена зазначеним стандартом, та буде зберігатися після нагрівання при термічній обробці до 350-450 °С.

Аналіз технології лиття поршневих кілець із сірого чавуну показав, що навіть за дотримання процесу й досягнення необхідної твердості структура виливків не відповідає вимогам: потрібні властивості забезпечуються утворенням неприпустимих загартованих структур. Причиною цього, ймовірно, є невивчені залежності формування графіту й перетворень аустеніту від фізико-хімічного стану розплаву, який визначається складом чавуну та вмістом газів (O, N, H), пов'язаних із походженням шихтових матеріалів.

Основним завданням підвищення властивостей виливків із сірого чавуну є покращення структури пластинчастого графіту шляхом обробки розплаву (наприклад, модифікуванням). Якщо ж зберігатиметься утворення загартованих структур, проблему можна вирішувати зниженням вмісту легувальних елементів (Mn, Ni, Cr, Mo). Для цього необхідно з'ясувати причини різноманітності пластинчастих структур графіту та їх вплив на перетворення аустеніту, що досі лишаються невідомими.

## **Висновки**

Дослідження впливу температури перегріву, часу витримки та температури розливання розплаву при виробництві литих заготовок

для виготовлення поршневих кілець різного типорозміру із сірого чавуну на їхню твердість та структуру дозволило становити наступне:

- коливання температури перегріву та розливання розплаву в межах 10–50 °C та часу його витримки протягом 1–11 хвилин не надають закономірного впливу на твердість та структуру виливків кілець-заготовок із сірого чавуну;

- структура графіту та металевої основи виливків кілець-заготовок діаметром 120 мм та 130 мм із сірого чавуну, незважаючи на дотримання технологічного процесу їх виробництва, не відповідає вимогам стандарту ГОСТ 621. Максимальний розмір графітних включень становить 120–250 мкм і перевищує потрібні 80 мкм за ГОСТ 621. Розмір графітних включень у виливках кілець-заготовок діаметром 120 мм менше, ніж у виливках діаметром 130 мм. Перевищення максимально допустимого розміру графітних включень є причиною зменшення твердості виливків із сірого чавуну. Термічна обробка призводить до збільшення розміру графітних включень;

- структура графіту за перерізом та довжиною виливків кілець-заготовок не рівномірна. В осьових ділянках формується переважно гніздоподібна форма графіту у вигляді розеток з радіально-розгалуженим пластинчастим графітом. У поверхневих ділянках разом із гніздоподібним графітом утворюється тонкодіфференційований міждендритний точковий графіт. В осьових ділянках та області, що прилягає до литникової системи, графіт більший, ніж на периферії виливків кілець-заготовок;

- у металевій основі виливків кілець-заготовок із сірого чавуну формуються не допустимі ГОСТ 621 бейніто-мартенситні структури, відпуск яких при термічній обробці для зменшення ливарних напружень призводить до зниження твердості. Зниження твердості після термічної обробки виливків кілець-заготовок діаметром 120 мм більше, ніж виливок кілець-заготовок діаметром 130 мм, у структурі яких формується менша кількість гартувальних структур внаслідок меншої швидкості охолодження;

- при існуючій методиці відбору зразків кілець-заготовок до їх повного остигання для експрес-контролю твердості та структури внаслідок зростання швидкості охолодження чавуну можуть утворюватися неприпустимі бейніто-мартенситні структури, що підвищують значення твердості зразків й тим самим помилково вважаючи їх такими, що задовольняють вимогам ГОСТ 621.

Для виконання вимог ГОСТ 621 щодо структури графіту та металевої основи, а також запобігання зниження твердості після термічної обробки литих кілець-заготовок необхідно зменшення максимального розміру графітних включень до 80 мкм та формування

дисперсного перліту з не більше 5% доєвтектоїдного фериту. Для цього при усталеному технологічному процесі лиття кілець-заготовок необхідне коригування хімічного складу розплаву чавуну з урахуванням вмісту в ньому газів (O, N, H), що спадково залежить від походження шихтових матеріалів, основні з яких – доменний чавун та оборот власного виробництва.

### **Перелік посилань**

1. Hecht R. L., Dinwiddie R. B., Wang H. The effect of graphite flake morphology on the thermal diffusivity of gray cast irons used for automotive brake discs. *Journal of Materials Science*. 1999. No 34(19). P. 4775–4781. <http://doi.org/10.1023/a:1004643322951>.
2. Rukadikar M. C., Reddy G. P. Influence of chemical composition and microstructure on thermal conductivity of alloyed pearlitic flake graphite cast irons. *Journal of Materials Science*. 1986. No 21. P. 4403–4410. <http://doi.org/10.1007/bf01106563>.
3. Wang W., Jing T., Gao Y., Qiao G., Zhao X. Properties of a gray cast iron with oriented graphite flakes. *Journal of Materials Processing Technology*. 2007. No 182 (1-3). P. 593–597. <http://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2006.09.028>.
4. Hinrichs R., Vasconcellos M. A. Z., Österle W., Prietzel C. Amorphization of Graphite Flakes in Gray Cast Iron Under Tribological Load. *Materials Research*. 2018. No 21(4). P. 1–6. <http://doi:10.1590/1980-5373-MR-2017-1000>.
5. Kumar S., Kumar P., Shan H. S. Optimization of Tensile Properties of Evaporative Casting Process through Taguchi's Method. *Journal of Materials Processing Technology*. 2008. No 204. P. 59–69. <http://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2007.10.075>.
6. Hong Nga Thi Pham Effect of Heat Retention Time and Pouring Temperature on Graphite Shape and Mechanical Properties of Gray Cast Iron. *Advances in Science, Technology and Engineering Systems Journal*. 2020 No 6. Vol. 5. P. 838–844. <http://doi.org/10.25046/aj0506100>.
7. Huang X., Ye Y., Shen X., Chang X. The mechanical properties of gray cast iron and metallographic structure effect on the chip shape. *Advanced Materials Research*. 2011. No 339. P. 200–203. <http://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.339.200>.
8. Svensson I., Sjögren T. On Modeling and Simulation of Mechanical Properties of Cast Irons with Different Morphologies of Graphite. *International Journal of Metal casting*. 2009. No 3(4). P. 67–73. <http://doi.org/10.1007/BF03355460>.
9. Zapuskalov N. Quality Improvement of Cast Strip by Temperature Treatment of Liquid Metal. *ISIJ International*. 2004. No 9 (44). P. 1541–1548. <http://doi.org/10.2355/isijinternational.44.1541>
10. Скребцов А. М. Оптимальные температуры нагрева жидкого металла в плавильных агрегатах. Две температуры сплавов на основе железа. *Процессы литья*. 2011. № 1. С. 3–9.

11. Скребцов А. М. Температура ликвидус металлического расплава и её влияние на количество оксидных неметаллических включений. *Актуальні проблеми сучасної металургії*: зб. наук. пр. до 100-річчя з дня народження проф. М. Я. Меджибожського. ПГТУ. М., 2012. С. 79–83.

12. Нурадинов А. С., Баранов І.Р., Пригунов С. В. Методика дослідження зародження кристалів у розплавах краплинним методом. *Металознавство та обробка металів*. 2024. № 2. С.27–35.

13. Мельников А. П., Садох А. А., Фонов В. В. Совершенствование технологии и оборудования для производства заготовок поршневых колец в вертикальных стопочных формах. *Литье и металлургия*. 2011. № 4 (63). С. 18–22.

14. Мельников А. П., Голуб Д. М., Фонов В. В. Высокотехнологичное оборудование для изготовления вертикально-стопочных форм в производстве отливок поршневых колец. *Литье и металлургия*. 2006. № 2 (38). С. 51–54.

15. Oyetunji A., Talabi H. K. Effects of heat treatment process on mechanical and microstructural properties of gray cast iron. *Acta Technica Corviniensis-Bulletin of Engineering*. 2016. No 9 (4). P. 117–122.

## References

1. Hecht, R. L., Dinwiddie, R. B., & Wang, H. (1999). The effect of graphite flake morphology on the thermal diffusivity of gray cast irons used for automotive brake discs. *Journal of Materials Science*, 34(19), 4775–4781. <http://doi.org/10.1023/a:1004643322951>.

2. Rukadikar, M. C., & Reddy, G. P. (1986). Influence of chemical composition and microstructure on thermal conductivity of alloyed pearlitic flake graphite cast irons. *Journal of Materials Science*, 21, 4403–4410. <http://doi.org/10.1007/bf01106563>.

3. Wang, W., Jing, T., Gao, Y., Qiao, G., & Zhao, X. (2007). Properties of a gray cast iron with oriented graphite flakes. *Journal of Materials Processing Technology*, 182(1-3), 593–597. <http://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2006.09.028>.

4. Hinrichs, R., Vasconcellos, M. A. Z., Österle, W., & Prietzel, C. (2018). Amorphization of Graphite Flakes in Gray Cast Iron Under Tribological Load. *Materials Research*, 21(4), 1–6. <http://doi.org/10.1590/1980-5373-MR-2017-1000>.

5. Kumar, S., Kumar, P., & Shan, H. S. (2008). Optimization of Tensile Properties of Evaporative Casting Process through Taguchi's Method. *Journal of Materials Processing Technology*, 204, 59–69. <http://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2007.10.075>.

6. Hong Nga Thi Pham (2020). Effect of Heat Retention Time and Pouring Temperature on Graphite Shape and Mechanical Properties of Gray Cast Iron. *Advances in Science, Technology and Engineering Systems Journal*, 6(5), 838–844. <http://doi.org/10.25046/aj0506100>.

7. Huang, X., Ye, Y., Shen, X., & Chang, X. (2011). The mechanical properties of gray cast iron and metallographic structure effect on the chip shape. *Advanced Materials Research*, 339, 200–203. <http://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.339.200>.

8. Svensson, I., & Sjögren, T. (2009). On Modeling and Simulation of Mechanical Properties of Cast Irons with Different Morphologies of Graphite. *International Journal of Metal casting*, 3(4), 67-73. <http://doi.org/10.1007/BF03355460>.

9. Zapuskalov, N. (2004). Quality Improvement of Cast Strip by Temperature Treatment of Liquid Metal. *ISIJ International*, 9 (44), 1541–1548.

10. Screbtsov, A. M. (2011). Optimalnye temperatury nagreva zhidkogo metalla v plavilnykh agregatakh. Dve temperatury splavov na osnove zheleza. [Optimum Heating Temperatures for Liquid Metal in Smelting Units. Two Temperatures for Iron-Based Alloys]. *Casting processes*, 1, 3-9. [In Ukrainian].

11. Screbtsov, A. M. (2012). Temperatura likvidus metalicheskogo rasplava i ee vliianie na kolichestvo oksidnykh nemetallicheskih vklucheniï [Liquidus temperature of a metallic melt and its influence on the amount of oxide non-metallic inclusions]. *Current problems of modern metallurgy*. PDTU. 79–83. [In Ukrainian].

12. Nuradynov A. S., Baranov I. R., & Prygunov S. V. (2024) Metodyka doslidzhennia zarodzhennia krystaliv u rozplavakh kraplynnym metodom. [Methodology for studying crystal nucleation in melts by the drop method]. *Metallurgy and metal processing*, 2, 27–35. [In Ukrainian].

13. Melnykov A. P., Sadokya M. A., & Fonov V. V. (2011). Sovershenstvovanie tekhnologii i oborudovaniia dlia proizvodstva zagotovok porshnevykh koletc v vertikalnykh stopochnykh formakh. [Improvement of technology and equipment for the production of piston ring blanks in vertical stack forms]. *Casting and metallurgy*, 4 (63), 18–22. [In Russian].

14. Melnykov A. P., Golub D. M., & Fonov V. V. (2006). Vysokotekhnologichnoe oborudovanie dlia izgotovleniia vertikalno-stopochnykh form v proizvodstve otlivok porshnevykh koletc. [High-tech equipment for the production of vertical casting molds in the production of piston ring castings]. *Casting and metallurgy*, 2(38), 51–54. [In Russian]

15. Oyetunji, A., & Talabi, H. K. (2016). Effects of heat treatment process on mechanical and microstructural properties of gray cast iron. *Acta Technica Corviniensis-Bulletin of Engineering*, 9(4), 117–122.

**A. Yu. Borysenko**<sup>1</sup>, D. Sc. (Tech.), Senior Researcher, ORCID 0000-0003-2120-0944

**O. E. Baranovska**<sup>1,\*</sup>, Ph. D. (Tech.), ORCID 0000-0002-4106-5797

<sup>1</sup> *Iron and Steel Institute of Z.I. Nekrasov National Academy of Sciences of Ukraine*

\* *Corresponding author: elena15dnepr@gmail.com*

## **RESEARCH ON THE INFLUENCE OF TECHNOLOGICAL FACTORS OF PRODUCTION ON THE STRUCTURE AND HARDNESS OF CAST PISTON RINGS BLANKS MADE OF GRAY IRON**

**Abstract.** The production of piston ring blanks from gray cast iron by the method of individual casting is complicated by the fact that the required structure of graphite and metal matrix is formed directly during the crystallization process without the use

of heat treatment. In this regard, there is a need for strict control of both the chemical composition of the starting cast iron and the parameters of the casting process. The influence of overheating temperature, holding time and melt pouring temperature on the hardness and structure of cast blanks of compression piston rings of different sizes at a given chemical composition of cast iron (in wt.%) was assessed: C=3.72; Si=2.82; Mn=0.79; P=0.4; S=0.045; Ni=0.23; Cr=0.26; Cu=0.48; Mo=0.53; Ti=0.05. It is shown that fluctuations in the temperature of overheating and pouring of the melt within 10–50 °C and its holding time within 1–11 min. do not cause systemic changes in the hardness and microstructure of castings of ring blanks made of gray cast iron. The hardness along the blank rings is not uniform and is 94–112 HRB, which meets the requirements of GOST 621-87 "Piston rings for internal combustion engines". It has been established that the structure of graphite and metal matrix of castings of ring blanks from gray cast iron, despite compliance with the technological process of their production, often does not meet the requirements of the specified standard. The maximum size of graphite inclusions is 120–250 µm, which exceeds the required size of 80 µm according to GOST 621. To achieve compliance with the requirements of GOST 621-87 regarding the structure of graphite and the metal matrix, as well as to prevent a decrease in hardness after heat treatment of cast ring blanks, it is necessary to reduce the maximum size of graphite inclusions to 80 microns and ensure the formation of dispersed pearlite with no more than 5% hypoeutectoid ferrite. To obtain the required graphite structure and metal matrix, it is important not only to maintain the stability of the casting process, but also to adjust the composition of the cast iron melt taking into account the content of gases (O, N, H). Their concentration is directly related to the origin of the charge materials, among which blast furnace iron and secondary metal from our own production are of primary importance.

**Key words:** gray cast iron, superheating temperature, pouring temperature, hardness, structure.

**For citation:** Borysenko, A. Yu., & Baranovska, O. E. (2025). Research on the influence of technological factors of production on the structure and hardness of cast piston rings blanks made of gray iron. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 39, 246-263. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-39-14>

*Рукопис надійшов до редакції / Received 19.07.2025*

*Рекомендовано до друку / Accepted 21.10.2025*