

PACS numbers: 61.72.Ff, 62.20.me, 62.20.Qp, 81.30.Kf, 81.40.Ef, 81.40.Np, 81.65.Ps

## **Використання термоциклічного оброблення для підвищення втомної міцності цементованих деталей**

О. С. Дробот\*, С. Я. Підгайчук\*\*, Н. М. Яворська\*, А. А. Нестер\*,  
О. В. Багрій\*

\* *Хмельницький національний університет,  
вул. Інститутська, 11,  
29016 Хмельницький, Україна*

\*\* *Національна академія державної прикордонної служби України  
ім. Богдана Хмельницького,  
вул. Шевченка, 46,  
29000 Хмельницький, Україна*

Розвиток автомобільного транспорту в розвинутих країнах поставив нові серйозні задачі підвищення строку служби окремих деталей автомобіля для збільшення строку експлуатації автотранспорту в цілому, особливо в наш час, коли в світі випускаються мільйони авто різних марок і призначення: пасажирські, індивідуальні та для перевозки вантажів, у військовій справі. Роботу присвячено удосконаленню технологічного процесу хеміко-термічного та термічного оброблення поршневих пальців із криці 12ХН3А з метою поліпшення структури та підвищення їхньої втомної міцності. Пальці поршневі за умовами роботи повинні мати високу твердість поверхні та в'язку серцевину. Твердість

Corresponding author: Anatoliy Antonovych Nester  
E-mail: nesteranatol111@gmail.com

\* *Khmelnyskyi National University,  
11 Institutka Str., UA-29016 Khmelnytskyi, Ukraine*

\*\* *National Academy of the State Border Guard Service of Ukraine named after  
Bohdan Khmelnytskyi,  
67 Shevchenko Str., UA-29000 Khmelnytskyi, Ukraine*

Citation: O. S. Drobot, S. Ya. Pidhaichuk, N. M. Yavorska, A. A. Nester, and O. V. Bagriy, The Use of Thermocycling Processing to Increase the Fatigue Strength of Cemented Parts, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **45**, No. 5: 647–661 (2023). DOI: [10.15407/mfint.45.05.0647](https://doi.org/10.15407/mfint.45.05.0647)

поверхні має бути в межах *HRC* 58–62, що забезпечить високу зносостійкість цих деталей. Для досягнення такої твердості пальці піддають цементації за температури у 950°C з витримкою у 8–10 годин. Подальше гартування та низьке відпускання мають забезпечити формування структури мартенситу відпуску та задані експлуатаційні властивості. Однак після оброблення пальців за прийнятою на заводі технологією пальці не мають заданих характеристик утомної міцності. Як з'ясувалося, причиною цього є недосконалість структури пальців після кінцевого оброблення: збільшений розмір зерен серцевини, наявність грубих цементитних включень по ширині насиченого цементованого шару. В роботі запропоновано використання термоциклічного оброблення для усунення виявлених недоліків. Термоциклічне оброблення ґрунтується на накопиченні змін у структурі, які відбуваються за один цикл нагрівання→охолодження. В результаті дії цих змін матеріал набуває структуру та фазовий склад, які недосяжні за звичайних операцій термічного оброблення. В результаті термоциклічного оброблення накопичуються дефекти атомно-кристалічної будови, які підвищують міцність матеріалу. Після проведення термоциклічного оброблення за режимом подрібнено і практично усунено цементитну сітку. Значне подрібнення зерна відбулося після виконання останніх трьох циклів.

**Ключові слова:** палець поршневий, цементація, термоциклічне оброблення, кривошипно-шатунний механізм.

The work is concerned with the improvement of the technological process of chemical-thermal and thermal treatment of piston fingers made of 12XH3A steel in order to improve the structure and to increase their fatigue strength. The microstructure of piston fingers made of 12XH3A steel, which are subjected to cementation, hardening and low tempering to give them operational properties, and the structure of the fingers after the proposed technology—thermocycling, which is chosen to increase the fatigue strength of these parts, are studied. The piston pin is a responsible part of the crank mechanism. It is designed to convert the reciprocating stroke of the piston into the rotational movement of the crankshaft and is responsible for the reliable connection of the piston with the connecting rod. The piston pin works in difficult conditions; all the loads, to which the piston of the crank mechanism is subjected due to the combustion of the fuel-air mixture in the cylinders of the internal combustion engine, are transferred to the piston pin. These loads contribute to the appearance of such harmful defects of the piston pin as ovality, which is the cause of further destruction of the piston. The causes of premature failure of the piston pin include design and technological defects, among which we can highlight: non-compliance of the pin in terms of the dimensions of the seat size, the presence of backlash at the junction of the piston and pin, insufficient strength and hardness. Such conditions of operation of the parts of the crank-connecting mechanism require the materials of which the parts are made to have sufficient strength, rigidity, and resistance to operation. The material of the piston pin must provide high hardness and wear resistance of the surface, fatigue strength in combina-

tion with a viscous core. Piston fingers are made of low-carbon and low-alloy steels of grades 15, 15X, 20XH. High-nickel steels 12XH3A, 12X2H4A are used for the production of loaded piston fingers. The piston fingers must have a high surface hardness and a thick core under the working conditions. The surface hardness should be within *HRC* 58–62 that will ensure high wear resistance of these parts. To achieve such hardness, the fingers are subjected to cementation at a temperature of 950°C with a holding time of 8–10 hours. Further quenching and low tempering should ensure the formation of the tempered martensite structure and the specified operational properties. However, after processing according to the technology adopted at the factory, the fingers do not have the specified characteristics of fatigue strength. As it turned out, the reason for this is the imperfection of the structure of the fingers after the final treatment: the increased size of the grains of the core, the presence of coarse cementite inclusions along the width of the saturated cemented layer. It is proposed to introduce technological processes for processing piston fingers that would contribute to the grinding of steel grain and, as a result, increase the fatigue strength of the material. The research task is set as follows: without changing the grade of steel, to improve the technology of thermal and chemical-thermal treatment of piston fingers made of 12XH3A steel to increase their fatigue strength. It is proposed to use thermocycling treatment to eliminate the identified deficiencies. Thermocycling is based on the accumulation of changes in the structure that occur during one cycle of heating→cooling. During thermocycling, positive changes in the structure of the metal occur from cycle to cycle, and short exposures at the temperatures of phase transformations contribute to the grinding of structural components. Because of these changes, the material acquires structure and phase compositions, which are unattainable during normal heat-treatment operations. As a result of thermocycling, defects in the atomic-crystalline structure accumulate that increases the strength of the material. After thermocycling according to the regime, the cementite mesh is crushed and practically eliminated. Significant grinding of the grain occurs after the last three cycles. The size of the grain almost did not change after the first of them. After the next two cycles, the grain score increases from 4 in the original structure to 5, and after the third cycle, it is possible to reduce the grain in the surface layer to 0.016 μm that corresponds to a score of 8. After thermocycling, the dispersity of the structure is increased; the structural components are more uniformly distributed. Temperature fluctuations during thermocycling cycles have a positive effect on the spheroidization of cementite inclusions. Fatigue strength of piston fingers is increased by 20%. Thermal cyclic processing is carried out to improve the structure and properties of piston fingers made of 12XH3A steel.

**Key words:** piston pin, cementation, thermocycling, crank mechanism.

*Отримано 14 лютого 2023 р.; остаточн. варіант — 30 березня 2023 р.*

## 1. ВСТУП

Питаннями вивчення причин руйнування деталей машин під час експлуатації та розробкою методів підвищення довговічності машин займаються спеціалісти всього світу. У виготовленні деталей значний вплив на їхню якість і довговічність чинять різні технологічні чинники. Від правильно вибраного методу виготовлення деталю, призначення та проведення відповідного зміцнювального оброблення, якості складальних робіт у значній мірі залежить надійність і довговічність найбільш навантажених спряжених деталей.

Методи підвищення довговічності деталей машин можна розділити на три основні групи: конструкторські, технологічні, експлуатаційні. Практика показує, що невдалу конструкцію можна поліпшити шляхом вибору матеріялу деталей, але неможливо виготовити надійну в експлуатації машину, якщо матеріял деталей та його властивості вибрано невірно. До технологічних методів підвищення довговічності деталей машин відносять режими термічного та хеміко-термічного оброблянь.

Питання підвищення строку служби окремих деталей автомобіля для збільшення строку експлуатації автотранспорту в цілому не втрачало своєї актуальності як в часи становлення автомобільної індустрії, так і сьогодні, коли в світі випускаються мільйони авто різних марок і призначення. Для вирішення цього питання, насамперед, увагу надають найголовнішим і найвідповідальнішим деталям двигунів, таким як колінчасті вали, розподільчі вали, шестерні, клапани впускні та впускні тощо [1].

Однак не менш відповідальними є деталі окремих вузлів автомобіля, наприклад шатуни, поршні, поршневі пальці, валики, вісі, без яких нормальна робота двигуна неможлива.

Поршневий палець є складовою кривошипно-шатунного механізму (КШМ), який призначений для перетворення обертово-поступної ходи поршня в обертовий рух колінчастого валу. Поршневий палець відповідає за надійне з'єднання поршня із шатуном. Всі деталі кривошипно-шатунного механізму під час роботи двигуна піддаються силовим і тепловим навантаженням [1]. Ці сили складаються з тиску газів, сил інерції мас, які здійснюють зворотньо-поступні й обертові рухи, сил тертя та корисного опору, навантаження від пружних коливань. Навантаження, яким піддається поршень внаслідок згоряння паливно-повітряної суміші в циліндрах двигунів внутрішнього згоряння (ДВЗ), передаються і на поршневі пальці. Отже, поршневий палець піддається механічним навантаженням, які є змінними за значенням і напрямком.

Конструктивно поршневий палець має внутрішній отвір для

зменшення маси деталю, що позитивно впливає на зменшення інерційних втрат і підвищення ККД двигуна. Одночасно палець має залишатися міцним і зносостійким в умовах критичних навантажень. Отвір поршневого пальця має просту циліндричну форму, що сприяє зменшенню витрат під час виготовлення [2].

Для забезпечення роботи кривошипно-шатунного механізму (КШМ), що перетворює зворотньо-поступний рух поршня в обертотий, необхідно, щоб обидві головки шатуна були приєднані шарнірно. Поршневий палець є віссю гойдання шатуна в з'єднанні з поршнем; він служить для передачі шатуну зусилля від тиску газів, що діють на поршень. Під час роботи двигуна поршневий палець здійснює зворотньо-поступний рух і піддається значним навантаженням. Через поршневий палець передаються всі сили, що виникають між поршнем і шатуном. До цих сил належать сили інерції, що виникають зі зміною напрямку руху поршня, сили тиску паливної суміші чи повітря в дизельному двигуні, які виникають через стискання, та сили тиску розширених газів під час робочого такту. На палець діє тиск під час стискання паливно-повітряної суміші. Сила газів, що розширюються після їхнього спалаху, інерційні сили, згинальні зусилля, під впливом яких поршневий палець може набути неприпустиму овальність, призводять до можливого заклинювання поршня в поршневій головці шатуна або в бобишках поршня. Овальність поршневого пальця сприяє виникненню тріщин у бобишках поршня і, відповідно, подальшому руйнуванню поршня. Передчасний вихід з ладу поршневого пальця також може бути викликаний помилками під час складальних операцій, невідповідністю пальця за розмірами посадкового місця, наявністю люфту у місці з'єднання поршня та пальця тощо [2].

В таких важких умовах можуть працювати тільки загартовані криці. Форсовані двигуни оснащують поршневими пальцями зі ще більш твердою поверхнею з легованих криць.

Вибір матеріалів для виготовлення поршневого пальця ґрунтується на властивостях, які повинні мати ці деталі під час експлуатації. Внаслідок дії на поршневий палець механічних і теплових чинників погіршуються механічні властивості металу, виникають теплові напруження, змінюються геометричні параметри деталю, погіршуються умови змащення. Такі умови роботи деталей КШМ вимагають від матеріалів, з яких вони виготовлені, достатньої міцності, жорсткості, стійкості до спрацювання [3]. До пальця поршневого висувають додаткові вимоги — бути зносостійким і легким. Тому матеріал має забезпечити високу твердість і зносостійкість поверхні, утомну міцність у поєднанні з в'язкою серцевиною. Матеріал повинен мати високу міцність, достатню в'язкість, мінімальний коефіцієнт тертя, а також бути

технологічним, добре оброблятися тиском і різанням [4].

Для забезпечення міцності та зносостійкості у важких умовах роботи поршневі пальці виготовляють переважно з легованих, цементованих або азотованих криць із застосуванням термічного оброблення з нагріванням струмом високої частоти.

Поршневі пальці виготовляють з низьковуглецевих і низьколегованих криць марок 15, 15Х, 20ХН. Для виготовлення навантажених поршневих пальців використовують високоніклеві криці 12ХН3А, 12Х2Н4А та малоніклеві 18ХГСН2МВА, 18ХГСН2МА або хромоманганові криці 18ХГТ, 20ХГР. Виготовляють пальці також з середньовуглецевих криць, таких як криці 40, 45, 40Х, 40ХН [5]. Пальці з цих криць зміцнюють поверхневим гартуванням струмом високої частоти.

Легувальні елементи впливають на швидкість процесу цементації, глибину цементованого шару, концентрацію Карбону в поверхневій зоні.

Хром як карбідотвірний елемент уповільнює дифузію Карбону в аустеніті та тому сприяє подрібненню зерна під час нагрівання аустеніту. Хром підвищує температури нагрівання криці для гартування (підвищує критичні точки  $A_{с3}$  та  $A_{с1}$ ), зсуває криву ізотермічного розпаду переохолодженого аустеніту праворуч, тобто збільшує стійкість переохолодженого аустеніту та зменшує критичну швидкість охолодження і збільшує прогартуваність криці. Хром ефективно впливає на механічні та фізичні властивості криці, що пов'язано з тим, що Хром розчиняється у фериті й утворює дрібні карбіди, крім того, підвищує дисперсність одержуваної структури та коагуляцію структурних складових, що, в свою чергу, також сприяє підвищенню твердості та міцності криці, меж пружності та плинності; водночас характеристики пластичності не понижуються, а навпаки, підвищуються, спостерігається підвищення відносного видовження та звуження, ударної в'язкості. На твердість фериту Хром мало впливає; найбільш істотно Хром підвищує твердість і міцність мартенситу.

Нікель, — некарбідотвірний елемент, — понижує критичні точки криці  $A_1$  і  $A_3$ . Він позитивно впливає на ударну в'язкість і пластичність цементованого шару та серцевини. З нагріванням для термічного оброблення нікель не впливає на ріст зерна аустеніту. Під час цементації нікель пришвидшує дифузію Карбону в аустеніті за  $950^{\circ}\text{C}$ . Нікель є дефіцитним легувальним елементом; тому використання нікелю обмежують [5].

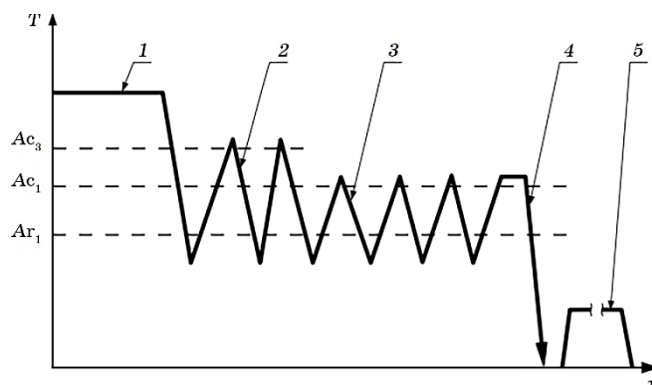
В крицях, легованих Хромом і Ніклем, стійкість аустеніту за температур, нижчих за точку  $A_1$ , зменшується, сягаючи мінімуму у діпазоні  $600\text{--}650^{\circ}\text{C}$ .

Для зміцнення поверхні поршневі пальці піддають цементації, гартуванню та низькому відпусканню. Метою хеміко-термічного

та термічного оброблення є підвищення втомної контактної міцності, надійності та довговічності, а також підвищення опору зносу [7, 8, 9]. Газову цементацію проводять за температур у 930–950°C з витримкою у 8–10 годин. Після газової цементації для спадково дрібнозернистих криць проводять гартування від температури у 820–850°C. Іноді — подвійне гартування: перше гартування (чи нормалізацію) з нагріванням до 880–900°C (вище точки  $A_{c3}$ ) призначають для виправлення структури серцевини та розчинення цементитної сітки, а друге гартування від температур у 760–780°C — для усунення перегрівання цементованого шару та надання йому високої твердості. Для високолегованих криць з метою зменшення кількості залишкового аустеніту після гартування проводять оброблення холодом (–85°C). Заключною операцією термічного оброблення є низький відпуск за температури у 160–180°C, який призначений для усунення напружень. Проведене оброблення не тільки підвищує твердість, але в цілому забезпечує поліпшення якості деталю: підвищується надійність і довговічність, поліпшуються показники опору втомі, а також зносостійкість [3]. Впроваджені режими зміцнення пальців поршневих не завжди уможливають забезпечити втомну міцність цих деталей. Враховуючи, що істотним недоліком цементації є ріст зерна серцевини, рекомендовано деталі виготовляти зі спадково дрібнозернистих криць з балом зерна аустеніту 6–8, який зберігається під час тривалої витримки. Для подрібнення зерна серцевини проводять термічне оброблення за режимами, описаними в [7]. З цією метою можна проводити попереднє термооброблення (нормалізацію) з пришвидшеним охолодженням до температури у 700°C. Однак цього в багатьох випадках недостатньо. Перевагу потрібно віддавати процесам, які подрібнюють зерно криці та сприяють підвищенню втомної міцності. Тому було поставлено задачу: не змінюючи марку криці, удосконалити технологію термічного та хеміко-термічного оброблянь пальців поршневих для підвищення їхньої втомної міцності.

Враховуючи, що криця 12ХНЗА є схильною до перегріву, а легувальні елементи, — Хром, Нікель, — понижують точку  $M_k$  кінця мартенситного перетворення нижче 0°C, що сприяє збереженню в структурі значної кількості залишкового аустеніту, який погіршує властивості криці, нами запропоновано проведення термоциклічного оброблення (ТЦО) після цементації для подрібнення структури насиченого шару й основи, а також зменшення кількості залишкового аустеніту.

Під час термоциклічного оброблення від циклу до циклу відбуваються позитивні зміни у структурі металу [7, 10], а невеликі витримки за температур фазових перетворень сприяють подрібненню структурних складових. Як правило, метою ТЦО є одер-



**Рис. 1.** Схема термоциклічного та термічного оброблянь цементованих виробів: 1 — цементация; 2 — термоцикли для усунення сітки цементиту; 3 — термоцикли для подрібнення структури; 4 — гартування; 5 — відпускання.

**Fig. 1.** Scheme of thermocycling and heat treatment of cemented products: 1—cementation; 2—thermal cycles for removing the cementite network; 3—thermocycles for grinding the structure; 4—quenching; 5—tempering.

жання потрібних змін структури, фазового складу чи напруженого стану матеріалу, які й будуть визначати його властивості.

Механізм дії ТЦО на властивості криці ґрунтується на накопиченні змін у структурі, які відбуваються за один цикл нагрівання→охолодження. В результаті дії цих змін матеріал набуває структури та фазового складу, які недосяжні за звичайних операцій термічного обробляння. В результаті ТЦО накопичуються дефекти атомно-кристалічної будови, які підвищують міцність матеріалу.

На основі виконаної аналізи було поставлено задачу: з використанням режимів ТЦО виправити структурні недоліки пальців поршневих, що піддавались оброблянню за традиційною технологією.

У даній роботі наведено результати досліджень структури та властивостей поршневих пальців, виготовлених із криці 12ХНЗА, після проведення зміцнювального оброблення — цементації з наступним гартуванням і відпусканням (за стандартною технологією) та за запропонованою нами технологією, що включає проведення термоциклічного оброблення на окремих етапах технологічного процесу (рис. 1).

## 2. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНА ЧАСТИНА

Вміст Карбону в криці визначено хемічною аналізою згідно з



ГОСТ 22536.1-88 «Сталь углеродистая и чугун нелегированный. Методы определения общего углерода и графита» на приладі «Експрес-аналізатор АН7529» [11].

Вміст легувальних елементів у складі криці визначали на відповідність ДСТУ 7809-2015 «Прокат із легованої конструкційної сталі. Технічні умови» [5] на приладі «Спектроскан» за ГОСТ 28033-89 «Сталь. Метод рентгенофлюоресцентного аналізу» [12].

Розмір зерна криці оцінювали за ДСТУ 8972:2019 «Сталі та сплави. Методи виявлення та визначення величини зерна» [13].

Експериментальні зразки було виготовлено з криці 12ХНЗА розміром 20×20×20 мм; поверхню було шліфовано та поліровано [14]. Для виявлення мікроструктури використовували щавлення 4% -розчином азотної кислоти в спирті.

Металографічні дослідження було проведено на мікроскопі МИМ-10. Структуру (рис. 2) та глибину цементованої зони визначали згідно з ОСТ 23.4.52-83, ГОСТ 20495-75 [9, 15].

Мікротвердість вимірювали на приладі ПМТ-3 за ДСТУ ISO 6507-1:2007 і за Роквелловою методою на приладі ТР-5006 [16].

Хемічний склад зразків криці відповідає ДСТУ 7806-2015: С — 0,09–0,16%, Мп — 0,3–0,8%, Сr — 0,6–0,9%, Ni — 2,75–3,15%.

Температура точки Ас<sub>3</sub> для криці 12ХНЗА дорівнює 773°C, Ас<sub>1</sub> — 715°C [7]. Зразки піддавали цементації, термоциклічному обробленню, гартуванню та відпусканню [10, 17].

Для цементації було використано шахтну піч серії Ц-105А; максимальна температура печі — 950°C, потужність печі — 60 кВт.

Традиційна технологія зміцнення пальців поршневих була наступною: газова цементація за 930°C, витримка у 8–10 годин, гартування з цементаційного нагрівання (вироби по закінченню цементації витримували у вимкненій печі упродовж однієї години для досягнення температури печі у 800–820°C), охолодження в маслі. Заключна операція — низьке відпускання за температури у 180–200°C, тривалість відпуску — 2–3 години. Таке оброблення забезпечило твердість на поверхні в межах HRC 58...62. Після такого оброблення сформувалася структура мартенситу, карбідів і залишкового аустеніту, кількість якого була значною (рис. 3).

Термоциклічне оброблення було проведено в лабораторних печах марки СНОЛ-7,2/1100.

В одній печі поршневі пальці та досліджувані зразки нагрівали, а в іншій — охолоджували.

Зразки криці 12ХНЗА після цементації піддавали ТЦО за такою схемою: один цикл оброблення передбачав швидке нагрівання до температури повної аустенізації (870°C) і проводили зі швидкістю від 50 до 100°C/хв., зразки завантажували у перегрі-

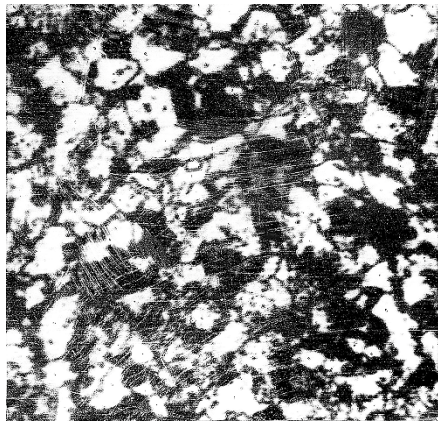


Рис. 2. Вихідна структура криці 12ХН3А;  $\times 200$ .

Fig. 2. Initial structure of steel 12ХН3А;  $\times 200$ .

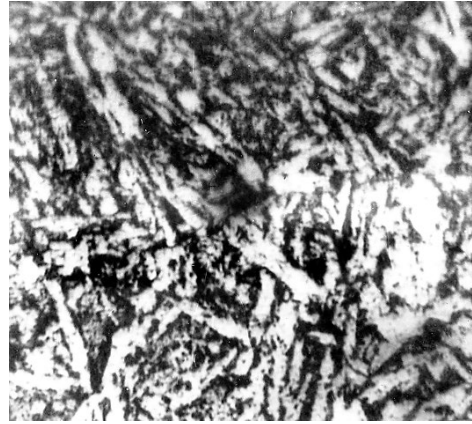


Рис. 3. Структура серцевини деталю після цементації;  $\times 200$ .

Fig. 3. Structure of the core of the part after cementation;  $\times 200$ .

ту піч, потім швидко охолодження з швидкістю від 1 до  $5^{\circ}\text{C}/\text{с}$  до  $650^{\circ}\text{C}$ , витримка за цієї температури — 60 с. По закінченню витримки цикл повторювався. Кількість циклів вибирали експериментально за результатами металографічних досліджень — зміною розміру структурних складових після кожного циклу. Оптимальним було вибрано 5 циклів. Останній термоцикл було завершено гартуванням з аустенітного стану (рис. 1). Гартування реалізовували в масляному гартівному баку.

Випробування на втому було проведено на машині EUS-20 за методом Локаті (збільшення навантаження здійснювали східчасто). Цикл навантаження — асиметричний з постійним коефіцієнтом асиметрії  $R = 0,5$ . Навантаження прикладали за схемою чистого вигину в одній площині.

Втомну довговічність поршневих пальців оцінювали за числом циклів, яке витримав палець до появи макротріщини чи повного руйнування. Кількість циклів до руйнування сягала  $1,02 \times 10^6$ , що відповідає технічним умовам.

### 3. РЕЗУЛЬТАТИ Й ОБГОВОРЕННЯ

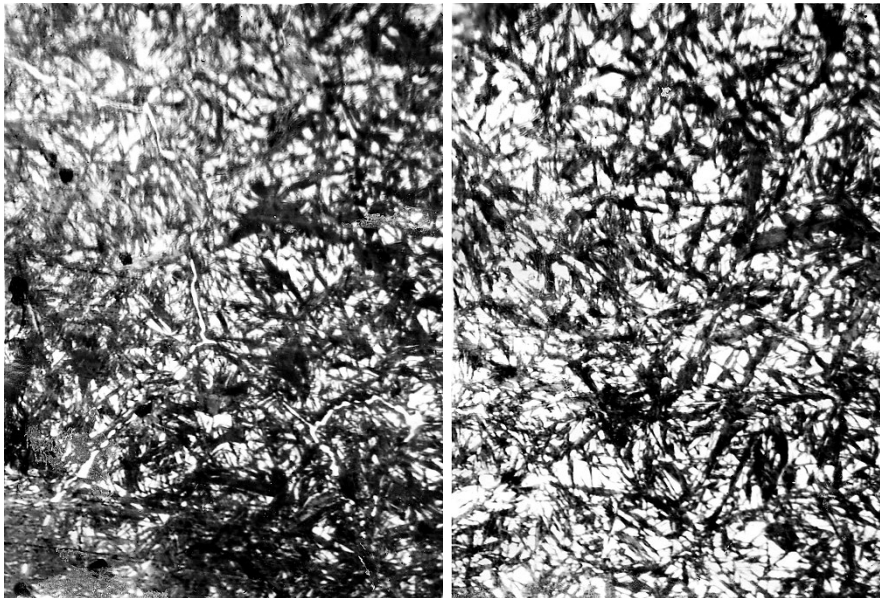
Поршневі пальці з криці 12ХН3А мали вихідну структуру — ферит і перліт із зернами, достатньо однорідними за розмірами (рис. 2). Наявність окремих великих зерен була відсутня.

Після цементації зовнішня частина шару, яка містить 0,9% С, має структуру заевтектоїдної криці — перліт і цементит вторин-

ний, який під час повільного охолодження виділився на межах аустенітних зерен у вигляді оторочки; середня частина — структуру перліту. Від поверхні вглиб деталю концентрація Карбону зменшується й у структурі з'являється ферит, кількість якого зростає в напрямку до серцевини. Недоліком сформованої структури є значна кількість цементиту вторинного на межах зерен і збільшення розміру зерен фериту в серцевині деталю (рис. 3).

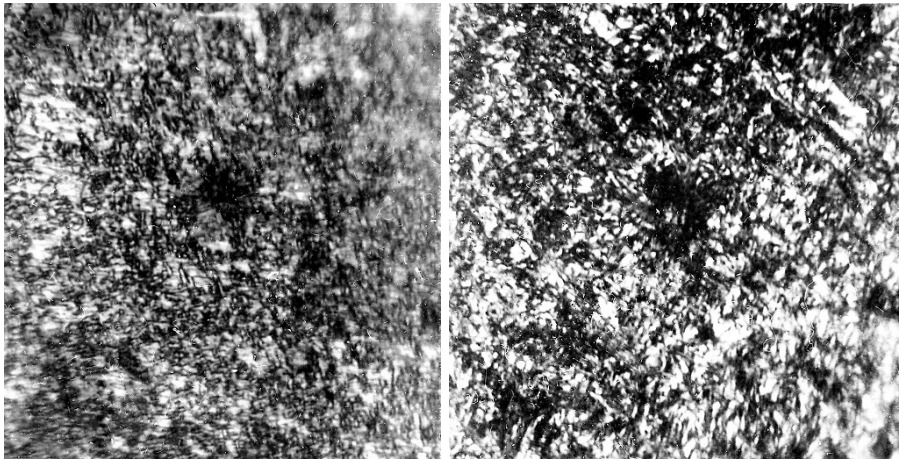
Після гартування та низького відпускання утворилася структура мартенситу, карбідів і залишкового аустеніту; твердість на поверхні — в межах  $HRC\ 58...62$  (рис. 4, 5).

Виявлено надмірну насичуваність поверхні цементованого шару Карбоном, що стало причиною наявності залишків цементитної сітки і кристалів грубоголчастого мартенситу після гартування (рис. 4), підвищеного вмісту залишкового аустеніту (рис. 5).



**Рис. 4.** Структура криці 12ХН3А після цементації та гартування: грубоголчастий мартенсит і залишки цементитної сітки на поверхні;  $\times 200$ . **Рис. 5.** Мікроструктура криці 12ХН3А після цементації та гартування: загоголчастий мартенсит і залишковий аустеніт по глибині шару;  $\times 200$ .

**Fig. 4.** Structure of 12XH3A steel after carburizing and quenching: coarse-needle martensite and remnants of a cementite network on the surface;  $\times 200$ . **Fig. 5.** Microstructure of 12XH3A steel after cementation and quenching: coarse-needle martensite and residual austenite along the depth of the layer;  $\times 200$ .



**Рис. 6.** Структура криці 12ХН3А після цементації, термоциклічного оброблення та гартування; бал зерна 8,  $\times 500$ .

**Рис. 7.** Структура криці 12ХН3А після цементації, термоциклічного оброблення, гартування та низького відпуску; бал зерна 8,  $\times 500$ .

**Fig. 6.** Structure of steel 12ХН3А after cementation, thermocycling and quenching; grain size 8,  $\times 500$ .

**Fig. 7.** Structure of steel 12ХН3А after cementation, thermocycling, quenching and low tempering; grain size 8,  $\times 500$ .

Після проведення ТЦО за режимом (рис. 1) було подрібнено та практично усунуто цементитну сітку. Значне подрібнення зерна відбулося після виконання останніх трьох циклів. Розмір зерна після проведення першого з них майже не змінився. Після двох наступних циклів бал зерна збільшився з 4 у вихідної структури до 5, а після третього циклу вдалося зменшити зерно в поверхневому шарі до 0,016 мкм, що відповідає балу 8.

Після ТЦО збільшилася дисперсність структури, стали більш однорідно розподіленими структурні складові (рис. 6, 7). Температурні коливання з виконанням циклів ТЦО позитивно вплинули на сфероїдизацію цементитних включень. Твердість на поверхні — *HRC* 58–62, серцевини — *HRC* 29–30.

#### 4. ВИСНОВКИ

1. Запропоновано технологічну схему одержання й оброблення поршневих пальців для важко навантажених ДВЗ, яка включає підготовче термічне оброблення заготовок, одержання деталей методом холодного пластичного деформування (ХПД) + цементації + ТЦО + гартування + низького відпускання, та сприяє поліпшенню структури криці і підвищенню її механічних властивос-

тей.

2. Термоциклічне оброблення дало змогу зменшити розмір аустенітного зерна, досягнути рівнозернистости, подрібнити цементитну сітку, одержати більш рівномірне розподілення елементів структури. Під час випробувань на утомну довговічність кількість циклів до руйнування збільшилася на 20%.

## ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. Ф. І. Абрамчук, Ю. Ф. Гутаревич, К. Є. Долганов, І. І. Тимченко, *Автомобільні двигуни: Підручник* (Київ: Арістей: 2006).
2. В. Ф. Кисликов, В. В. Лущик, *Будова й експлуатація автомобілів: Підручник* (Київ: Либідь: 2006).
3. О. С. Дробот, С. Я. Підгайчук, Л. В. Боровик, *Технологія конструкційних матеріалів і основи матеріалознавства в технічних системах охорони державного кордону: Навч. посібник* (Хмельницький: НАДПСУ: 2019).
4. Є. Г. Афтандіянц, О. В. Зазимко, К. Г. Лопатьмо, *Матеріалознавство: Підручник* (Херсон: ОЛДІ плюс; Київ: Ліра: 2013).
5. ДСТУ 7809-2015. *Прокат із легованої конструкційної сталі. Технічні умови* (Київ: ДП «УкрНДНЦ»: 2015).
6. Л. Ф. Руденко, *Леговані сталі і сплави: Навч. посібник* (Суми: Сумський державний університет: 2012).
7. Ю. М. Лахтин, А. Г. Рахштадт, *Термическая обработка в машиностроении: Справочник* (Москва: Машиностроение: 1980).
8. ГОСТ 20495-75. *Упрочнение металлических деталей поверхностной химико-термической обработкой. Характеристики и свойства диффузионного слоя* (Москва: Издательство стандартов: 1995).
9. ГОСТ 23.4.52-83. *Сталь цементованная и нитроцементованная для зубчатых колес. Методы контроля качества микроструктуры и толщины слоя* (Москва: Госстандарт: 1983).
10. О. В. Диха, В. П. Свідерський, О. С. Дробот, Н. С. Машовець, *Технологічне забезпечення довговічності технічних трибосистем: Монографія* (Хмельницький: ХНУ: 2021).
11. ГОСТ 22536.1-88. *Сталь углеродистая и чугун нелегированный. Методы определения общего углерода и графита* (Москва: Стандартиформ: 2006).
12. ГОСТ 28033-89. *Сталь. Метод рентгенофлуоресцентного анализа* (Москва: Издательство стандартов: 1989).
13. ГОСТ 5639-82. *Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна* (Москва: Издательство стандартов: 2003).
14. С. В. Литовченко, *Приготовление образцов для металлографического исследования микроструктуры: Методические материалы* (Харьков: ХНУ им. В. Н. Каразина: 2011).
15. ГОСТ 8233-89. *Сталь. Эталоны микроструктуры* (Москва: Стандартиформ: 2004).
16. ДСТУ ISO 6507-1:2007. *Матеріали металеві. Визначення твердості за Вікерсом. Частина 1. Метод випробування* (Київ: ДП «УкрНДНЦ»: 2018).

17. О. С. Дробот, С. Я. Підгайчук, О. С. Вахнюк, *Проблеми трибології*, **1**: 4 (2008).

## REFERENCES

1. F. I. Abramchuk, Yu. F. Gutarevych, K. Ye. Dolganov, and I. I. Tymchenko, *Avtomobilni Dvyguny. Pidruchnyk*. [Automobile Engines: Textbook] (Kyiv: Aristey: 2006) (in Ukrainian).
2. V. F. Kyslykov and V. V. Lushchuk, *Budova i Ehkspluatatsiya Avtomobiliv: Pidruchnyk* [Construction and Operation of Cars: Textbook] (Kyiv: Lybid: 2006) (in Ukrainian).
3. O. S. Drobot, S. Ya. Pidgaychuk, and L. V. Borovyk, *Tekhnologiya Konstruktsiynykh Materialiv i Osnovy Materialoznavstva v Tekhnichnykh Systemakh Okhorony Derzhavnogo Kordonu: Navch. Posibnyk* [Technology of Structural Materials and the Basics of Materials Science in Technical Systems of State Border Protection: Educational Manual] (Khmelnitskyi: Publishing House NADPSU: 2019) (in Ukrainian).
4. E. G. Aftandilyants, O. V. Zazymko, and K. G. Lopatko, *Materialoznavstvo: Pidruchnyk* [Materials Science: Textbook] (Kherson: Oldi plus; Kyiv: Lira: 2013) (in Ukrainian).
5. DSTU 7809-2015. *Prokat iz Legovanoji Konstruktsiynoji Stali. Tekhnichni Umovy* [Rolled from Alloy Structural Steel. Specifications] (Kyiv: DP 'UkrNDNTS': 2015) (in Ukrainian).
6. L. F. Rudenko, *Legovani Stali i Splyvy: Navch Posibnyk* [Alloy Steels and Alloys: Educational Manual] (Sumy: Sumskyi Derzhavnyi Universytet: 2012) (in Ukrainian).
7. Yu. M. Lakhtin and A. G. Rakhshadt, *Termicheskaya Obrabotka v Mashinostroenii: Spravochnik* [Heat Treatment in Mechanical Engineering: Reference Book] (Moskva: Mashinostroenie: 1980) (in Russian).
8. GOST 20495-75. *Uprochnenie Metalicheskikh Detaley Poverkhnostnoy Khimiko-Termicheskoy Obrabotkoy. Kharakteristiki i Svoistva Diffuzionnogo Sloya* [Hardening of Metal Parts by Surface Chemical and Thermal Treatment. Characteristics and Properties of the Diffusion Layer] (Moskva: Izdatelstvo Standartov: 1995) (in Russian).
9. OST 23.4.52-83. *Stal Tsementovannaya i Nitrotsementovannaya dlya Zubchatykh Koles. Metody Kontrolya Kachestva Mikrostruktury i Tolshchiny Sloya* [Cemented and Nitrocemented Steel for Gears. Methods of Controlling the Quality of Microstructure and Layer Thickness] (Moskva: Izdatelstvo Standartov: 1983) (in Russian).
10. O. V. Dykha, V. P. Sviderskyi, O. S. Drobot, and N. S. Mashovets, *Tekhnologichne Zabezpechennya Dovgovichnosti Tekhnichnykh Trybosystem: Monografiya* [Technological Support of Durability of Technical Tribosystems: Monograph] (Khmelnitskyi: KhNU: 2021) (in Ukrainian).
11. GOST 22536.1-88. *Stal Uglerodistaya i Chugun Nelegirovani. Metody Opredeleniya Obshchego Ugleroda i Grafita* [Carbon Steel and Unalloyed Cast Iron. Methods for Determining Total Carbon and Graphite] (Moskva: Standartinform: 2006) (in Russian).
12. GOST 28033-89. *Stal. Metod rentgenoflyuorestsentnogo analiza* [Steel.

- Method of X-Ray Fluorescence Analysis] (Moskva: Izdatelstvo Standartov: 1989) (in Russian).
13. GOST 5639–82. *Stali i Splavy. Metody Vyyavleniya i Opredeleeniya Velichiny Zerna* [Steels and Alloys. Methods for Detecting and Determining Grain Size] (Moskva: Izdatelstvo Standartov: 2003) (in Russian).
  14. S. V. Litovchenko, *Prigotovlenie Obraztsov dlya Metalograficheskogo Issledovaniya Mikrostruktury: Metodicheskie Materialy* [Preparation of Samples for Metallographic Study of the Microstructure: Teaching Materials] (Kharkiv: KhNU im. V. N. Karazina: 2011) (in Ukrainian).
  15. GOST 8233–89. *Stal. Ehtalony Mikrostruktury* [Steel. Microstructure Standards] (Moskva: Standartinform: 2004) (in Russian).
  16. DSTU ISO 6507-1:2007. *Materialy Metalevi. Vyznachennya Tverdosti za Vickersom. Chastyna 1. Metod Vyprovuvannya*. [Metal Materials. Determination of Vickers Hardness. Part 1. Test Method] (Kyiv: DP 'UkrNDNTS': 2018) (in Ukrainian).
  17. O. S. Drobot, S. Ya. Pidgaychuk, and O. S. Vakhnyuk, *Problemy Tribologii*, 1: 4 (2008) (in Ukrainian).