

Міністерство освіти і науки України
**ХАРКІВСЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ АВТОМОБІЛЬНО-
ДОРОЖНИЙ УНІВЕРСИТЕТ**



ЗБІРКА НАУКОВИХ ПРАЦЬ

*Міжнародної конференції здобувачів вищої освіти і молодих
учених*

«СУЧАСНІ МАТЕРІАЛИ ТА ТЕХНОЛОГІЇ ЇХ ОБРОБКИ»

23-24 квітня 2024 року

Харків
ХНАДУ 2024

УДК 621.793 + 669.017 + 658.562 + 620.175.2:669.15 + 620.17 + 621.78 + 620.175.2:669.15 +
621.91.01 + 669.017:621.73 + 621.9.048 + 69.017:539 + 621.791 + 621.771.07 +
621.791 + УДК 621.785 + УДК 621.793 + УДК 669.017 + УДК 621.891 + УДК
621.791.01 + УДК: 620.669 + УДК 621.91.01 + УДК 669.141.24

Збірка наукових праць Міжнародної конференції здобувачів вищої освіти і молодих учених
(23-24 квітня 2024 року, м. Харків). Харків: ХНАДУ, 2024. 143 с.

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

Глушкова Діана Борисівна – професор, доктор технічних наук;
Дощечкіна Ірина Василівна – професор, кандидат технічних наук;
Лалазарова Наталія Олексіївна – доцент, кандидат технічних наук;
Байдала Владислава Юріївна – асистент

Зміст

Вступ	5
Yaremenko O. Y. APPLICATION OF FRACTAL FORMALISM FOR EXPRESS ANALYSIS OF MECHANICAL PROPERTIES OF PARTS	6
Князева Г. О., Князев С. А., Сосонний О. В. РОЛЬ АУСТЕНИТУ У ФОРМУВАННІ КОМПЛЕКСУ ВЛАСТИВОСТЕЙ СЕРЕДНЬОЛЕГОВАНОЇ СТАЛІ БЕЙНІТНОГО КЛАСУ	12
Літенко А. В. ВИЗНАЧЕННЯ ОПТИМАЛЬНИХ ПАРАМЕТРІВ ПОКРИТТЯ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ ПРЕС-ФОРМ МЕТОДОМ ТЕОРІЇ ПЛАНУВАННЯ ЕКСПЕРИМЕНТУ	16
Мінаєв С. О. ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ДЕТАЛЕЙ РОТОРА ЦЕНТРОБІЖНИХ КОМПРЕСОРІВ ЗІ СТАЛІ 34ХН1МА	25
Zubkov O. V. DETERMINATION OF THE INFLUENCE OF ELECTRO-SPARK ALLOYING ON THE STRENGTH INDICATORS OF MACHINE PART	31
Кривенко А. А. ПІДВИЩЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ЧАВУННИХ ГІЛЬЗ БЛОКІВ ЦИЛІНДРІВ	38
Путівський А. О. ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ПЛАЗМОВОГО ПОКРИТТЯ НА СТІЙКІСТЬ МЕТАЛЕВИХ ФОРМ	46
Краєвська Ж. В. ВПЛИВ ЕНЕРГОСИЛОВИХ ОСОБЛИВОСТЕЙ ФРИКЦІЙНОЇ ТЕРМОМЕХАНІЧНОЇ ОБРОБКИ СТАЛЕВИХ ВИРОБІВ НА СТАН ЇХ ПОВЕРХНЕВОЇ СТРУКТУРИ	52
Sharovka V. APPLICATION OF NEW PLASMA COATINGS FOR RESTORATION OF THE SURFACE OF MATERIAL	61
Литовка Д. Є. ОЗДОБЛЮВАЛЬНО-ЗМІЦНЮВАЛЬНА ОБРОБКА ШТОВХАЧА КЛАПАНА ДВЗ	67
Даниленко О. С. ЗБІЛЬШЕННЯ ПІСЛЯРЕМОНТНОГО РЕСУРСУ ДЕТАЛЕЙ	73
Охріменко В. О. ПАР ТЕРТЯ ЕЛЕКТРОІСКРОВЕ ЛЕГУВАННЯ ТА ЙОГО ЗАСТОСУВАННЯ	78
Войтенко Е. В., Сазонов О. В. ЕФЕКТИВНІСТЬ ШВИДКІСНОГО НАГРІВУ І ОХОЛОДЖЕННЯ ПРИ РЕКРИСТАЛІЗАЦІЙНОМУ ВІДПАЛІ ЗАГОТОВОК ІЗ ТОНКОЛИСТОВОЇ ХОЛОДНОКАТАНОЇ СТАЛІ	80
Ромаєв Д. Т. КРИТЕРІЇ ЗНОСОСТІЙКОСТІ НАПЛАВОЧНИХ СТАЛЕЙ	86
Івахненко О. М. ОЦІНЮВАННЯ НАПРУЖЕНОГО СТАНУ РОБОЧОГО ШАРУ ВАЛКА МЕТОДОМ ВИМІРЮВАННЯ КОЕРЦИТИВНОЇ СИЛИ	90

Завезиступ А. Ю. ДОВГОВІЧНІСТЬ ШТАМПІВ, НАПЛАВЛЕНИХ СТАЛЯМИ СИСТЕМИ Cr-Mn-Mo-Ti НА ОСНОВІ ЗАЛІЗА	95
Погребняк К. В. ВАКУУМНА ПАЙКА ВИРОБІВ У ВАКУУМНО-ДУГОВІЙ УСТАНОВЦІ	100
Selezniov S. EFFECT OF LASER TREATMENT ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF PISTON RINGS.....	108
Пилипенко М. М. ІОННА ІМПЛАНТАЦІЯ ЯК МЕТОД ПІДВИЩЕННЯ ЗНОСОСТІЙКОСТІ ДЕТАЛЕЙ МАШИНИ	111
Шепелєв В. В. ВПЛИВ СХЕМ КОНТАКТУ ТА УМОВ НАВАНТАЖЕННЯ НА ГЕОМЕТРІЮ ПЛЯМИ ЗНОСУ ПРИ ФРЕТИНГ-ЗНОСІ	115
Єлфімов В. В. FEATURES OF CAST IRON WELDING WITH ELECTRODES WITH OXIDIZING COATING.....	119
Шахов Є. Е. ВПЛИВ ВУГЛЕЦЮ НА СТРУКТУРУ І СТІЙКІСТЬ ДО МІЖКРИСТАЛІТНОЇ КОРОЗІЇ АУСТЕНІТНИХ СТАЛЕЙ	126
Ткаченко Д. М. INVESTIGATION OF THE CAUSES OF THE CRIMINATION OF TURBINE CASTINGS AFTER OPERATION OF 100 THOUSANDS. HOURS	131
Вознюк О. І. ПІДВИЩЕННЯ ДОВГОВІЧНОСТІ ДЕТАЛЕЙ НАСОСІВ ІЗ СІРОГО ЧАВУНУ	134
Дуліч Д. В. ЕФЕКТИВНИЙ МЕТОД ПІДВИЩЕННЯ КОНСТРУКТИВНОЇ МІЦНОСТІ ВИРОБІВ.....	140

Вступ

23-24 квітня 2024 року на кафедрі технології металів та матеріалознавства відбулася Міжнародна конференція здобувачів вищої освіти і молодих учених «Сучасні матеріали та технології їх обробки». На конференції розглядалися питання підвищення довговічності деталей машин, які вирішуються в основному за рахунок вибору якісних матеріалів та ефективних способів їх об'ємної та поверхневої обробки. Широко використовується поверхнева обробка для підвищення зносостійкості і механічних властивостей виробу вцілому – нанесення іоно-плазмових покриттів, іонне бомбардування, поверхнєве пластичне деформування, лазерна обробка, іонна імплантація та ін.

Для зміцнення поверхневого шару широко використовують наплавлення робочих поверхонь, модифікування деталей трибосистем із застосуванням висококонцентрованих потоків енергії, до яких відноситься детонаційне напилення, що дозволяє одержувати покриття з високими фізико-механічними й триботехнічними властивостями.

На конференції була приділена увага технологіям зварювання, розвиток яких впливає на прогрес у різних галузях промисловості і будівництва.

Обмін думками з питань, пов'язаних з вирішенням проблем підвищення довговічності машин, вдосконалення методів поверхневої обробки та технологій зварювання, учасниками конференції є корисним і актуальним.

APPLICATION OF FRACTAL FORMALISM FOR EXPRESS ANALYSIS OF MECHANICAL PROPERTIES OF PARTS¹

Yaremenko O.Y., student of group MC-31-21
Kharkiv National Automobile and Highway University

Abstract. The method of comparative evaluation of the effectiveness of strengthening technologies for increasing the durability of hydraulic hammer parts by means of detonation spraying is considered. For an express analysis of the mechanical properties of the striker and the peaks of the hydraulic hammer after detonation spraying, the fractal formalism is used to predict the mechanical properties. The fractal dimension of the microstructure was calculated at a magnification of 100.

Key words: detonation coating, surface, fractal, strength, hydraulic hammer, mathematical model.

ЗАСТОСУВАННЯ ФРАКТАЛЬНОГО ФОРМАЛІЗМУ ДЛЯ ЕКСПРЕСНОГО АНАЛІЗУ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ДЕТАЛЕЙ

Яременко О.І., студент групи МС-31-21
Харківський національний автомобільно-дорожній університет

Анотація. Розглянута методика порівняльного оцінювання ефективності зміцнювальних технологій підвищення довговічності деталей гідромолота шляхом детонаційного напилення. Для експрес-аналізу механічних властивостей бойка і піки гідромолота після детонаційного напилення застосовано фрактальний формалізм, для прогнозування механічних властивостей. Фрактальна розмірність мікроструктури розраховувалася при збільшенні 100.

Ключові слова: детонаційне покриття, поверхня, фрактал, міцність, гідромолот, математична модель.

Introduction

The choice of processing methods plays a decisive role in the formation of the set of properties of the original part, especially the methods of surface processing [1-3]. Detonation coatings, as a type of gas-thermal coatings, due to the highest characteristics, are increasingly used in various industries. Due to the highest characteristics (substrate adhesion strength up to 250-280 MPa), detonation spraying [4,5] can be better for strengthening and restoring the most responsible and loaded parts and assemblies. Detonation spraying increases the mechanical properties of various parts of a responsible purpose, the surface of which wears out during operation.

Purpose and setting of the task

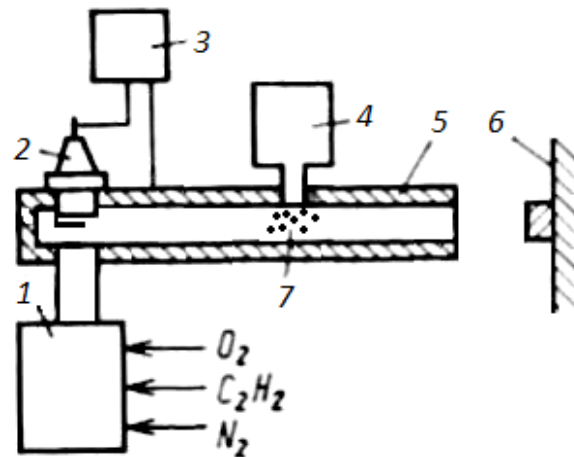
To carry out work on the comparative evaluation of the effectiveness of detonation spraying on increasing the durability of hydraulic hammer parts, as well as to obtain mathematical models that will make it possible to make an operational forecast of the mechanical properties of the parts based on the analysis of their fractal structure.

¹ Робота виконана під керівництвом професора Глушкової Д.Б.

Research materials and methods

Evaluation of the mechanical properties of parts after detonation spraying using non-destructive control methods based on structure analysis is complicated due to the complex configuration of the shape of its components. A heterogeneous and geometrically complex structure is characteristic of many surfaces after various types of spraying [6-8].

It is proposed to apply the theory of fractals to estimate the mechanical properties of hydraulic hammer parts [9-11].



1 - block from which the gas mixture is supplied; 2 – igniter; 3 - ignition unit; 4 – unit of the dosing device; an employee for the formation of the necessary gas mixtures; and lighter; of the barrel 5 – the barrel (a pipe with a diameter of 20-50 mm, a length of 1-2.5 m), 6 - the surface of the part, 7 - sprayed particles

Fig. 1. The scheme of the detonation device consists of

In a general form, detonation installations consist of unit 4 of the supply of dusting powder, which includes a powder feeder and a dosing device; unit 1, serving to form the necessary gas mixtures and fill the barrel of the detonation device with them at a given speed; ignition unit 3 and igniter 2, designed to initiate the explosion of the working mixture; barrel 5, which is a pipe with a diameter of 20-50 mm, a length of 1-2.5 m and intended for the directed propagation of an explosive wave towards the open end of the barrel.

The principle of operation of the installation is as follows. From block 1, the gas mixture is fed into the barrel 5. At the same time, from the powder feeder through the dosing device (block), fuel oil or air is blown in specified portions - finely dispersed powder into the gas mixture immediately before its ignition, then the gas mixture is ignited with the igniter 2. As a result of ignition and movement along the channel of the combustible mixture, it explodes with the release of a significant amount of heat and the formation of a detonation wave, which accelerates and transfers through the barrel to the surface of the part 6 the particles 7 that are sprayed, with a speed determined by the geometry of the barrel and the composition of the gas.

Cleaned working surfaces of hydraulic hammer parts without preliminary treatment were strengthened by detonation sputtering of VK25 alloy (80%) and PT-NA-01 binder (Ni 91%, Al 9%). The VK 25 powder used is tungsten-cobalt carbide (WC-Co) containing up to 25% cobalt, and is used for fretting corrosion, abrasive wear at normal and elevated (up to 650°C) temperatures. Powder with a grain size of 20-100 μm was used; which was melted in an oxygen-acetylene flame and transferred to the surface of the part by the gas flow. The thickness of the sprayed layer is 0.1 mm. The ratio of oxygen content to

acetylene content was 12; powder loading depth 300 mm, spraying distance 150 mm, powder weight 200 g, barrel length 1.6 m, barrel diameter 16 mm.

Research results and their discussion

The surface roughness of the parts before spraying was Ra 0.35-2.5. As a result of spraying, the roughness of the working surfaces of the parts increased to R values of 4.8-5.4 on the body and sleeve and to 2.8-3.7 on the striker and peak.

The initial signs of failure of the reinforced layer were detected at the peak after 400 load cycles. Burrs in zones "M" and "F" on the striker (Fig. 2) appeared after 1300 cycles, on the sleeve after 1050 load cycles and on the body after 1700 cycles. The test was carried out in the amount of 1800 cycles. Measurements of the tested parts show that the indicated diameter of the channels in the cut zone has increased to 125.2 mm. The striker was worn by 0.25 mm, the peak in the "M" and "F" zones received a wear of 1.2 mm. The appearance of damage to parts strengthened by detonation spraying is shown in fig. 2 and 3.

The location and nature of damage to the surfaces of the parts are identical to those observed on the previously investigated device sets. Such characteristic signs of degradation of the surface volumes of the material of the parts as wear, smearing, plastic deformation with the formation of radial grooves, surface oxidation are noted on the body and sleeve. In zone "A" on the case there is wear and tear, on the sleeve there are characteristic shear lines.

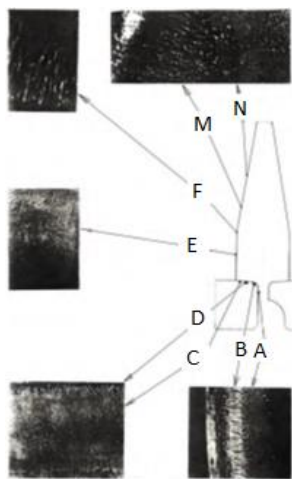


Fig. 2. Damage to the peak and sleeve strengthened by detonation spraying , $\times 3$

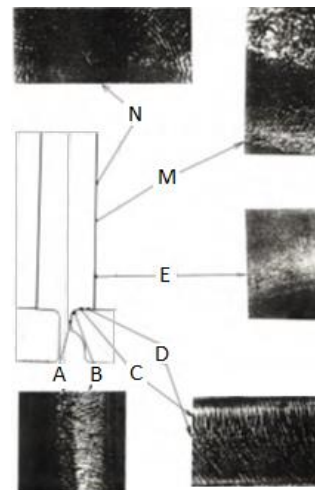


Fig. 3. Damage to the hull and striker, strengthened by detonation spraying , $\times 3$

In zone "B" on the body there is a slightly pronounced fold-like relief, on the sleeve the relief of the furrow is smoothed to the base, so that a pattern of wave-like crumpling zones is observed. Peeling of the surface layers of the metal in the "C" zone differs on the sleeve, on the body - a smooth surface. In zone "D" there are traces of surface treatment.

The pattern of wear of the pick and pick is typical. In the presence of a central spot and grooves in the peripheral part of the "N" zone, a fold-like relief of the grooves in the "M" zone, wear and plastic deformation with the formation of a rough, flaking surface in the "F" zone and wear with slander in the "E" zone, it is noted less "roughness" of the terrain and greater smoothness for the fight and spades. In combat, the degree of damage is lower.

The body and the striker are characterized by the presence of darker colors of slop on the surface.

During the test, cracks formed in all the examined parts of the device. On the sleeve, the cracks up to 0.05 mm deep are single and are observed only in the "Z" zone (Fig. 4). On the case, cracks are visible in zones "A", "B" and "Z", respectively, with a depth of 0.25 mm, 0.4 mm and 0.1 mm (Fig. 5). There are no cracks in zone "D".

No cracks were also found on the battlement and peak in the "N" zone. There are cracks 0.3–0.4 mm deep in the "M" zones of the striker and peaks. There are cracks with a depth of 0.1 mm in the F zone of peaks and 0.15 mm - a crack. Cracks were found both in the zones of structural changes and outside them.

In the working zones of all the investigated parts of the device during the test, almost complete wear of the detonation coating occurred (see Figs. 4 and 5), only in the "M" zone of the case and the bushing are observed the remains of the coating with a thickness of up to 20 μm . The same single plots are on the battlefield in zone "F".

In the damage zones of all parts, structural changes of the base metal were detected. On the body and sleeve, structural transformations are observed in zones "A" and "B" to a depth of 0.2 mm on the body and 0.15 mm on the sleeve.

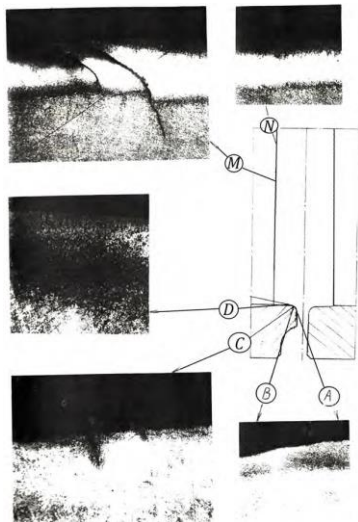


Fig. 4. Structural changes in the material of the case and striker, strengthened by detonation spraying, $\times 100$

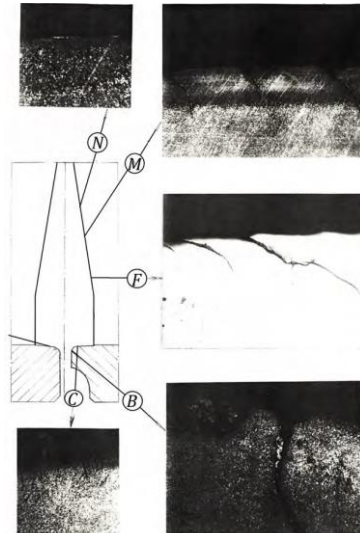


Fig. 5. Structural changes in the material of the peak and sleeve strengthened by detonation spraying, $\times 100$

The hardness of the material in these zones on the body is HB 414–540 and HB 414–645 on the sleeve. In the "C" zones of the case and sleeve, the depth of structural transformations does not exceed 0.05 mm (HB 460–480). At the peak and peak, structural changes of the metal are observed in the "M" zone to a depth of 0.25–0.3 mm and in the "F" zone to a depth of 0.1–0.15 mm (for both) at a hardness of HV 340–475 (in places at the peak of HB 560–675). There are no structural changes in the "E" zones at the peak and peak and in the "N" zone of the peak. At the peak in this zone, the depth of structural changes is 0.15 mm (HV 340–560).

The fractal dimension D of the structure of the hammer and the peaks of the hydrohammer after detonation spraying at a magnification of 100 was calculated according to the Hausdorff formula [12]:

$$D = -\lim_{\delta \rightarrow 0} \frac{\ln N(\delta)}{\ln \delta}. \quad (1)$$

where $N(\delta)$ is the number of cells with linear size d that cover the object under study.

The results of the fractal analysis of the structure of the peak and the body are shown in Fig. 6 and fig. 7.

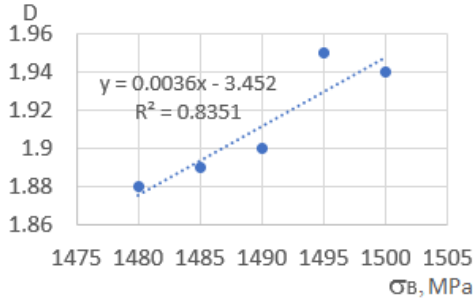


Fig. 6. The relationship between the fractal dimension of the body surface D and the strength limit s_B for axial samples

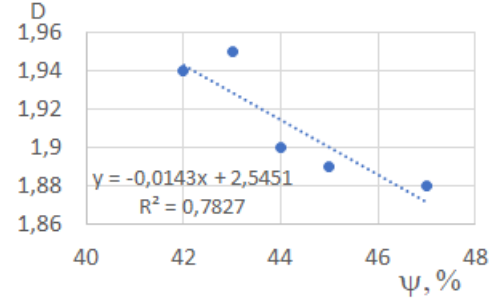


Fig. 7. Correlation between the fractal dimension of the D peak surface and the relative narrowing for tangential samples

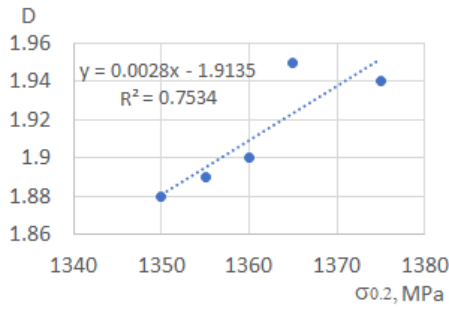


Fig. 8. Correlation between the fractal dimension of the body surface D and the yield strength $s_{0.2}$ for axial samples

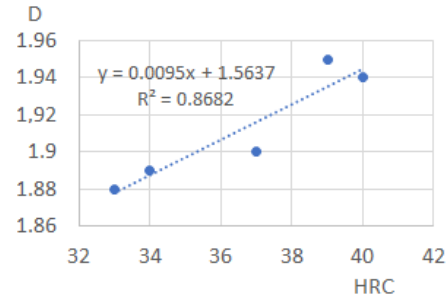


Fig. 9. The relationship between the fractal dimension of the surface of peak D and its HRC hardness in the tangential direction

Conclusions

1. A method of comparative evaluation of the effectiveness of strengthening technologies to increase the durability of hydraulic hammer parts has been created and tested, which is based on testing parts after various strengthening options and provides action during the loading process of pressures and gas-dynamic characteristics that simulate the relevant parameters of operational loads.
2. Tests of parts strengthened by the researched methods showed that, compared to the initial version, a significant increase in wear resistance is achieved:
 - in the controlled cross-section of the fight and peaks during strengthening by detonation-gas surfacing, while the crack resistance of the material increases by 1.3-2.4 times compared to the initial state.
3. Mathematical models were obtained, which makes it possible to make an operational forecast of the mechanical properties of hydraulic hammer parts strengthened by detonation spraying based on the analysis of their fractal structure within the error limits of up to 6%.

References

1. V. Subbotina, V. Bilozerov, O. Subbotin, S. Kniaziev, O. Volkov, O. Lazorko, New features of surface modification of magnesium alloys by microarc oxidation (MAO), *Functional Materials*. 30(4) (2023) 590-596. <https://doi.org/10.15407/fm30.04.590>
2. VV Subbotina, VV Belozarov, The effect of electrolysis conditions during microarc oxidation on the phase-structural state, hardness and corrosion resistance of magnesium alloys, *Physics and chemistry of solid state*. 21(3) (2020) 545. <https://doi.org/10.15330/pcss.21.3.545-551>
3. HH Nersisyan, JH Lee, CW Wok, Self-propagating high-temperature synthesis of nano-sized titanium carbide powder, *Journal of Material Science*. 11(17) (2002) 2859-2864.
4. Davis Joseph. R, *Handbook of Thermal Spray Technology*. USA, ASM Thermal Spray Society, 2004.
5. De Lacalle, LN López; Gutiérrez, A.; Lamikiz, A.; Fernandes, MH; Sánchez, JA Turning of Thick Thermal Spray Coatings, *Journal of Thermal Spray Technology*. 10(2) (2001) 249–254.
6. D. B. Hlushkova , V. A. Bagrov , V. A. Saenko , V. M. Volchuk , A. V. Kalinin, N. E. Kalinina , Study of wear of the build-up zone of martensite-austenitic and secondary hardening steels of the Cr– Mn– Ti system, *Problems of Atomic Science and Technology*. 144(2) (2023) 105-109. <https://doi.org/10.46813/2023-144-105>
7. DB Hlushkova, VA Bagrov, VM Volchuk, UA Murzakhmetova, Influence of structure and phase composition on wear resistance of sparingly alloyed alloys, *Functional Materials*. 30(1) (2023) 74-78. <https://doi.org/10.15407/fm30.01.74>
8. VS Vahrusheva, DB Hlushkova, VM Volchuk, TV Nosova, SI Mamhur, NI Tsokur, VA Bagrov, SV Demchenko, Yu.V. Ryzhkov, VO Scrypnikov, Increasing the corrosion resistance of heat-resistant alloys for parts of power equipment, *Problems of Atomic Science and Technology*. 4(140) (2022) 137-140 <https://doi.org/10.46813/2022-140-137>
9. DB Hlushkova, VM Volchuk, PM Polyansky, VA Saenko, AA Efimenko, Fractal modeling of the mechanical properties of the metal surface after ion-plasma chrome plating, *Functional Materials*. 30(2) (2023) 275-281. <https://doi.org/10.15407/fm30.02.275>
10. DB Hlushkova, VM Volchuk, Fractal study of the effect of ion plasma coatings on wear resistance, *Functional Materials*. 30(3) (2023) 453-457 <https://doi.org/10.15407/fm30.03.453>
11. F. Hausdorff, Dimension und äußeres Maß, *Mathematische Annalen*. 7 (1919) 157-179.

РОЛЬ АУСТЕНИТУ У ФОРМУВАННІ КОМПЛЕКСУ ВЛАСТИВОСТЕЙ СЕРЕДНЬОЛЕГОВАНОЇ СТАЛІ БЕЙНІТНОГО КЛАСУ²

Князева Г.О.^{1,2}, доц., Князев С.А.², к.т.н., Сосонний О.В.², асп.

¹Харківський національний автомобільно-дорожній університет

²Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут»

Анотація. Досліджено вплив різного виду термічної обробки (ізотермічного гартування, а також гартування та середньотемпературного відпуску) на механічні властивості сталі 30ХГСН2А. Показано, що не зважаючи на однакові значення твердості, значення ударної в'язкості значно відрізняються, та залежать від кількості залишкового аустеніту.

Ключові слова: ізотермічне гартування, металографічний аналіз, механічні властивості, міцність

THE ROLE OF AUSTENITE IN THE FORMATION OF THE COMPLEX OF PROPERTIES OF MEDIUM-ALLOYED BAINITE CLASS STEEL

Kniazieva H.O., Assoc., Kniaziev S.A., Ph.D., Sosonny O.V., assistant professor

¹Kharkiv National Automobile and Highway University

²National Technical University «Kharkiv Polytechnic Institute»

Annotation. The effect of different types of heat treatment (isothermal quenching, as well as quenching and medium-temperature tempering) on the mechanical properties of 30CrMnSiNi2A steel was studied. It is shown that despite the same values of hardness, the values of impact toughness differ significantly and depend on the amount of residual austenite.

Keywords: isothermal hardening, metallographic analysis, mechanical properties, strength

Вступ

Сучасний асортимент конструкційних сталей дозволяє не тільки підібрати потрібну марку за показником ціна/якість, але і дозволяє у широких межах маневрувати механічними властивостями, змінюючи їх структуру. Теоретичні і практичні здобутки у сфері кінетики фазових перетворень, технологій термічної обробки та кількісної металографії дозволяє досить точно спрогнозувати той чи інший результат структурозмін і порівняно легко керувати змінами механічних властивостей сталей. Сталі бейнітного класу (деякі низько- та більшість середньолегованих сталей) як найкраще підходять під задачі гнучкого керування властивостями через більшу можливість по структуроутворенню. Ярко виражене бейнітне перетворення та наявність м'якої аустенітної фази дозволяє, при збереженні високих показників міцності, досягати підвищених значень запасу в'язкості.

Аналіз публікацій

Аналіз публікацій [1, 2] щодо бейнітного перетворення та впливу залишкового аустеніту показав, що незважаючи на їх велику кількість та всебічну вивченість досі не вистачає конкретних, експериментальних даних щодо впливу технологічних варіацій

² Робота виконана під керівництвом доцента Князевої Г.О.

гартування на зміни структури та властивостей цілої низки складнолегованих сталей, у тому числі і сталі марки 30ХГСН2А.

Мета роботи і завдання

Мета роботи – зрозуміти вплив структурозмін у конкретній марці сталі на її механічні характеристики при варіаціях технології термічної обробки. Для досягнення мети були поставлені і вирішені завдання: провести звичайне гартування та гартування з ізотермічною витримкою зразків ідентичного складу та металургійної якості; вивчити мікроструктуру (морфологію, кількість залишкового аустеніту); встановити механічні характеристики сталі після різних варіацій термічної обробки.

Матеріал і методи дослідження

В якості матеріалу досліджень, на якому проводились експерименти, було обрано середньолеговану сталь бейнітного класу 30ХГСН2А. Проведено 2 види термічної обробки: ізотермічне гартування, а також гартування + середньотемпературний відпуск. Ізотермічне гартування проводилось при температурі 900 °С, витримці при даній температурі з подальшим перенесенням зразків в піч з температурою 280 °С. Для інших зразків проводилась термічна обробка, яка полягала в гартуванні з температури 900 °С, витримці та охолодженні в трансформаторному мастилі (з метою забезпечення найменшої швидкості охолодження, а також для зменшення деформації при обробці), з подальшим середньотемпературним відпуском при температурі 400 °С та охолодженні на повітрі. Підібрані режими термічної обробки дозволяють отримати значення твердості приблизно на одному рівні в середньому 48 HRC.

Оптико-емісійним аналізом (на спектрометрі SPECTRO) встановлений елементний аналіз досліджуваних зразків після термічної обробки. Металографічні дослідження проводились на мікроскопі ZESS AIXO Ver.1. Випробування на розрив проводились за допомогою приладу – TIRAtest 2300, вимірювання твердості проводились на твердомірі ТК–2М, випробування на ударну в'язкість – на приладі 2130KM-03.

Результати дослідження

Металографічні дослідження, проведені на сталі 30ХГСН2А у вихідному стані, показали, що сталь має незначні забруднення по неметалевим включенням, а саме 1...1,5 бали [3]. Дослідження мікроструктури після термічних обробок показав, що в усіх зразках наявні корозійно-активні включення, характерний вигляд яких представлено на рис. 1.

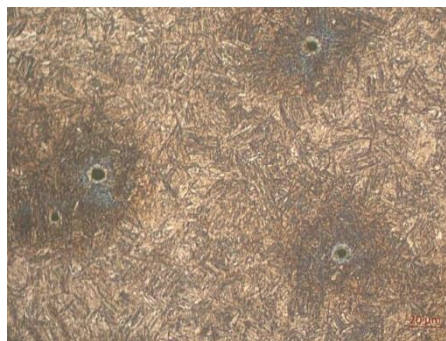


Рисунок 1 – Мікроструктура зразків з наявністю корозійно-активних неметалевих включень, $\times 500$

Залишковий аустеніт - метастабільна фаза, роль якої часто недооцінюють, або не помічають. По своїй природі, згідно фізичної кристалографії – це пластична і м'яка фаза, яку часто вважають шкідливою. Дійсно, наявність залишкового аустеніту часто призводить до зниження твердості, статичної міцності та розвитку втомного руйнування. Однак роль залишкового аустеніту слід розглядати з урахуванням оточуючих фаз у сталі. Так, основна негативна дія проявляється на фоні мартенситної матриці після звичайного гартування. Однак при реалізації бейнітного перетворення розподіл напружень, мікродеформацій може позитивно позначитись на комплексі механічних властивостей у матеріалі вцілому.

Визначення залишкового аустеніту проводилось підрахунком його площі. Для його чіткого виділення, за рахунок комп'ютерної обробки зображення мікрофотографії, було нанесено маску виділення по градації сірого. Приклад такої обробки наведено на рис. 2.

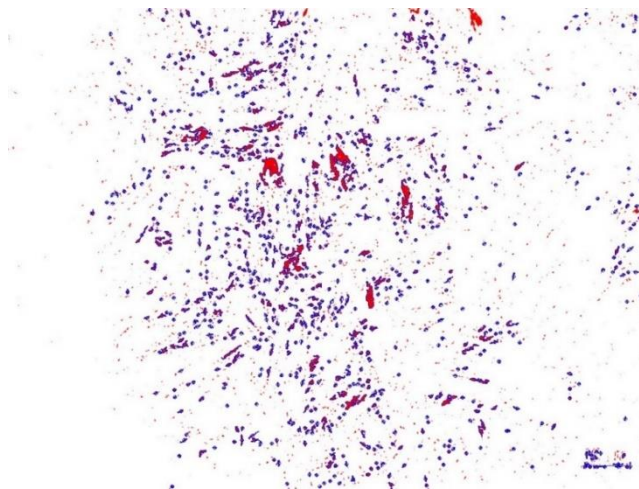


Рисунок 2 – Маска виділень зразка №1 після ізотермічного гартування з 15,5 % $A_{\text{зал}}$ (x 1000)

Підрахунок кількості залишкового аустеніту після термічної обробки показав, що після ізотермічного гартування в сталі присутньо близько 15,5%, а після гартування та середньотемпературного відпуску на рівні 3,48%. Це підтверджує той факт, що після ізотермічного гартування значна частина залишкового аустеніту стабілізувалась.

Елементний аналіз зразків після термічної обробки представлений в табл. 1.

Таблиця 1 – Елементний аналіз зразків після термічної обробки

Вид термічної обробки	Елементний аналіз, ваг. %							
	C	Cr	Mn	Si	Ni	S	Cu	P
Ізотермічне гартування	0,28	1,05	1,15	1,10	1,45	0,019	0,17	0,023
Гартування + середній відпуск	0,29	1,06	1,1	1,11	1,43	0,020	0,19	0,021

Вміст легуючих елементів знаходиться в межах допустимих для цієї марки сталі, як і вміст шкідливих домішок. Вміст азоту у зразках сталі лежить поза межами чутливості приладу, а значить не може суттєво вплинути на механічні характеристики зразків сталі, що

досліджується. Наголосимо, що азот іноді добавляють у сталь при її виплавці без залежного відображення його наявності у сертифікатах та марках сталі, хоча відомо, що цей елемент навіть при мікролегуванні суттєво впливає на механічні характеристики сталей.

Зважаючи на той факт, що режими термічної обробки підібрати таким чином, щоб отримати приблизно однакові значення твердості, цікавим було провести дослідження інших механічних характеристик, а саме випробування на розрив та на ударну в'язкість. Результати цих випробувань представлені в табл. 2.

Таблиця 2 – Результати механічних випробувань після термічної обробки

Вид термічної обробки	Механічні властивості					
	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	KCU, Дж/см ²	HRC
Ізотермічне гартування	1550	1350	17	53	100	47,8
Гартування + середній відпуск	1470	1345	16	50	77	48,3

Як бачимо з результатів, приведених у табл. 2 вимір твердості не відображає об'єктивну картину структурного стану та змін механічних властивостей, що зумовлено різною кількістю залишкового аустеніту та матричної структури. В той же час можна спостерігати достатньо близькі показники статичної міцності та пластичності, що не надає ключової переваги жодному з варіантів термічної обробки. Тільки показник ударної в'язкості дозволяє виявити перевагу ізотермічного гартування, який дає 23% приріст запасу в'язкості.

Висновки

За результатами порівняльних експериментів та випробувань на сталі 30XГCH2A показано значну роль аустеніту залишкового на ударну в'язкість сталі з яскраво вираженим бейнітним перетворенням при умові його реалізації через застосування гартування з ізотермічною витримкою. Показано наглядний випадок ситуації, коли не можна тільки по показникам твердості характеризувати результати обробки. Відпрацьовано методику застосування комп'ютерної обробки зображень мікроструктур з метою реалізації кількісної металографії, що дозволяє в окремих випадках замінити технічно більш складну методику визначення залишкового аустеніту рентгеноструктурним методом.

Література

1. Jian G. Zhu, Xichen Sun, Gary C. Barber, Xue Han and Hao Qin. Bainite transformation-kinetics-microstructure characterization of austempered 4140 steel. *Metals*, 2020, 10, p. 236 – 252.
2. R.Kumar, R. Kumar Dwivedi, R. Kumar Arya, P.Sonia, A. Singh Yadav, K. K. Saxena, M. Ijaz Khan, S. Ben Moussa. Current development of carbide free bainitic and retained austenite on wear resistance in high silicon steel. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023. Vol. 24. – p. 9171-9702.
3. ДСТУ ISO 4967:2017 Сталь. Визначення вмісту неметалевих включень. Металографічний метод оцінювання за стандартними шкалами.

ВИЗНАЧЕННЯ ОПТИМАЛЬНИХ ПАРАМЕТРІВ ПОКРИТТЯ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ ПРЕС-ФОРМ МЕТОДОМ ТЕОРІЇ ПЛАНУВАННЯ ЕКСПЕРИМЕНТУ³

Літенко А.В., магістр групи МС-55-23
Харківський національний автомобільно-дорожній університет

Анотація. Встановлено оптимальні значення твердості, шорсткості поверхні сталі 3Х3М3Ф, товщини покриття, що наноситься, з точки зору зносостійкості деталей об'ємного гідроприводу. Під час обробки результатів експерименту використовувався метод математичного моделювання.

Ключові слова: підкладка, адгезія, відшаровування, шорсткість, зносостійкість, математичне моделювання.

DETERMINATION OF OPTIMAL COATING PARAMETERS FOR DETAILS PRESS-FORM BY THE METHOD OF EXPERIMENT PLANNING THEORY

Litenko A., master of group MC-55-23
¹Kharkiv National Automobile and Highway University

Abstract. The optimal values of hardness, surface roughness of 3Kh3M3F steel, and the thickness of the applied coating were established from the point of view of wear resistance of parts of a volume hydraulic drive. When processing the results of the experiment, the method of mathematical modeling was used.

Key words: substrate, adhesion, peeling, roughness, wear resistance, mathematical modeling.

Вступ

Широкі можливості відкриває використання плазмових покриттів, зокрема хімічне осадження з газового середовища, конденсації речовини в умовах іонного бомбардування (КІБ).

Однак при цьому велике значення має не тільки склад покриття, що наноситься, але і такі параметри, як твердість підкладки, шорсткість поверхні, на яку наноситься покриття, товщина покриття.

Стан питання

Як один із показників обрано твердість. Вона легко піддається перевірці в будь-якій точці виробу без шкоди цілісності як до, так і після експлуатації.

Практика експлуатації виробів, виготовлених зі сталі з нанесенням на робочі поверхні плазмових покриттів, показала, що шорсткість поверхні виробу, на якому наноситься покриття, повинна бути не менше 0,48 Ra. В іншому випадку спостерігається відшаровування покриття, що наноситься, через погану адгезію його з підкладкою. Тому одним із завдань є визначення шорсткості оброблюваної поверхні, що забезпечує найвищу адгезію покриття з основним металом.

³ Робота виконана під керівництвом професора Глушкової Д.Б.

Матеріал та методика дослідження

Матеріалом дослідження була сталь 3Х3М3Ф. Термічна обробка - покращення, що забезпечує найкраще поєднання міцнісних та пластичних властивостей. Після зазначеної термічної обробки твердість коливається не більше 42...46 HRC.

Товщина покриття, що наноситься, змінюється в межах від 3 до 6 мікрон, що відповідає хорошій адгезії. Менша товщина не істотно впливає на властивості виробу, а у разі товщини більше 6 мікрон спостерігається відшаровування через погану адгезію з підкладкою.

Оскільки твердість приймає лише цілі значення, було вирішено провести п'ять серій експериментів (відповідно отримуючи значення твердості 42, 43, 44, 45, 46).

Результати експерименту та їх обговорення

Як прийнято в теорії планування експерименту [1, 2], товщину покриття і шорсткість будемо називати факторами і позначати X_1 і X_2 , а знос – відгуком і позначати Y . Виходячи з викладених вище міркувань, приймаємо, що межами існування (зміни) факторів є $X_{1\min} = 3$; $X_{1\max} = 6$; $X_{2\min} = 0,10$; $X_{2\max} = 0,48$. Інтервали варіювання факторів відповідно $\Delta X_1 = 6 - 3 = 3$; $\Delta X_2 = 0,48 - 0,1 = 0,38$.

Спочатку було проведено факторний експеримент першого порядку, метою якого було отримати математичну модель залежності Y від X_1 та X_2 у вигляді лінійного полінома. Для цього було реалізовано (при кожному значенні твердості) повний факторний експеримент типу 2^n . Його результати представлені у табл. 1 – 5.

Таблиця 1 – Значення товщини покриття, шорсткості та зносу при твердості підкладки 42 HRC

№ досліджу	X_1	X_2	Y
1	3	0,1	6,5
2	3	0,48	7,3
3	6	0,1	3,3
4	6	0,48	4,5

Таблиця 2 - Значення товщини покриття, шорсткості та зносу при твердості підкладки 43 HRC

№ досліджу	X_1	X_2	Y
1	3	0,1	6,3
2	3	0,48	7,0
3	6	0,1	4,0
4	6	0,48	4,4

Таблиця 3 - Значення товщини покриття, шорсткості та зносу при твердості підкладки 44 HRC

№ досліджу	X_1	X_2	Y
1	3	0,1	5,6
2	3	0,48	6,2
3	6	0,1	3,6
4	6	0,48	4,0

Таблиця 4 - Значення товщини покриття, шорсткості та зносу при твердості підкладки 45 HRC

№ опыта	X ₁	X ₂	Y
1	3	0,1	3,5
2	3	0,48	3,8
3	6	0,1	2,1
4	6	0,48	2,4

Таблиця 5 - Значення товщини покриття, шорсткості та зносу при твердості підкладки 46 HRC

№ опыта	X ₁	X ₂	Y
1	3	0,1	4,4
2	3	0,48	4,8
3	6	0,1	3,0
4	6	0,48	3,4

Примітка: по кожному рядку планів таблиць 1-5 проводилося два досліди, а в таблицю записувалося середнє значення Y. По кожній таблиці 1–5 розраховувалося рівняння регресії.

$$\hat{Y} = b_0 + b_1 X_1 + b_2 X_2. \quad (1)$$

Результати розрахунку представлені у табл. 6.

Таблиця 6 - Результати розрахунку коефіцієнтів лінійного рівняння регресії

Значення твердості	b ₀	b ₁	b ₂
42	9,14	-1	2,63
43	11,76	-2,26	2,31
44	8,68	-0,82	1,45
45	7,62	-0,7	1,32
46	5,70	-0,47	1,05

Потім була проведена перевірка за критерієм Фішера при рівні значущості q=0,05 адекватності отриманих рівнянь шляхом порівняння розрахункового критерію Фішера - F_p з табличним. У всіх випадках F_p > F_т, отже, рівняння є адекватними. У зв'язку з цим було ухвалено рішення продовжити експерименти, доповнивши отримані плани 2ⁿ до центральних композиційних планів другого порядку. Реалізації цих планів наведено в табл. 7 – 11.

Таблиця 7 - Значення товщини покриття, шорсткості та зношування при твердості підкладки 42HRC в результаті експериментів за планом другого порядку

№ досліджу	X ₁	X ₂	Y
1	2	3	4
1	3	0,1	6,5
2	3	0,48	7,3
3	6	0,1	3,3

1	2	3	4
4	6	0,48	4,5
5	4,5	0,29	5,2
6	4,5	0,1	4,8
7	4,5	0,48	5,4
8	3	0,29	6,8
9	6	0,29	4,2

Таблиця 8 - Значення товщини покриття, шорсткості та зносу при твердості підкладки 43HRC в результаті експериментів за планом другого порядку

№ досліджу	X ₁	X ₂	Y
1	3	0,1	6,3
2	3	0,48	7,0
3	6	0,1	4,0
4	6	0,48	4,4
5	4,5	0,29	5,2
6	4,5	0,1	4,8
7	4,5	0,48	5,4
8	3	0,29	6,8
9	6	0,29	4,2

Таблиця 9 - Значення товщини покриття, шорсткості та зносу при твердості підкладки 44HRC в результаті експериментів за планом другого порядку

№ досліджу	X ₁	X ₂	Y
1	3	0,1	5,6
2	3	0,48	6,2
3	6	0,1	3,6
4	6	0,48	4,0
5	4,5	0,29	5,0
6	4,5	0,1	4,4
7	4,5	0,48	5,2
8	3	0,29	6,0
9	6	0,29	3,8

Таблиця 10 - Значення товщини покриття, шорсткості та зносу при твердості підкладки 45HRC в результаті експериментів за планом другого порядку

№ досліджу	X ₁	X ₂	Y
1	2	3	4
1	3	0,1	3,5
2	3	0,48	3,8
3	6	0,1	2,1
4	6	0,48	2,4

1	2	3	4
5	4,5	0,29	2,51
6	4,5	0,1	2,45
7	4,5	0,48	2,76
8	3	0,29	3,5
9	6	0,29	2,17

Таблиця 11 - Значення товщини покриття, шорсткості та зносу при твердості підкладки 46HRC в результаті експериментів за планом другого порядку

№ досліджу	X ₁	X ₂	Y
1	3	0,1	4,4
2	3	0,48	4,8
3	6	0,1	3,0
4	6	0,48	3,4
5	4,5	0,29	4,0
6	4,5	0,1	3,8
7	4,5	0,48	4,1
8	3	0,29	4,6
9	6	0,29	3,4

За кожною із таблиць розраховано рівняння регресії

$$Y = b_0 + b_1 X_1 + b_2 X_2 + b_{11} X_1^2 + b_{12} X_1 X_2 + b_{22} X_2^2. \quad (2)$$

Результати розрахунку представлені в табл. 12.

Таблиця 12 - Значення коефіцієнтів регресії

Значення твердості	Значення коефіцієнтів регресії					
	b ₀	b ₁	b ₂	b ₁₁	b ₁₂	b ₂₂
42	11,76	-2,26	2,31	0,35	0,13	-2,77
43	10,82	-2,02	4,01	-0,26	0,14	-2,31
44	7,21	-0,66	3,98	-0,18	0	-2,77
45	7,57	-1,79	-0,99	0,02	0,15	2,91
46	5,25	-0,31	2,3	0	-0,01	-2,31

Для наочності графічне зображення поверхні відгуку наведено на рис. 1 – 5.

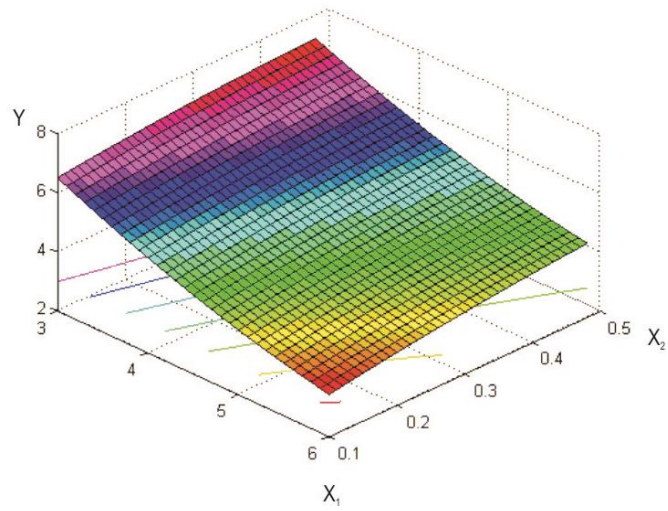


Рисунок 1 - Поверхня відгуку для твердості 42 HRC

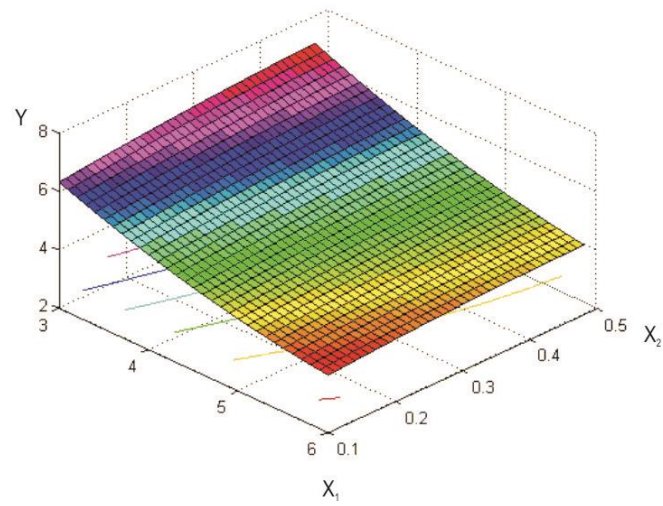


Рисунок 2 - Поверхня відгуку для твердості 43 HRC

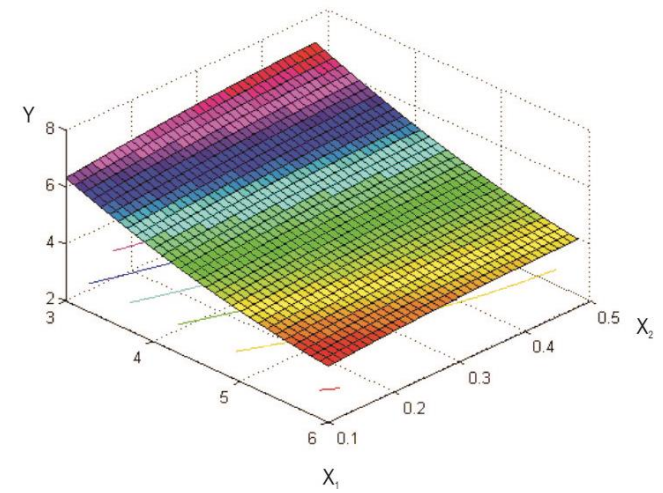


Рисунок 3 - Поверхня відгуку для твердості 44 HRC

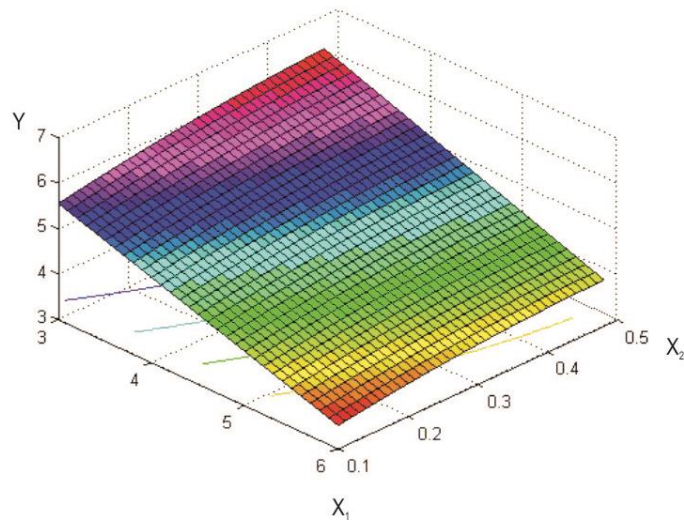


Рисунок 4 - Поверхня відгуку для твердості 45 HRC

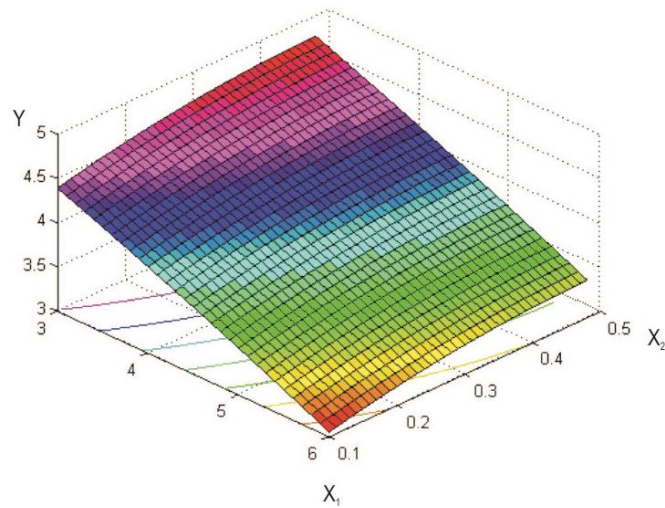


Рисунок 5 - Поверхня відгуку для твердості 46 HRC

Тепер знайдемо найменше значення функції Y в області

$$\begin{cases} 3 \leq X_1 \leq 6 \\ 0,1 \leq X_2 \leq 0,48. \end{cases} \quad (3)$$

За відомою теоремою [3] це значення приймається або на межі області або в стаціонарній точці. Координати (X_1^0, X_2^0) стаціонарної точки визначаються як рішення системи рівнянь

$$\begin{cases} \frac{\partial Y}{\partial X_1} = 0 \\ \frac{\partial Y}{\partial X_2} = 0, \end{cases} \quad (4)$$

Яка в нашому випадку має вигляд

$$\begin{cases} b_1 + b_{12}X_2 + 2b_{11}X_1 = 0 \\ b_2 + b_{12}X_1 + 2b_{22}X_2 = 0. \end{cases} \quad (5)$$

Вирішуємо її за формулами

$$\begin{aligned} X_1^0 &= \frac{-2b_{22}b_1 + b_2b_{12}}{4b_{11}b_{22} - b_{12}^2}, \\ X_2^0 &= \frac{-2b_{11}b_2 + b_{12}b_1}{4b_{11}b_{22} - b_{12}^2}. \end{aligned} \quad (6)$$

Отримуємо

при T=42	$X_1^0=7,31$	$X_2^0=0,88$
при T=43	$X_1^0=7,60$	$X_2^0=0,43$
при T=44	$X_1^0=141,50$	$X_2^0=-3,76$
при T=45	$X_1^0=6,01$	$X_2^0=0,15$
при T=46	$X_1^0=-10,50$	$X_2^0=0,5$

Як бачимо, тільки в одному випадку при T = 45 можна вважати, що стаціонарна точка ($X_1^0=6$, $X_2^0=0,15$) належить області визначення факторів, в інших випадках найменше значення функції Y досягається на границі. Зробивши прямий підрахунок, знайдемо найменше значення в кожному випадку. У табл. 13 вказані координати екстремальної точки та значення Y у ній.

Таблиця 13 – Значення відгуку в екстремальній точці

Значення твердості	Координати екстремальної точки		Значення відгуку Y
	X ₁	X ₂	
42	6	0,1	3,43
43	6	0,1	3,96
44	6	0,1	3,5
45	6	0,15	2,11
46	6	0,1	3,06

Як видно з табл. 13, найменше значення зносу прогнозується при значенні твердості, що дорівнюється 45 HRC, товщині покриття 6 і шорсткості 0,15. Для підтвердження цієї гіпотези був проведений експеримент з визначення зносостійкості при твердості 45, шорсткості 0,16 мкм і товщині покриття 6 мкм. Отриманий знос 2,2 дійсно виявився найменшим.

Література

1. Статюха Г.О., Складанний Д.М., Бонаренко О.С. Вступ до планування оптимального експерименту: навч. посібн. для студ. спец. 092502 – Комп’ютерно-інтегровані технологічні процеси і виробництва. К. : ІВЦ «Політехніка», 2011. 117 с.
2. Назаренко Л.А. Конспект лекцій з курсу «Планування і обробка результатів експерименту» (для студентів денної і заочної форм навчання спеціальності 141 – Електроенергетика, електротехніка та електромеханіка) / Харків. нац. унт міськ. госп-ва ім. О. М. Бекетова. Харків : ХНУМГ ім. О. М. Бекетова, 2018. 163 с.
3. Диференціальне та інтегральне числення функцій кількох змінних. Диференціальні рівняння. Конспект лекцій. (І курс II семестр) / Уклад.: В. О. Гайдей, Л. Б. Федорова, І. В. Алексєєва, О. О. Диховичний. К : НТУУ «КПІ», 2013. 144 с.

ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ДЕТАЛЕЙ РОТОРА ЦЕНТРОБІЖНИХ КОМПРЕСОРІВ ЗІ СТАЛІ 34ХН1МА⁴

Мінаєв С.О., студент групи МС 31 – 21

Харківський національний автомобільно-дорожній університет

Анотація. *Аналіз методів вхідного та кінцевого контролю деталей ротора центробіжних компресорів К-250 та оптимізація режиму термічної обробки деталей, виготовлених з конструкційної сталі мартенситного класу марки 34ХН1МА.*

Ключові слова: *деталі ротора, механічні властивості, структура, контроль якості*

IMPROVING THE QUALITY OF ROTOR PARTS OF CENTRIFUGAL COMPRESSORS MADE OF 34KHN1MA STEEL

Minaev S., student of group MC 31 -21

Kharkiv National Automobile and Highway University

Annotation. *Analysis of the methods of input and final control of rotor parts of K-250 centrifugal compressors and optimization of the heat treatment mode of parts made of structural steel of martensitic grade 34KHN1MA.English*

Keywords: *rotor details mechanical properties, structure, quality control.*

Вступ

Контроль якості безпосередньо у ході виробництва продукції, виготовлення виробу та режимів його обробки проводиться за допомогою спеціальних технічних пристроїв. Застосування активного контролю дозволяє попереджати та виявляти брак на початкових стадіях та при виготовленні готових видів металопродукції.

Контроль на виході виробничої системи (підприємства і його підрозділів) має за основну мету попереджувати передачу бракованої продукції споживачу або на наступні технологічні фази (стадії) на тому ж підприємстві з наслідками, які витікають з цього. Окрім того, такий контроль дає можливість визначити ступінь виконання виробничих завдань та отримати позитивні економічні результати виробництва [1].

Аналіз публікацій

Ротор компресора призначений для стиснення і переміщення атмосферного повітря. Робочі оберти складають 10935 об/хв. Вал ротора зазнає крутіння та змінне вигинання, колеса зазнають велике динамічне навантаження за рахунок великих обертів. Також ротор зазнає у певні моменти праці вібрацію, яка може привести до руйнування коліс або вала.

У якості матеріалу для робочих коліс та валу застосовується вуглецева сталь з границею міцності 50–65 кг/мм² і відносним подовженням 23–19 % або леговані сталі. На ТОВ СНВФ "Хімаш компресор-сервіс" надходять заготовки вала та коліс зі сталі 34ХН1МА згідно технічних умов ТУ НЗЛ 341-93, ТУ НЗЛ 342-89.

⁴ Робота виконана під керівництвом доцента Протасенко Т.О.

Мета вхідного контролю - встановлення відповідності якості готових виробів вимогам стандартів чи технічних умов, виявлення можливих дефектів. У даному випадку матеріал у стані постачання не відповідає вимогам нормативної документації за рівнем механічних властивостей та структурою. Тому було вирішено провести термічну обробку для досягнення відповідних показників міцності та пластичності з контролем всіх параметрів на різних стадіях виробництва.

Мета роботи і завдання

Мета роботи - розробка методів контролю деталей центробіжних компресорів К-250 на різних етапах виробництва та вибір режиму термічної обробки деталей ротора, виготовлених з конструкційної сталі мартенситного класу 34ХН1МА.

Для досягнення мети був проведений комплекс механічних досліджень зразків-свідків конструкційної сталі 34ХН1МА у вихідному стані та після поліпшення. На основі аналізу механічних та структурних досліджень зроблені висновки відносно якості металопродукції у стані постачання та готової деталі після термічної обробки. Визначалась ступінь забруднення сталі неметалевими включеннями, проводився ультразвуковий та капілярний контроль для виявлення поверхневих дефектів.

Матеріал і методи дослідження

Матеріал дослідження - зразки-свідки від кожної партії поковок зі сталі 34ХН1МА для металографічних досліджень та виготовлені стандартні зразки для механічних випробувань.

Хімічний склад сталі 34ХН1МА, з якої виготовляється вал ротора і робочі колеса, відповідає ТУ 24-1-12-179-75 (табл. 1).

Таблиця 1 – Хімічний склад сталі 34ХН1МА, %

C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Mo	Cu
0,30 – 0,4	0,17 – 0,37	0,50 – 0,80	1,3 – 1,7	до 0,02 5	до 0,02 5	1,3 – 1,7	0,20 – 0,30	до 0,3

Для виконання поставленої мети оцінки якості деталей проводились наступні дослідження:

1. Хімічний аналіз.
2. Макроаналіз – візуальний огляд зовнішньої поверхні поковки.
3. Механічна обробка заготовок валу та коліс для проведення ультразвукового контролю.
4. Механічні випробування зразків, вирізаних із заготовки.
5. Мікроаналіз – металографічне дослідження зразків у нетравленому та травленому стані до та після термічної обробки..
6. Капілярний контроль якості після остаточної механічної обробки.

Результати дослідження

Проведені дослідження показали, що у стані постачання характеристики міцності сталі 34ХН1МА не відповідають вимогам: основні параметри міцності (границя міцності, границя текучості,) значно нижчі, ніж необхідно мати у цієї сталі згідно ТУ (табл. 2 і 3).

В ході макроскопічного аналізу дефектів, які порушують суцільність металу, або яких-небудь інших пороків виявлено не було.

Оцінювання забрудненості сталі неметалевими включеннями проводилось за «методом Ш» за п'ятибальною шкалою при збільшенні на мікроскопі $\times 100$. За вмістом неметалевих включень різного типу сталь відповідає вимогам ДСТУ ISO 4967:2017 (ISO 4967:2013, IDT). Як максимальний, так і середній бал не перевищено ні по одній позиції, а по деяким виявлена повна відсутність включень (наприклад, недеформовані сілікати, строчкові оксиди).

На рис. 1 наведений вигляд рядкового сульфїду, який відповідає 4 балу, Мікроструктура сталі 34ХН1МА наведена на рис. 2. Структура складається з фериту та перліту, причому кількість структурної складової – перліту - більша, ніж вільного фериту. Середній розмір перлітних колоній досить великий; ферит переважно розміщується по границям перлітних зерен. Така мікроструктура відповідає відпаленому стану сталі 34ХН1МА і характеризується невеликою міцністю.

Таблиця 2 – Механічні властивості, які необхідно мати деталям зі сталі 34ХН1МА згідно ТУ НЗЛ 341-93, ТУ НЗЛ 342-89 у стані постачання

Найменування деталей	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	Ψ , %	KCU, Дж/см ²	НВ, кгс/мм ²
Вал ротора	638	490	15	35	49	-
Робочі колеса	765	589	14	35	49	-

Таблиця 3 – Механічні властивості зразків-свідків з валу ротора і робочого колеса зі сталі 34ХН1МА у стані постачання

Найменування деталей	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	Ψ , %	KCU, Дж/см ²	НВ, кгс/мм ²
Вал ротора	594,7	467,9	25,5	31,4	322,8	229
Робочі колеса	611,2	476,1	25,8	25,2	229,8	237



Рисунок 1 – Неметалеві вкраплення у сталі 34ХН1МА (сульфїди, 4 бал), $\times 250$

Також на заготовках робочих колес та валу ротора була проведена ультразвукова дефектоскопія для виявлення внутрішніх дефектів. У процесі контролю дефекти, які перевищують допустимі норми згідно ГОСТ 24507-80, не знайдено.

Оскільки механічні властивості сталі 34ХН1МА не відповідають вимогам ТУ, вона була піддана термічній обробці за наступним режимом:

- гартування при температурі 860 °С, час витримання 1 година, середовище охолодження олива;

- відпуск при температурі 660 °С, час витримування 1.5 години, середовище охолодження повітря.



Рисунок 2 – Мікроструктура сталі 34XH1MA у стані постачання, $\times 250$

Після поліпшення проводився контроль структури і властивостей.

Термічна обробка позитивним чином вплинула на властивості сталі. Границя текучості збільшилась майже на 60 %, границя міцності на 50 % і перевищує показники, які необхідні від даної сталі (табл. 4). Твердість знаходиться у заданому інтервалі, а характеристики пластичності і опору динамічним навантаженням (відносно подовження, поперечне звуження, ударна в'язкість) теж вище необхідних згідно ТУ. Таким чином, даний режим термічної обробки є оптимальним і забезпечує отримання необхідних властивостей.

Таблиця 4 – Механічні властивості зразків-свідків з валу ротора і робочого колеса зі сталі 34XH1MA після термічної обробки

Найменування деталей	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	Ψ , %	KCU, Дж/см ²	HB, кгс/мм ²
Вал ротора	949,2	790.7	26,1	62.5	91.2	285
Робочі колеса	991.3	913.2	25.6	44.0	49.3	295

На рис. 3 наведена мікроструктура сталі 34XH1MA після поліпшення. Сорбіт відпуску, який утворився після термічної обробки, має досить дисперсну будову і добре співвідношення міцності та пластичності. У такому стані матеріал піддається механічній обробці.

Після остаточної механічної обробки деталей була проведена капілярна дефектоскопія для виявлення поверхневих дефектів. В ході контролю дефектів, що порушують суцільність поверхні, не виявлено.

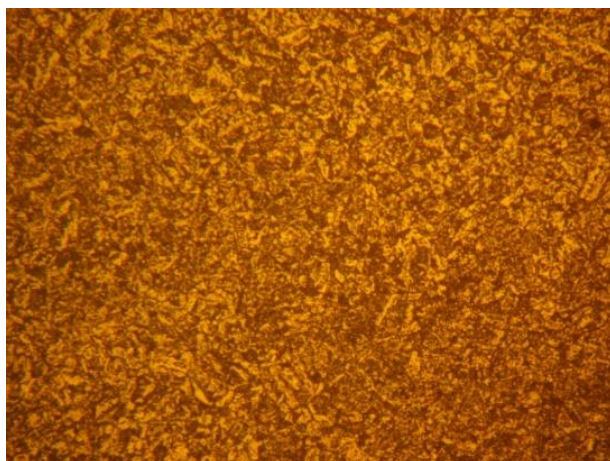


Рисунок 3 – Мікроструктура сталі 34ХН1МА після термічної обробки, ×250

Висновки

Проаналізувавши отримані експериментальні результати комплексного дослідження властивостей і структури сталі 34ХН1МА в стані постачання та після термічної обробки, можна зробити наступні висновки:

1. Згідно з результатів вхідного контролю макроструктура і наявність неметалевих включень в сталі 34ХН1МА відповідають вимогам.
2. У стані постачання механічні властивості сталі 34ХН1МА нижче за потрібні згідно ТУ.
3. Мікроструктура сталі 34ХН1МА у стані постачання відповідає відпаленому стану.
4. Запропонований режим поліпшення сталі 34ХН1МА є оптимальним, і забезпечує механічні властивості, які перевищують показники, що зазначені в ТУ.
5. Проведення зміцнювальної термічної обробки деталей центробіжних компресорів К-250 за даним режимом не призводить до утворення поверхневих гартівних тріщин, що підтверджено контролем методом капілярної дефектоскопії.

Результати досліджень можуть бути використані на виробництві та у науково-дослідних роботах.

Література

1. Кузьменко Т.М. Роль вхідного контролю в управлінні якістю продукції. // Галузеве машинобудування. Том 32 (71), Ч. 2. № 1 2021. С.
2. ДСТУ ISO 9001:2009 (ISO 9001:2008, IDT). Системи управління качеством. Требования (43927).
3. ЗАКОН УКРАЇНИ «Про державний ринковий нагляд і контроль нехарчової продукції».
4. ДСТУ 9027:2020 «Системи управління якістю. Настанови щодо вхідного контролю продукції».
5. ДСТУ ISO 9001:2015 (ISO 9001:2015, IDT) «Системи управління якістю». Вимоги.
6. Загорюська В. В., студ., V курс, гр. ПВМ-3, ФЕМ, Біляк Т.О., ст. викл. кафедри економіки та підприємництва Житомирський державний технологічний університет
УПРАВЛІННЯ ЯКІСТЮ ПРОДУКЦІЇ. <https://conf.ztu.edu.ua/wp-content/uploads/2018/12/346.pdf>.

7. ISO 9000:2015 «Контроль якості» (quality control).
<https://askill.com.ua/blog/2019/08/12/kontrol-yakosti/>.
8. ДСТУ ISO 19011:2019 Настанови щодо проведення аудитів систем управління (ISO 19011:2018, IDT)
9. Должанський А. М., Максакова О. С., Чорноіваненко К. О. та ін. Технічне регулювання та контроль на підприємстві : підручник / за ред. А. М. Должанського. – Дніпро : Свідлер А.Л., 2023. Т. 2 : Технології та дефекти продукції металургії. – 632 с.
<https://crust.ust.edu.ua/bitstreams/d0c75f11-88e5-433e-bf1c-1541e384b5a7/download>
10. Федоров Г. Є., Ямшинський М. М., Фесенко А. М. та ін. Контроль якості продукції в машинобудуванні : Навч. посіб. – Київ : ІВЦ „Видавництво «Політехніка»”, 2008. – 352 с.
<https://foundry.kpi.ua/wp-content/uploads/2020/05/fedorov-gye-kontrol-yakosti-produkcziyi-v-mashynobuduvanni.pdf>
11. Куцова В. З., Федоркова Н. М. Експертиза матеріалів та металів : навч. посіб. – Дніпропетровськ : НМетАУ, 2015. – 51 с.
https://nmetau.edu.ua/file/kutsova_fedorkova_ekspertiza_materialov_metallov_ucheb_posobie_2015.pdf

DETERMINATION OF THE INFLUENCE OF ELECTRO-SPARK ALLOYING ON THE STRENGTH INDICATORS OF MACHINE PARTS⁵

Zubkov O.V., student of group MC – 26т1-22
Kharkiv National Automobile and Highway University

Abstract. Strengthening was carried out by electrosparking . The results of tests of parts strengthened by electrospark alloying show that the wear resistance of parts is increased by 1.3 times compared to the original state of parts . It has been established that strength indicators increase with increased fractal dimension.

Key words: electrospark alloying, sorbitol, microstructure, hydraulic hammer, fractal dimension, prediction.

ВИЗНАЧЕННЯ ВПЛИВУ ЕЛЕКТРОІСКРОВОГО ЛЕГУВАННЯ НА ПОКАЗНИКИ МІЦНОСТІ ДЕТАЛЕЙ МАШИН

Зубков О.В., студент групи МС-26т1-22
Харківський національний автомобільно-дорожній університет

Анотація. Зміцнення проводилося шляхом електроіскрового легування. Результати випробувань деталей, зміцнених електроіскровим легуванням, свідчать, що досягається підвищення зносостійкості деталей в 1,3 рази в порівнянні з вихідним станом деталей. Встановлено, що показники міцності зростають при підвищенні фрактальної розмірності.

Ключові слова: електроіскрове легування, сорбіт, мікроструктура, гідромолот, фрактальна розмірність, прогноз

Introduction

In order to increase the wear resistance and fatigue strength of the material of hydraulic hammer parts, it is not always advisable to change the traditional technology of manufacturing the part and, in particular, the methods of its heat treatment. Different types of finishing are applied only specifically to the given product. In some cases, it is worth applying surface strengthening of the product [1-3] .

Analysis of publications

Currently, there are a number of surface strengthening technologies, each of which has its own advantages and disadvantages [4-6] . The most common are laser thermal hardening, electrospark alloying, galvanic chrome plating, ion-plasma hardening, gas detonation sputtering, vacuum-plasma hardening, surfacing of working surfaces.

Studying the influence of various methods of surface hardening on changes in the structure and properties of hydraulic hammer parts and choosing the most effective method of increasing their durability is an urgent task.

Chrome plating is one of the most common types of electroplating. In the technique of chrome plating of products, it is used to protect against corrosion, wear, sticking to the surface of contacting

⁵ Робота виконана під керівництвом проф. Глушкової Д.Б.

materials. Depending on the technology and methods of application, chrome coatings reach microhardness up to 950-1100 HV. High hardness and wear resistance, low coefficient of friction, high heat resistance and good chemical resistance provide chrome-plated parts with a high service life in any operating conditions [7, 8].

The purpose of the work

Establish a relationship between structural changes in the surface layers of parts after electrospark alloying and strength characteristics, as well as the fractal dimension of the structure with strength characteristics, which will allow them to be used as a non-destructive control of parts after electrospark alloying.

Research materials and methods

During chrome plating, anodes made of pure lead or a lead alloy with 4-6% antimony were used. Anodes are made from rods with a diameter of 10-15 mm or sheets. The ratio between the surface of anodes and cathodes should be between 1:2 and 2:3. Lead anodes in during the work process, they were covered with a layer of lead chromic acid, which makes work difficult. In the breaks between work, the anodes were removed from the bath and immersed in water.



Fig. 1. Installation for electrospark alloying

All parts were strengthened by electrospark alloying with tungsten. The power of the processing current was 1 kW. The peak, in addition to strengthening with tungsten, was additionally processed by electrospark alloying with chromium at a current of 1.5 kW. Surfaces processed by electrospark alloying were polished to obtain the roughness of the hardened surfaces of parts R and 04-08.

During the micro-examination of areas strengthened by electrospark alloying, which are outside the load zone during the test, it was established that the areas strengthened by electrospark alloying on the body and sleeve have a thickness of 10–40 μm and a hardness of H V 600–650. On the strikers, the initial thickness of the strengthened layer is 20 μm with a hardness of HV 600-650. The strengthened zones in the section have the appearance of arc-shaped, embedded surface layers of metal parts, phases. There are no structural changes under this zone in the main metal.

Tests and their discussion

The study of the wear resistance of parts strengthened by electrospark alloying was performed according to the standard method.

The tests were carried out before the formation of a wear pattern in the cavities of the body and sleeve, on the striker and at the peak, similar to that obtained on the parts manufactured without additional strengthening. The initial signs of wear of the device parts in the form of small burrs were detected at the peak in the "M" and "F" zones (see Fig. 2) after 300 load cycles, on the sleeve after 450 cycles, on the striker and the body, respectively, after 350 and 500 cycles

After 1300 load cycles, the nature and degree of damage to the parts corresponded to that obtained on the unreinforced assembly.

The specified diameter of the hull channels in the cut zone increased to 125.5 mm, the strikers in the "N" zone, fig. 3) worn by 0.35 mm, in zone "F" - by 0.55 mm. Peak wear leaves 0.35 and 1.15 mm, respectively.

The general type of damage to parts strengthened by electrospark processing during testing is shown in fig. 2 and fig. 3.

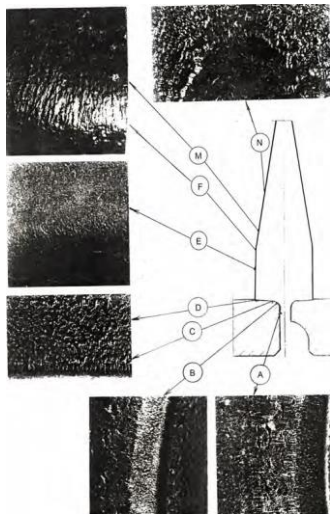


Fig. 2. Wear of the peak and sleeve, strengthened by $20\ \mu\text{m}$ with a hardness of H V 600-650. Reinforced zones in the section have the form , $\times 3$

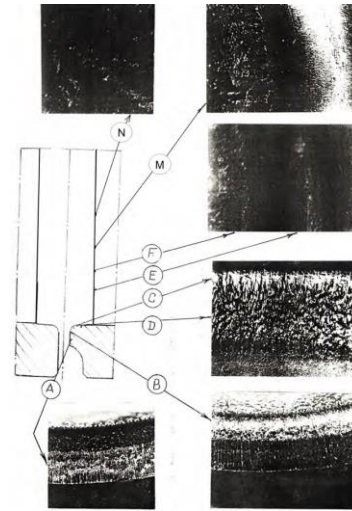


Fig. 3. Damage to the hull and striker, strengthened by detonation spraying , $\times 3$

The damage zones of the housing and bushing coincide with the corresponding wear zones of the housing and bushing, which are not subjected to additional strengthening. The nature of the damage is also identical to that observed earlier, but the degree of damage (slander, cracking, plastic deformation of the metal, wear with the formation of grooves) is significantly greater.

It is noted that the grooves in the "B" zone on the body of the striker are less developed compared to the sleeve. In the "C" zones, intensive wear is observed with the formation of a relief surface, which is more developed on the body of the striker. Grinding of the original surface in the form of spots is visible in the "D" zones.

The "N" zone of skirmishes and spades has the appearance of a round spot with a diameter of about 14 mm, characterized by a smoothed and riveted surface, which passes into a fold-like relief with a general direction.

A well-developed relief formed by radial furrows characterizes the "M" zone. At the same time, at the peak, the degree of development of the relief is higher compared to the battle. Zones "F", covering about half of the surfaces, are characterized by slander, smoothing of the surfaces.

Some roughness and flaking of the surface layer of the metal is noted at the peak. Zone "E" shows signs of uniform wear and tear. The upper parts (body and striker) have darker colors of rust and soot.

On the working surfaces of the tested parts, wear of the surface volumes of metal strengthened by electrospark treatment is noted (Fig. 4, Fig. 5). Possible cracks; the metal along the walls of the cracks is smooth, covered with a dense layer of oxides. On the body and sleeve, cracks with a depth of 0.1–0.3 mm are concentrated in the "B" zones. On the face and peak, cracks of mesh orientation with a depth of 0.1–0.3 mm are noted in the "N", "M" and "F" zones. The greatest depth of cracks occurs in the "M" zones - 0.3 mm at the front and 0.1 mm at the peak.

On the working surfaces of all parts, the layer strengthened by electrospark alloying was preserved only in some areas. On the body and sleeve in zones "B" and "C". thickness from 5 μm to 0.01 mm. On the striker and peak, the remains of a layer with a thickness of 30 μm to 0.1 mm are observed only in places on the "F" surfaces. In the "N", "M" and "E" zones, the electrospark doping layer does not appear.

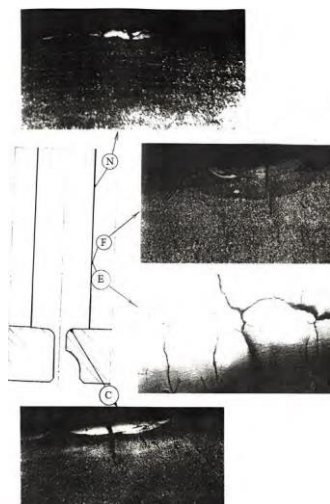


Fig. 4. Changing the structure of the material of the case and striker, strengthened by electrospark alloying , $\times 100$

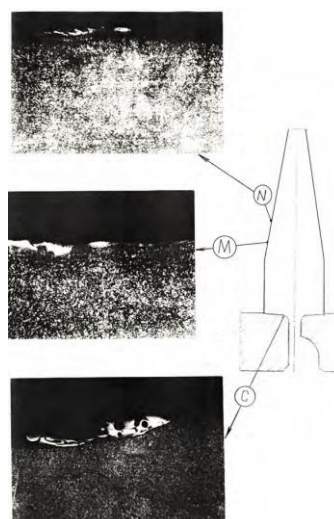


Fig. 5. Change in the structure of peak and sleeve materials strengthened by electrospark alloying , $\times 100$

The main metal of all parts of the device directly near the working damaged surfaces underwent changes in structure and hardness. Peaks are observed in zones "B" and in zone "C" on the body and bushing of changes in structure to a depth of 0.1 mm (HV 400–500). There are no structural changes in zones "A" and "D".

At the peak and peak, there are no structural changes only in the "E" zones. In the "N", "M" and "F" zones, the depth of the zones of structural changes is 0.1–0.3 mm for the strike and 0.05–0.1 mm for the peak. The hardness of the material in these zones is HV 420-500, peaks HV 400-460. The structure of metal of troost-martensitic and troost-sorbite types.

The microstructure of the base metal consists of sorbitol. The mechanical properties of the material of the device parts were determined at a temperature of 20 $^{\circ}\text{C}$ on samples cut in the axial and tangential directions.

Since the obtained structure of sorbite was difficult to quantify by traditional methods of quantitative metallography, it was studied using the theory of fractals [9, 10].

To calculate the fractal dimension D of the hull structure, the striker at an increase of 100 was calculated according to the classical Hausdorff formula [11]:

$$D = \lim_{\delta \rightarrow 0} \frac{\ln N(\delta)}{\ln \delta}. \quad (1)$$

where δ is the linear size of the cells covering the structure, $N(\delta)$ - the number of cells.

The results of the fractal analysis of the structure of the striker body are shown in Fig. 6 - fig. 9.

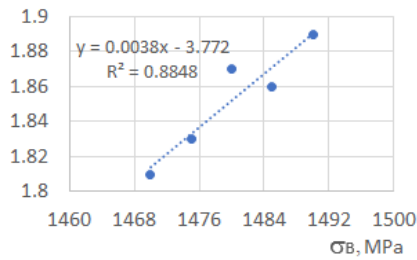


Fig. 6. Correlation between the fractal dimension of the sorbite structure of the striker body D and the strength limit σ_B for axial samples

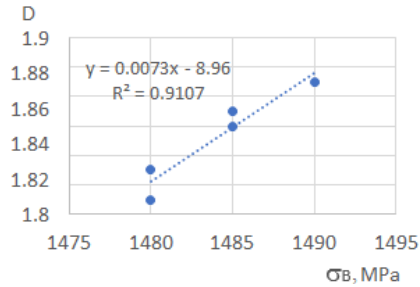


Fig. 7 Correlation between the fractal dimension of the sorbite of the striker body structure D and the strength limit σ_B for radial samples

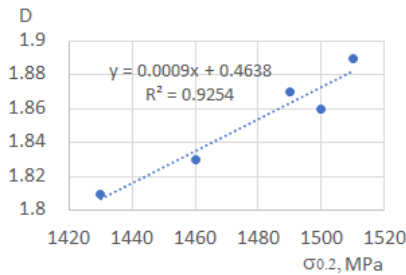


Fig. 8. Correlation between the fractal dimension of the sorbite of the structure of the striker body D and the yield strength of $\sigma_{0.2}$ for axial samples

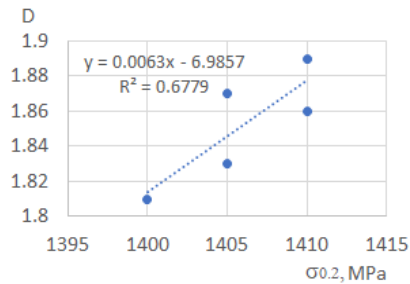


Fig. 9. Correlation between the fractal dimension of the sorbite of the structure of the striker body D and the yield strength of $\sigma_{0.2}$ for radial samples

The obtained results make it possible to forecast the strength indicators of the body of the hydraulic hammer striker based on the fractal dimension of photographs of the microstructure at a magnification of 100.

Conclusions

1. Electrospark alloying with tungsten and chromium at a processing power of 1 - 1.5 kW provides local strengthening of the surface volume of the material of parts to a depth of 10 - 40 microns and a hardness of HV 600 - 650.

2. The results of tests of parts strengthened by electrospark alloying show that the wear resistance of parts is increased by 1.3 times compared to the original (not subjected to additional strengthening) version.

3. The locations of the damage zones and their nature on the parts strengthened by electrospark alloying are identical to those observed on the tested parts manufactured without additional strengthening and with the use of LTO.

4. The layer strengthened by electrospark alloying is characterized by a significantly greater degree of damage development compared to the non-reinforced version. On the body and bushing in the "A" (cut) and "D" (channel) zones, the strengthened layer is almost completely worn out, in the remaining zones, only the remains of the electrospark alloying layer with a thickness of 5 μm to 0.01 m have been preserved. On the strikers, the remains of the electrospark alloying layer of the same thickness are noted only in the "F" zone.

5. The structural changes that occur during the tests in the surface layers of the parts are characteristic of the phenomena of secondary hardening with a lower level of hardness than on the parts of the previous options.

6. The relationship between the fractal dimension of the sorbite structure and the strength characteristics was established, which allows us to use the obtained results as a non-destructive method of controlling the strength of parts after electrospark alloying.

References

1. VS Vahrusheva, DB Hlushkova, VM Volchuk, TV Nosova, SI Mamhur, NI Tsokur, VA Bagrov, SV Demchenko, Yu.V. Ryzhkov, VO Scrypnikov, Increasing the corrosion resistance of heat-resistant alloys for parts of power equipment, Problems of Atomic Science and Technology. 4(140) (2022) 137-140 <https://doi.org/10.46813/2022-140-137>
2. VV Subbotina, VV Belozarov, The effect of electrolysis conditions during microarc oxidation on the phase-structural state, hardness and corrosion resistance of magnesium alloys, Physics and chemistry of solid state. 21(3) (2020) 545. <https://doi.org/10.15330/pcss.21.3.545-551>
3. DB Hlushkova, VA Bagrov, VM Volchuk, UA Murzakhmetova, Influence of structure and phase composition on wear resistance of sparingly alloyed alloys, Functional Materials. 30(1) (2023) 74-78. <https://doi.org/10.15407/fm30.01.74>
4. Davis Joseph. R, Handbook of Thermal Spray Technology. USA, ASM Thermal Spray Society, 2004.
5. De Lacalle, LN López; Gutiérrez, A.; Lamikiz, A.; Fernandes, MH; Sánchez, JA Turning of Thick Thermal Spray Coatings, Journal of Thermal Spray Technology. 10(2) (2001) 249–254.
6. D. B. Hlushkova, V. A. Bagrov, V. A. Saenko, V. M. Volchuk, A. V. Kalinin, N. E. Kalinina, Study of wear of the build-up zone of martensite-austenitic and secondary hardening steels of the Cr–Mn–Ti system, Problems of Atomic Science and Technology. 144(2) (2023) 105-109. <https://doi.org/10.46813/2023-144-105>
7. E. Katinas, V. Jankauskas, N. Kazak, V. Mikhailov, Improving Abrasive Wear Resistance for Steel Hardox 400 by Electro-Spark Deposition, J. Frict. Wear. 40 (2019) 100–106. <https://doi.org/10.3103/S1068366619010070>
8. V. Mihailov, N. Kazak, S. Ivashcu, E. Ovchinnikov, C. Baci, A. Ianachevici, A. Zunda, Synthesis of Multicomponent Coatings by Electrospark Alloying with Powder Materials, Coatings. 13(3) (2023) 651. <https://doi.org/10.3390/coatings13030651>
9. DB Hlushkova, VM Volchuk, PM Polyansky, VA Saenko, AA Efimenko, Fractal modeling of the mechanical properties of the metal surface after ion-plasma chrome plating, Functional Materials. 30(2) (2023) 275-281. <https://doi.org/10.15407/fm30.02.275>

10. DB Hlushkova, VM Volchuk, Fractal study of the effect of ion plasma coatings on wear resistance, Functional Materials. 30(3) (2023) 453-457 <https://doi.org/10.15407/fm30.03.453>
11. F. Hausdorff, Dimension und äußeres Maß, Mathematische Annalen. 7 (1919) 157-179.

ПІДВИЩЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ЧАВУННИХ ГІЛЬЗ БЛОКІВ ЦИЛІНДРІВ⁶

Кривенко А.А., студент групи МС-21-22
Харківський національний автомобільно-дорожній університет

Анотація. Для виготовлення гільзи циліндрів запропоновано використовувати чавун, легований нікелем, хромом, міддю, молібденом, ванадієм, титаном, що забезпечує підвищення зносостійкості. Для підвищення експлуатаційних властивостей внутрішню поверхню гільзи запропоновано піддавати низькотемпературній нітроцементації і тонкому пластичному деформуванню відцентровою обробкою.

Ключові слова: сірий чавун, легування, нітроцементація, тонке пластичне деформування.

INCREASE OF OPERATIONAL PROPERTIES CAST IRON SLEEVES OF CYLINDER BLOCKS

Krivenko A., student of group MC-21-22
Kharkiv National Automobile and Highway University

Abstract. It is proposed to use cast iron alloyed with nickel, chromium, copper, molybdenum, vanadium, and titanium for the manufacture of cylinder liners, which provides increased wear resistance.. To improve operational properties, it is proposed to subject the inner surface of the sleeve to low-temperature nitrocementation and fine plastic deformation by centrifugal treatment.

Key words: gray cast iron, alloying, nitrocementing, fine plastic deformation.

Вступ

Найбільш важливим вузлом для надійної роботи дизельного автомобільного двигуна є циліндро-поршнева група (ЦПГ), деталі якої працюють в умовах високих температур і тисків, тертя, зношування, корозійних впливів. Одна з найбільш навантажених деталей двигуна – гільза циліндра (втулка циліндрів). Для забезпечення тривалої і надійної роботи двигуна гільза циліндрів повинна мати високий рівень експлуатаційних властивостей [1].

Аналіз публікацій

На долю втулок циліндрів через вплив високих механічних та теплових навантажень припадає значна частина відмов двигунів [1] (рис. 1). Пара гільза циліндра – поршневе кільце працює при нестаціонарних теплових, навантажувальних, швидкісних режимах, масляному голодуванні, дії абразивного та газових середовищ, виникненні мікросхоплювання з різною інтенсивністю руйнування. Такі умови роботи супроводжують незворотні процеси втоми та крихкості, що відбуваються в тонких поверхневих шарах.

У процесі експлуатації двигунів на поверхнях, що труться, протікають складні фізико-хімічні процеси, що призводять до зносу і руйнування їх поверхневого шару, тобто до зміни розмірів та геометрії сполучених деталей. Характер протікання цих процесів, у свою чергу, визначає показники потужності та економічні показники роботи двигуна. Найбільший вплив

⁶ Робота виконана під керівництвом доцента Лалазарової Н.О.

із зовнішніх факторів на інтенсивне протікання зношування за рахунок мікросхоплювання має наявність змащення та температура в зоні фрикційного контакту. Залежно від властивостей матеріалів та умов тертя цей вид зношування може протікати на атомарному, іонному, субмікро- та макрорівнях з різною інтенсивністю, досягаючи в екстремальному випадку катастрофічної форми – задира [2].



Рисунок 1 – Гільза циліндрів (циліндрова втулка)

Таким чином, виходячи з реальних умов експлуатації двигунів внутрішнього згоряння, вимоги до гільз циліндрів можна сформулювати наступним чином: висока механічна, статична та втомна міцність; висока зносостійкість та низький коефіцієнт тертя; корозійна стійкість; технологічність одержання заготовок.

У практиці світового двигунобудування для гільз циліндрів як матеріали застосовуються: у форсованих швидкохідних двигунах сталі марок 35ХМЮА, 38ХМЮА з азотованою поверхнею, сталі 45 або 40Х з хромованою поверхнею; сірі, леговані та високоміцні чавуни та інші матеріали [3]. Чавун краще за інші матеріали задовольняє вимогам, що пред'являються до деталей циліндро-поршневої групи, які працюють в умовах граничного змащування.

Для виготовлення циліндричної заготовки чавунної гільзи циліндрів використовують метод відцентрового лиття, який широко застосовується при отриманні литих заготовок деталей, що мають форму тіл обертання.

Для виготовлення гільз циліндрів використовують сірий нелегований чавун, сірий легований чавун, високоміцний чавун з кулястим графітом. Сірий чавун має добрі ливарні властивості – високу рідкотекучість, яка дозволяє одержувати виливки з товщиною стінок 2 – 3 мм, малу усадку (0,9 – 1,3 %), що забезпечує отримання виливків без пористості, тріщин, усадкових раковин [4].

Для деталей, що виготовлені з сірого чавуну, характерні високі антифрикційні властивості (наявність графіту покращує умови змащення при терті). А сірий чавун з перлітною матрицею має також досить високу міцність. З усіх видів чавунів сірий має найнижчу вартість.

Залежно від умов роботи двигуна, його конструкції та навантаженості для виготовлення гільз застосовують низьколегований чавун наступних складів:

а) Гільзи автомобільних карбюраторних двигунів середньої навантаженості відливають з низьколегованого чавуну, що містить 0,3-0,5 % Сг, 0,2-0,3 % Ni, до 0,6 % Cu, 0,3-0,6 % Mo, 0,1-0,6 %.

б) Гільзи для форсованих карбюраторних двигунів важконавантажених машин, а також для дизельних двигунів відливають із низьколегованого чавуну з більш високим вмістом легуючих елементів. Склад чавуну відрізняється при цьому підвищеним вмістом таких легуючих елементів як хром (до 1,5 %), молібден (до 1,0 %), фосфор (до 0,9 %).

в) Високолегований сірий чавун. Для суттєвого підвищення зносостійкості гільз циліндрів автомобільних карбюраторних двигунів часто застосовують аустенітний чавун. Широке застосування знайшов аустенітний нікельмедисто-хромистий чавун типу нирезист.

Найбільше використання знаходять низьколеговані чавуни.

Таким чином на основі проведеного аналізу для гільзи циліндрів дизельних двигунів автомобілів можна рекомендувати сірий низьколегований чавун з пластинчастим графітом.

Незважаючи на постійне вдосконалення конструкцій двигунів, технології їх виробництва та ремонту, питання підвищення зносостійкості деталей циліндро-поршневої групи продовжують цікавити дослідників та практиків. Поверхнєве зміцнення здійснюють: поверхневим індукційним гартуванням, лазерною обробкою, лазерним легуванням, хромуванням, плазмовою обробкою та іншими методами [5]. Більшість зміцнювальних технологій потребує для свого здійснення нагріву до відносно високих температур, результатом чого є небажані структурні зміни матеріалу виробів, які найчастіше супроводжуються значними об'ємними ефектами, що зрештою погіршує якість металу і призводить до змін геометричних розмірів оброблюваних виробів. При реалізації зазначених методів зміцнення неминуче зростають додаткові енерговитрати та подовжуються процеси термічної та термохімічної обробки.

Мета роботи і завдання

Метою роботи є підвищення експлуатаційних властивостей гільз циліндрів з сірого чавуну, що працюють в умовах високих температур і тисків, тертя і корозійного впливу, легуванням, хіміко-термічною обробкою і тонким поверхневим пластичним деформуванням.

Для досягнення цієї мети були поставлені та вирішені наступні завдання:

- вивчення умов роботи чавунної гільзи циліндрів двигунів дорожньо-будівельних машин, особливостей процесу її зношування;
- аналіз методів підвищення зносостійкості гільз циліндрів із сірого чавуну;
- вибір хімічного складу чавуну;
 - дослідження структури і властивостей поверхневого шару після нітроцементзації;
 - дослідження впливу фінішного пластичного деформування внутрішньої поверхні гільзи на якість.

Матеріал і методи дослідження

Для гільзи дизельного двигуна обрали низьколегований чавун наступного складу, %: С 3,0...3,4; Si 1,9...2,1; Р до 0,1; Mn 0,7...0,9; Cr 0,45...0,60; Ni 0,20...0,40; Mo 0,25...0,45; Cu 0,5...0,8; V 0,05...0,15; S до 0,12, Ti 0,1...0,2. Хімічний склад визначали на портативному лазерному аналізаторі Laser Z200 C+.

Дослідження мікроструктури чавуну проводилися на оптичному цифровому мікроскопі.

Макротвердість вимірювали на твердомірі Роквелла за шкалою «С», мікротвердість – на мікротвердомірі ПМТ-3 алмазною чотиригранною пірамідою і навантаженням 50 г.

Нітроцементацію здійснювали в шахтній електропечі СШЦМ-6.10/11 в рідкому середовищі тріетаноламіну – $(C_2H_4OH)_3N$. Тріетаноламін при температурі вище 500 °С розкладається з виділенням метану, ціаністого водню, окису вуглецю і водню.

Зразки з чавуну для нітроцементзації завантажували в піч, яку нагрівали до 560 °С, після нагріву починали подавати тріетаноламін. Час видержки при цій температурі – 4 години. Після охолодження печі до 350 °С тріетаноламін закінчували подавати і зразки виймали з печі.

Результати дослідження

На основі аналізу хімічного складу сірих чавунів, які використовуються для виготовлення гільз циліндрів дизельних двигунів, запропонований комплексно легований сірий чавун підвищеної зносостійкості. Такі елементи, як V, Mo, Cr, Ti сприяють формуванню зносостійких карбідів. Включення міді до комплексу легуючих елементів дозволяє нейтралізувати відбілюючий вплив V, Mo, Cr. Мідь, утворюючи твердий розчин заміщення, легує ферит. У міру його зміцнення зростає твердість та міцність чавуну.

Мікроструктура сірого чавуну в литому стані складається з дрібнопластинчастого перліту, фериту, невеликих ділянок подвійної фосфідної евтектики (рис. 1) і включень пластинчастого графіту середньої величини завихреної форми – ПГф2.

Мікротвердість перліту $H_{50}=1550-2220$ МПа.

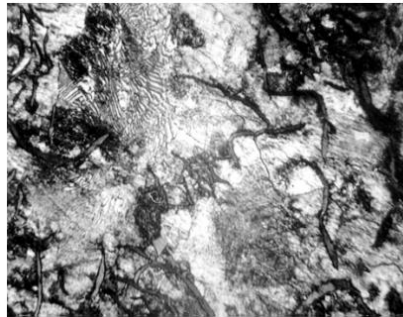


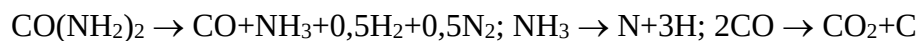
Рисунок 1 – Мікроструктура чавуну в литому стані, $\times 300$

З вищевикладеного стають очевидними переваги низькотемпературних процесів поверхневого зміцнення. Через малу дифузійну рухливість елементів при знижених температурах до уваги можуть прийматися лише методи насичення такими елементами, які проникають у металеву основу не тільки дифузійним, а й реакційним шляхом, утворюючи сполуки між атомами основи та атомами поверхнево-легуючого елемента. У цьому випадку йдеться перш за все про азот та вуглець, які здатні навіть при температурі нижче 600°C утворювати із залізом та іншими легуючими елементами, що входять до складу сталі або чавуну, сполуки у вигляді карбідів, нітридів, карбонітридів.

В наступний час все більше знаходять використання комбіновані методи поверхневого зміцнення. Давно використовується в промисловості азотування гільз циліндрів. Однак азотований шар має підвищену крихкість. В роботі зразки сірого чавуну було запропоновано піддавати низькотемпературній нітроцементації [5].

Нітроцементацію деталей проводили при температурі $540 - 600^{\circ}\text{C}$ і тиску 3-7 атм протягом 50-60 хв в герметичній реторті, яку завантажують в піч таким чином: реторти з хімічним реактивом і оброблюваними деталями знаходиться в нагрівальній зоні печі, а кришка реторти поза нею, причому робочий відсік обмежений зовнішньою і хоча б однією внутрішніми стінками реторти.

При нітроцементації деталей із сірого чавуну з використанням в якості хімічного реактиву, наприклад, карбаміду ($\text{CO}(\text{NH}_2)_2$), відбувається одночасне насичення чавуну азотом і вуглецем, що утворюються в результаті піролізу карбаміду та дисоціації аміаку:



Виконуючи процес при температурі 540-600 °С і підвищуючи, в порівнянні з атмосферним, надлишковий тиск до 3-7 атм в середовищі піролізу карбаміду, сприяють інтенсифікації абсорбційних процесів на поверхні оброблюваних деталей, на якій відбувається більш інтенсивне зростання концентрації насичуючого елемента, що сприяє збільшенню градієнта концентрації та відповідно прискоренню дифузійних процесів. При підвищенні тиску насичувального середовища збільшується розчинність азоту в металі, внаслідок чого прискорюється процес утворення збідненої азотом зони внутрішнього азотування та уповільнюється формування збагачених азотом нітридних та карбонітридних зон на основі γ' -фази, яка являє собою твердий розчин на базі нітриду Fe_4N , і ϵ -фази на базі карбонітриду $\text{Fe}_2\text{N}_3(\text{C})$. В результаті ізотермічної видержки в поверхневих шарах деталей формується дифузійний шар з розширеною зоною внутрішнього азотування на основі α -фази (це твердий розчин азоту в α -Fe) з окремими нітридними та карбонітридними включеннями заліза та легуючих елементів глибиною 120-150 мкм і звуженою до 2-4 мкм у поверхні деталі і проникаючою уздовж пластинчастих графітових включень нітридною зоною на основі γ' -фази, що призводить до підвищення зносостійкості деталі.

Мікроструктура зміцненого шару наведена на рис. 2. На поверхні добре видний світлий шар, що містить нітридні та карбонітридні включення заліза та легуючих елементів, які мають добрий опір зносу і менш крихкі, ніж чисті карбіди Fe_3C або нітриди Fe_2N .



Рисунок 2 – Мікроструктура нітроцементованого шару на сірому чавуні, $\times 200$

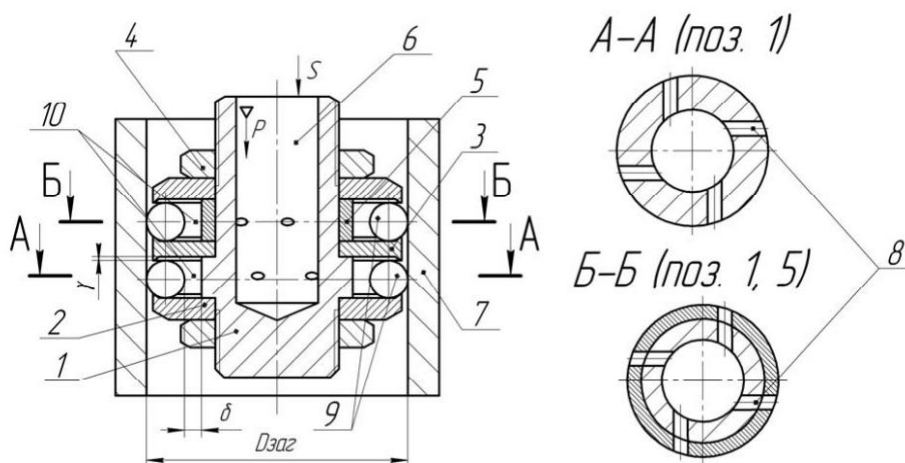
При заданих умовах низькотемпературної нітроцементатації глибина зміцненого шару досягає 0,12–0,15 мм. Мікротвердість зміцненого шару $H_{50}=6870\text{--}7340$ МПа. Шар, який утворився після нітроцементатації не має пористості на відміну від п'юї, який формується при азотуванні.

Низькотемпературна нітроцементатація має ряд переваг перед азотуванням: суттєво підвищує твердість поверхневого шару за рахунок утворення карбонітридів, більша швидкість процесу насичення шару (при однаковій температурі) через активуючу дію азоту, менш крихкий зміцнений шар, висока втомна міцність, висока задиростійкість, практично відсутнє короблення виробів. Корозійна стійкість нітроцементованого сірого чавуну в 10 разів вище корозійної стійкості литого сірого чавуну [6].

У вирішенні проблеми зменшення витрат палива, підвищення зносостійкості деталей циліндро-поршневої групи двигуна, а в цілому підвищення ресурсу роботи та надійності дизеля, велике значення має технологічне забезпечення покращення якості виготовлення гільзи. Технологічне забезпечення якості поверхні деталі суттєвим чином впливає на її експлуатаційні властивості, що у свою чергу, залежать від мікро- та макрорельєфу поверхні. В роботі було запропоновано замість хонінгування, що застосовується, проводити тонке

пластичне деформування сталевими кулями за допомогою зміцнюючої відцентрової обробки (ЗВО) [7].

Особливість процесу ЗВО полягає в тому, що сталеві кулі (індентори) впливають на оброблювану поверхню під дією струменів стисненого повітря, перебуваючи в кільцевому вихровому потоці і здійснюючи вільні віброколивання при їх круговому обертальному переміщенні щодо поздовжньої осі заготовки (рис. 3). При цьому відбувається деформаційне зміцнення поверхні на дуже малу величину ($\leq 0,06$ мм) (що дуже важливо для нормальних умов роботи пари сухого і напівсухого тертя гільза-поршневе кільце), створюючи оптимальні (рівноважні) умови шорсткості поверхні (рис. 4). Більше того, процес стає переважним для фінішної обробки не жорстких деталей, якою є гільза ДВЗ, не погіршується макроегеометрія гільзи, отримана на операції напівчистового хонінгування.



1 – корпус; 2, 3 – диски; 4 – гайки; 5 – втулка; 6 – осьовий канал; 7 – гільза блоку циліндрів; 8 – тангенційні сопла; 9 – кулі; 10 – камера розширення

Рисунок 3 – Схема інструменту для зміцнюючої ЗВО гільз ДВЗ [7]

Локальний короткочасний вплив деформуючих куль у режимі автоколивального руху на мікронерівності в різних напрямках, згідно дислокаційної теорії, сприяє збільшенню площин ковзання в блоках в різних напрямках і зменшенню опору розвитку джерел деформації.

В результаті цього поверхня виходить не розпушеною, а щільною. Мікротріщини як концентратори напружень, отримані на попередній операції (хонінгування), будуть «заліковуватися».

Запропоновано проводити обробку пластичним деформуванням замість чистового хонінгування після зміцнюючої обробки. Режими процесу ЗВО: тиск стисненого повітря на вході в осьову порожнину інструменту $P = 0,25 \dots 0,35$ МПа, хвилинна подача $s_{\text{хв}} = 100 \dots 150$ мм / хв, кількість ходів інструменту $i = 1$.

Шорсткість поверхні гільз після зміцнюючої ЗВО склала до $Ra = 0,63 - 0,32$ мкм, а відносна опорна довжина профілю $tr_{50} = 85$ %, що відповідає технічним вимогам.

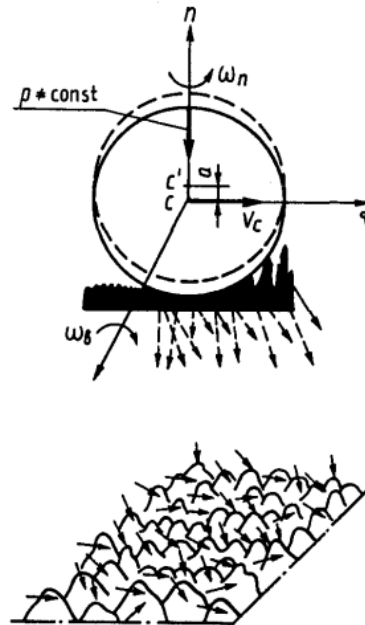


Рисунок 4 – Схема силового впливу деформуючих елементів на вихідний мікрорельєф при ЗВО [7]

Мікропрофіль, створений ЗВО, згідно літературним даним, забезпечує високу маслоємність робочої поверхні на рівні $0,008 - 0,041 \text{ мм}^3 / \text{см}^2$ [2].

Результати випробувань зносостійкості зразків чавуну в литому стані та після нітроцементзації і фінішного зміцнення поверхневим пластичним деформуванням наведені в табл. 1.

Чавун в литому стані після нітроцементзації та ЗВО має високу зносостійкість, що забезпечується високою твердістю нітридних та карбонітридних включень, та фінішною обробкою, яка створює спеціальний мікрорельєф.

Таблиця 1 – Зносні випробування в залежності від стану сірого чавуну

Номер зразка і стан чавуну	Втрата маси, г
Сірий чавун в литому стані після ЗВО	12,21
Сірий чавун в литому стані після нітроцементзації та ЗВО	0,25

Хіміко-термічна обробка – нітроцементация – суттєво збільшує зносостійкість виробів із сірого чавуну в поєднанні з фінішним тонким пластичним деформуванням. Високу ефективність нітроцементзації можна пояснити наявністю твердих та зносостійких нітридних та карбонітридних фаз. Недоліком нітроцементзації є мала товщина зміцненого шару, а перевагою - підвищення корозійної стійкості.

Висновки

1. Гільза циліндра працює при нестационарних теплових, навантажувальних, швидкісних режимах, масляному голодуванні, дії абразивного та газових середовищ, виникненні мікросхоплювання з різною інтенсивністю руйнування, що супроводжують незворотні процеси втоми та крихкості, які відбуваються в тонких поверхневих шарах.

2. Виходячи з умов роботи гільза циліндрів повинна мати: високу механічну, статичну та втомну міцність; кавітаційну та термоциклічну стійкість; високу зносостійкість та низький коефіцієнт тертя; корозійну стійкість.

3. Для виготовлення гільзи двигуна запропоновано використовувати низьколегований сірий чавун, який містить нікель, хром, мідь, молібден, ванадій, титан.

4. Низькотемпературна нітроцементация і тонке пластичне деформування підвищує твердість і зносостійкість. Висока зносостійкість пояснюється наявністю нітридних та карбонітридних включень, які мають високу твердість, та збереженням включень фосфідної евтектики.

Література

1. Митрофанов О. С., Проскурін А. Ю. Основи експлуатації, обслуговування та ремонту двигунів внутрішнього згоряння: навч. посіб. Миколаїв : видавець Торубара В.В., 2018. 152 с.

2. Чабанний В. А. Ремонт автомобілів : навчальний посібник. Кіровоград : Центрально-Українське видавництво, 2007. 348 с.

3. Матеріали різного призначення, їх обробка та властивості / С. С. Дяченко. І. В. Дощечкіна, І. В. Пономаренко, С. І. Бондаренко; за ред. проф. С. С. Дяченко. Х. : ХНАДУ, 2016. 348 с.

4. Скобло Т. С., Сідашенко О. І., Сайчук О. В. Корпусні деталі з чавунів та їх якісні показники: монографія / Під ред. д.т.н. проф. Скобло Т.С. Х : Діса плюс, 2019. 282 с.

5. Основи фізико-технічних та хіміко-термічних процесів для підвищення ресурсу виробів машинобудування. Навчальний посібник з вибіркової компоненти "Основи фізико-технічних та хіміко-термічних процесів для підвищення ресурсу виробів машинобудування" для студентів галузі знань 13 Механічна інженерія, спеціальностей 131 Прикладна механіка усіх форм навчання. / Уклад. С.П. Гожій. Київ : КПП ім. Ігоря Сікорського, 2022. 104 с.

6. W. Dal'Maz Silva, J. Dulcy, J. Ghanbaja, A. Redjaïmia, G. Michel, S. Thibault, T. Belmonte. Carbonitriding of low alloy steels: mechanical and metallurgical responses. Preprint submitted to Materials Science and Engineering A. August 31, 2016. P. 1-11.

7. Бутаков Б. І., Артюх В. О. Аналіз стану підвищення зносостійкості деталей машин за допомогою поверхневої пластичної деформації. *Вісник аграрної науки Причорномор'я*. 2005. №4. С. 166-173.

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ПЛАЗМОВОГО ПОКРИТТЯ НА СТІЙКІСТЬ МЕТАЛЕВИХ ФОРМ⁷

Путівський А. О., студент групи МС-11-23
Харківський національний автомобільно-дорожній університет

Анотація. Запропоновані сталі, що можуть замінити сталь 3Х2В8 за термічною витривалістю. Встановлено, що нанесення плазмового покриття суттєво підвищує експлуатаційні характеристики сталей-замінників.

Ключові слова: термічна витривалість, корозійна стійкість, кількість термоциклів, плазмове покриття.

THE INVESTIGATION OF INFLUENCE OF PLASMA'S COATING ON THE STABILITY OF METALICAL FORM

Putivskyi A.O., student of group MC-11-23
Kharkiv National Automobile and Highway University

Abstract. It is proposed the steels, ability to substitute steel 3X2B8 on heat-treating's durability. It is established, that application of plasma's coating rises essentially operational characteristics of steels-substituters.

Key words: hermal endurance, corrosion resistance, the number of thermal cycles, plasma coating.

Вступ

Одним з перспективних способів отримання виливків є лиття під тиском (ЛПТ). Цей метод дозволяє одержувати відливки високої точності, практично виключає їх подальшу механічну обробку, забезпечує високу продуктивність праці. Разом з тим лиття під тиском має ряд істотних недоліків, головним з яких є низька стійкість дорогих прес-форм, особливо при литті мідних сплавів. До теперішнього часу основні заходи щодо підвищення стійкості прес-форм ЛПТ мідних сплавів були спрямовані на дослідження матеріалів із кращим поєднанням міцносних і пластичних характеристик. Однак галузь дії цих заходів обмежена високою вартістю і дефіцитністю нових матеріалів.

При литті під тиском сплавів на мідній основі головною причиною виходу з ладу формотворчих деталей прес-форм є термічна втома їх матеріалу, яка полягає в руйнуванні деталей під дією циклічних температурних напружень, викликаних нерівномірним розподілом температури в стінці форми. Основну відповідальність за руйнування несе тонкий поверхневий шар: у ньому створюються максимальні значення напружень і температури, він відчуває на собі агресивну дію рідкого металу. Тому рішення задачі підвищення стійкості прес-форм може бути досягнуто за рахунок впливу на тонкий поверхневий шар з метою підвищення його опору циклічним температурним напруженням і агресивному середовищу. При існуючій технології виготовлення прес-форм всі формотворчі деталі повністю виготовлені з однієї і тієї ж високолегованої сталі. Оскільки внутрішні шари працюють в менш жорстких умовах, вони можуть бути виготовлені з менш дорогих сталей, що забезпечують необхідний комплекс властивостей.

⁷ Робота виконана під керівництвом професора Глушкової Д.Б.

Все це визначає актуальність завдання створення поверхневого шару, який дозволяє підвищити стійкість прес-форм і замінити вольфрамовмісні сталі економнолегованими.

Такий поверхневий шар повинен мати: низьку теплопровідність для збільшення градієнта температур, гарну адгезійну взаємодію з основним металом прес-форми, низьку адгезійну взаємодію з розплавом, високу окислостійкість і корозійну стійкість.

Експериментальні та виробничі дані щодо впливу методів хімічної, хіміко-термічної обробки, поверхневого легування на стійкість прес-форм показують, що жоден з випробуваних методів не дає стійких промислових результатів.

На підставі відомих з літературних джерел властивостей плазмових покриттів показано перспективність їх застосування для підвищення терміну експлуатації прес-форм.

Аналіз властивостей матеріалів, які можуть бути застосовані в якості покриттів, дозволив зупинитися на нітриді титану, що володіє:

- 1) хорошими опірністю руйнуванню при значних коливаннях температури і напружень, окислостійкістю і корозійною стійкістю;
- 2) високими модулем пружності, мікротвердістю і теплостійкістю;
- 3) низькими теплопровідністю і адгезійною взаємодією з мідними сплавами у всьому діапазоні робочих температур до 1000 ° С.

Крім того, розходні матеріали (титан і азот) не є дефіцитними і широко використовуються в промисловості.

Мета та постановка завдання

Метою цього дослідження був пошук можливості заміни сталі 3Х2В8 та встановлення впливу плазмового покриття на експлуатаційні характеристики запропонованих сталей-замінників.

Матеріал і методика дослідження

Матеріалом дослідження є сталі 3Х2В8, 5ХНМ, 4Х5МФС. Випробування на термічну витривалість проводилися за методикою, що імітує роботу реальних ливарних форм.

Покриття наносили за допомогою вакуумно-плазмової установки «Булат» методом конденсації із застосуванням іонного бомбардування.

Метод включає два основних етапи: 1 – очищення, нагрівання і активацію поверхні підкладки бомбардуванням іонами осаджуємого матеріалу, прискореними до енергії необхідної величини; 2 – осадження покриття при безперервному іонному бомбардуванні конденсату в режимі, що забезпечує формування покриття з необхідними службовими властивостями.

В процесі іонного очищення частками, що бомбардують, досягається видалення газів і нагрівання поверхні деталей. Бомбардування поверхні дозволяє отримувати атомно чисту поверхню деталі, що підвищує швидкість поверхневих реакцій, які відбуваються при подальшому осадженні покриття. При цьому має місце нагрівання, що сприяє посиленню дифузійних процесів між покриттям і поверхнею.

Очищення іонним бомбардуванням, нагрівання і активація зміцнюваної деталі забезпечує високу адгезію до неї покриття.

Результати експерименту та їх обговорення

Наявність плазмових покриттів на деталях прес-форм впливає на рівень і характер розподілу температурного навантаження на робочих поверхнях під покриттям.

Методом математичного аналізу отримано рівняння, що виражає залежність температури формотворної деталі як функцію відстані від поверхні та від часу. Порівнюючи отримані значення температури протягом одного циклу з наведеними в літературі аналогічними значеннями температурного навантаження деталей без плазмового покриття, можна відзначити, що робочі шари прес-форм з покриттям, хоча і піддаються впливу змінних температур, але максимальна температура знижена на 100-150 °С. Зміна температурного навантаження дозволяє знизити вимоги до матеріалів прес-форм для лиття під тиском мідних сплавів. Вони можуть бути обрані із сталей, що застосовуються при литті під тиском алюмінієвих та цинкових сплавів, що мають температури розплаву 600-650 °С.

Після аналізу хімічного складу застосовуваних у даний час в якості матеріалів, з яких виготовляють прес-форми лиття під тиском напівтеплостійких сталей нами були обрані сталі сталі 4Х5МФС і 5ХНМ, що не містять дефіцитний вольфрам. Раніше проведеними на кафедрі дослідженнями доведена доцільність заміни сталі 3Х2В8Ф сталлю 4Х5МФС для прес-форм лиття під тиском алюмінієвих сплавів. Вміст хрому в цій сталі доведено до 5 % для забезпечення її глибокої прогартовуваності, що дозволяє виконувати гартування на повітрі. Високий вміст в сталі ванадію дозволяє попередити формування грубозернистої будови. В її карбідній фазі значна частка припадає на карбід $M_{23}C_6$. У літературі вказується, що така сталь має більш високу пластичність, ніж сталь 3Х2В8Ф, при однакових значеннях границі міцності [1].

Сталь 5ХНМ – напівтеплостійка сталь підвищеної в'язкості і високої прогартовуваності. Підвищена в'язкість досягається легуванням нікелем, а висока прогартовуваність – марганцем і хромом. Завдяки присутності молібдену обидві сталі мало чутливі до крихкості 2-го роду, яка виникає після відпуску при 500-560 °С.

Гартування вибраних марок сталі проводили при температурах, що забезпечують розчинення більшої частини карбідів та отримання високолегованного мартенситу. Після гартування сталі піддавалися високотемпературному відпуску ($t_{відп} = 550$ °С для сталі 4Х5МФС, $t_{відп} = 500$ °С для сталі 5ХНМ) з метою отримання високих значень ударної в'язкості і границі витривалості.

Коефіцієнти термічного розширення обраних марок сталей ($\alpha_{4Х5МФС} = 10,1 \cdot 10^{-6}$ град⁻⁶, $\alpha_{5ХНМ} = 8,9 \cdot 10^{-6}$ град⁻⁶) близькі за своїм значенням коефіцієнту термічного розширення нітриду титану ($\alpha_{TiN} = 9,35 \cdot 10^{-6}$ град⁻⁶).

З метою отримання порівняльних даних з термічної витривалості сталей, здатних замінити 3Х2В8Ф, проводилися випробування термічної витривалості на установці, що дозволяє випробовувати на термічну витривалість матеріали з будь-яким джерелом нагрівання, точно відтворювати тепловий режим роботи металевої форми, дає можливість варіювати тривалість нагріву і рівень температури, що дозволяє отримати порівняльні як якісні, так і кількісні дані з термічної втоми матеріалів. Працює установка в автоматичному режимі. Частина зразків для випробування на термічну витривалість піддана сульфокіануванню та низькотемпературному ціануванню, які за даними практичного досвіду найбільш ефективні в практиці лиття під тиском.

Перша серія випробувань включала в себе випробування зразків із сталі 3Х2В8Ф, 5ХНМ, 5ХНМ з покриттям, 4Х5МФС, 4Х5МФС з покриттям. Випробували одночасно по 4 зразка, в кожную групу випробовуваних зразків обов'язково входив еталон.

Аналіз отриманих результатів показав, що після 500 циклів сумарна довжина тріщин на зразках із сталі 5ХНМ з покриттям в 3 рази менше, ніж без покриття; на зразках із сталі 4Х5МФС з покриттям в 3,5-4 рази менше, ніж з тієї ж марки сталі без покриття. Після 1500 циклів у зразків із сталі 5ХНМ з покриттям сумарна довжина тріщин у 5 разів менше, а у сталі 4Х5МФС з покриттям – у 4 рази менше, ніж у зразків з тієї ж сталі без покриття.

У той же час сумарна довжина тріщин у зразків із сталі 3Х2В8Ф протягом усього періоду випробувань в 2,5-3 рази більше, ніж у зразків із сталей 5ХНМ та 4Х5МФС з покриттям.

Отримані результати дозволяють зробити висновок, що сталі марок 5ХНМ та 4Х5МФС після нанесення на них покриття нітриду титану можуть бути використані в якості матеріалів-замінників сталі 3Х2В8Ф для прес-форм для лиття під тиском мідних сплавів.

Наступною серією були випробування зразків, підданих різним видам поверхневої обробки: низькотемпературному ціануванню, сульфоціануванню і нанесенню плазмових покриттів нітриду титану товщиною від 2 до 7 мкм. Аналіз отриманих результатів показав, що найбільшу термічну витривалість мають зразки з обох марок сталі з плазмовим покриттям. Сумарна довжина тріщин у зразків після низькотемпературного ціанування і сульфоціанування мало відрізняється один від одного і значно перевершують за величиною довжину тріщин у зразків із сталі 3Х2В8Ф.

Для визначення впливу товщини покриття нітриду титану на термічну витривалість сталей 4Х5МФС і 5ХНМ на зразки з цих марок сталей після термообробки та шліфування наносили покриття 2, 3, 4, 5, 7 мкм. У зразків з покриттям товщиною 2 мкм ефект підвищення термічної витривалості виражений слабо, довжина тріщин розпаду після 500 циклів в 3 рази більше, ніж у зразків з покриттям товщиною від 3 до 5 мкм. У зразків з покриттям товщиною 7 мкм після 1000 циклів різко збільшується довжина тріщин, спостерігається повсюдне сколювання покриття через погану адгезію.

Таким чином, на підвищенні термічної витривалості найбільш ефективно позначається наявність плазмових покриттів нітриду титану товщиною 3-5 мкм.

При проведенні випробувань на термічну витривалість одночасно велося спостереження за зміною твердості випробовуваних зразків. Вихідна твердість зразків із сталей 3Х2В8Ф, 4Х5МФС, 5ХНМ становила 42-45 HRC_e. Після 2000 циклів у зразків із сталі 3Х2В8Ф твердість становить 32-35 HRC_e, а у зразків із сталей 4Х5МФС і 5ХНМ з покриттям нітриду титану товщиною 3-5 мкм – 38-40 HRC_e, без плазмового покриття 28-30 HRC_e. Це свідчить про гарну теплостійкість сталей з плазмовим покриттям, що важливо для деталей прес-форм ЛПТ.

Підбиралися тиск реакційного газу в камері установки, температура розігріву підкладки, на яку наноситься покриття і тривалість осадження.

Критерієм оцінки оптимальних параметрів нанесення покриттів була кількість термоциклів, яку витримує зразок з покриттям до руйнування.

Для визначення необхідного тиску азоту, що забезпечує отримання на робочих поверхнях деталей прес-форм покриттів з найкращими експлуатаційними характеристиками, нітрид титану наносився при різних парціальних тисках азоту – від $3 \cdot 10^{-3}$ до 1 Па (табл. 1).

Отримані покриття відрізняються кількістю краплинної фази, яка суттєво зменшується зі збільшенням тиску. Слід зазначити, що у зразків з покриттям, отриманим при тисках азоту $3 \cdot 10^{-3}$, $3 \cdot 10^{-2}$ Па, спостерігається значне налипання розплаву, яке помітно зменшується з ростом тиску і, починаючи з 1 Па, практично відсутнє.

Велика твердість призводить до збільшення крихкості покриття, що викликає швидке його руйнування під дією знакозмінних напружень і термічних ударів. Наявність значної кількості краплинної фази інтенсифікує процес руйнування.

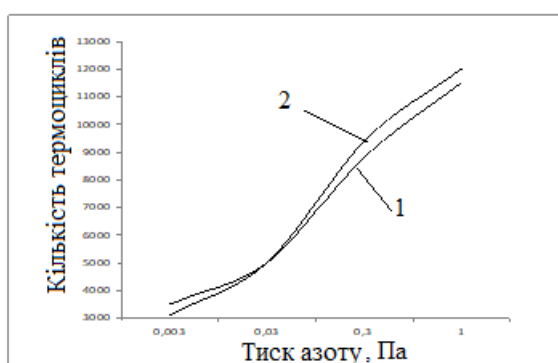
На рис. 1 представлена залежність термоциклів деталей з плазмовим покриттям від тиску азоту. З графіка випливає, що покриття нітриду титану, отримане при тиску азоту 1 Па, найбільш ефективно захищає робочі поверхні деталей прес-форм від руйнування і для двох сталей спостерігається практично однакова залежність числа термоциклів від тиску азоту.

Іншим важливим параметром, що має істотний вплив на стійкість деталей з плазмовим покриттям, є температура робочої поверхні при іонному бомбардуванні, яка змінювалася від 300 до 700 °С. Найбільшу стійкість при експлуатації мають деталі з плазмовим покриттям,

нанесеним при температурі підкладки 500 °С. Цій температурі відповідає і найкраща адгезія з основою (табл. 2).

Таблиця 1 – Вплив парціального тиску азоту на характеристики покриття

Тиск азоту, Па	$3 \cdot 10^{-3}$	$3 \cdot 10^{-2}$	$4 \cdot 10^{-1}$	1
Мікротвердість, ГПа	22	26	23	18
Колір покриття	сірий	жовтувато-сірий	жовтий	буро-золотистий
Стійкість деталей з покриттям (цикл) сталь 5ХНМ	3500	5000	9000	11500
Сталь 4Х5МФС	3000	5000	9500	12000



1 – сталь 5ХНМ, 2 – сталь 4Х5МФС

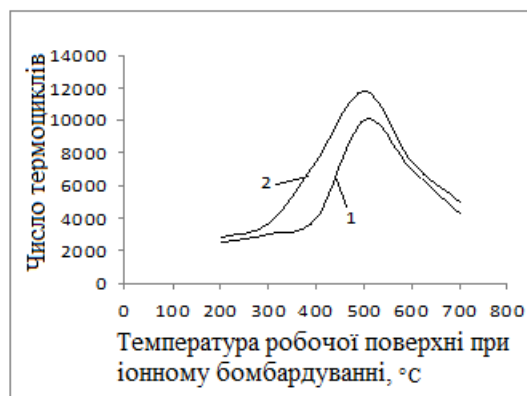
Рисунок 1 – Залежність між парціальним тиском азоту і кількістю термоциклів

Таблиця 2 – Вплив температури іонного бомбардування на адгезію покриття з підкладкою і стійкість деталей при експлуатації

Марка сталі	Адгезія (в чисельнику) і стійкість, цикл (у знаменнику) при температурі, °С						
	без покриття	200	300	400	500	600	700
4Х5МФС	-	0,50	0,65	0,75	1	0,75	0,5
	2000	2500	3500	7500	12000	7500	5000
5ХНМ	-	0,50	0,60	0,70	1	0,70	0,5
	2000	2100	3400	4000	11000	7000	4000

На рис. 2 представлена залежність числа термоциклів від температури іонного бомбардування. Наочно видно, що оптимальною температурою є 500 °С. Спостерігається однакова закономірність для сталей 5ХНМ та 4Х5МФС.

При більш низьких температурах спостерігається тенденція повного відшаровування покриття, при цьому стійкість деталей прес-форм збільшується незначно. При температурах вище температури відпуски спостерігається знеміцнення матеріалу прес-форм, що призводить до зниження стійкості.



1 - сталь 5ХНМ, 2 - сталь 4Х5МФС

Рисунок 2 – Залежність числа термоциклів від температури робочої поверхні при іонному бомбардуванні

Висновки

1. Сталі марок 5ХНМ та 4Х5МФС після нанесення плазмового покриття можуть бути використані в якості матеріалів-замінників сталі 3Х2В8 для прес-форм для лиття під тиском мідних сплавів.
2. На підвищення термічної витривалості найбільший вплив мають плазмові покриття нітриду титану товщиною 3...5 мкм.
3. Найбільша стійкість при експлуатації деталей досягається з плазмовим покриттям, нанесеним при температурі підкладки 500 °C. Цій температурі відповідає і найкраща адгезія з основою.

Література

1. Камель Г.І., Гасило Ю.А. Конспект лекцій з дисципліни «Наплавлення та напилення» для студентів напряму 6.050504 «Зварювання». Кам, янське: ДДТУ, 2017. 108 с.
2. Гасій О.Б. Розвиток технології вакуумного йонно-плазмового напилення та напрямки її вдосконалення. Науковий вісник НЛТУ України. 2018. Т. 28, № 10. С. 85 – 91.
3. Рожков О.Д. Технологія нанесення покриттів. Частина II: Навч. посібник. Дніпропетровськ: НМетАУ, 2008. 38 с.

ВПЛИВ ЕНЕРГОСИЛОВИХ ОСОБЛИВОСТЕЙ ФРИКЦІЙНОЇ ТЕРМОМЕХАНІЧНОЇ ОБРОБКИ СТАЛЕВИХ ВИРОБІВ НА СТАН ЇХ ПОВЕРХНЕВОЇ СТРУКТУРИ⁸

Краєвська Ж. В. аспірант

Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут»

Анотація. У роботі розглянуто вплив енергосилових особливостей фрикційного термомеханічного оброблення (ФТМО) сталевих виробів на стан їх поверхневої структури. Метою даної роботи є дослідження взаємозв'язку між енергосиловими параметрами ФТМО сталі та зміцнювальним результатом.

Ключові слова: фрикційне термомеханічне оброблення (ФТМО), сталеві вироби зміцнення, тертя, деформування, енерго-силові параметри, структуроутворення, мікротвердість.

INFLUENCE OF ENERGY AND FORCE FEATURES OF FRICTION THERMOMECHANICAL TREATMENT OF STEEL PRODUCTS ON THE STATE OF THEIR SURFACE STRUCTURE

Kraievskaya Zh. Post.st.

²National Technical University «Kharkiv Polytechnic Institute»

Annotation. The paper considers the influence of energy and power features of frictional thermomechanical handling (FTMH) of steel products on the state of their surface structure. The aim of this work is to study the relationship between the energy and force parameters of FTMH of steel and the hardening result. frictional thermomechanical handling (FTMH), steel products, hardening, friction, deformation, energy and power parameters, structure formation, microhardness.

Keywords: frictional thermomechanical handling (FTMH), steel products hardening, friction, deformation, energy and power parameters, structure formation, microhardness.

Вступ

Впродовж декількох десятиріч створено різноманітні методи оброблення металів і сплавів. Серед них достатньо іноваційною є фрикційна термомеханічна обробка з використанням тертя (ФТМО), яка запропонована, як різновид з методів локального оброблення (ТФР, ТФО) та зміцнення (ТФЗ, ДТФЗ), які містять фрикційно-деформаційну компоненту. Відповідно, мова йде не про звичайну класичну ТМО, а про іноваційно альтернативний метод зміцнення, оскільки дана технологія передбачає нагрівання за рахунок тертя та низку інших відмінностей. Тобто тертя є джерелом енергії. Цей метод дозволяє досягти високих значень твердості, міцності та зносостійкості матеріалів за короткий час і зі значно меншими витратами порівняно з іншими методами обробки. Проте, залежно від характеру обробки, може відбуватись різноманітне структуроутворення і, як результат, формуватись різноманітні властивості.

⁸ Робота виконана під керівництвом доцента Волкова О.О.

Аналіз публікацій

Багато досліджень в результаті яких виявлена різниця у структуроутворенні [1, 2], демонструє, що в поверхні дослідних зразків та виробів спостерігається значне деформування матеріалу, що приводить до більш інтенсивного формування дрібнодисперсної мікроструктури, зокрема зерен ультрадрібних і, навіть, нанорозмірів, що супроводжується достатньо високими твердістю та міцністю. Отримані результати таких досліджень дозволяють більш точно налаштовувати технологічні параметри оброблення, що може допомогти поліпшити властивості виробів та забезпечити більш ефективне їх використання в різних галузях промисловості.

Науково-практичний напрямок зміцнення поверхні є актуальним сьогодні, оскільки таке зміцнення може бути досягнуто за допомогою багатьох різних методів, залежно від конкретних вимог та умов застосування. Існує багато технологічних методів формування поверхневого зміцнення в металах та сплавах. Так, механо-імпульсне оброблення високошвидкісним тертям [3], на відміну від інших методів інтенсивного деформування, дає змогу створювати дрібнодисперсні структури на поверхні деталі, виготовленої не тільки з м'яких сталевих матеріалів, а також з високоміцних та тих, що важко деформуються. Деформований шар під час фрикційного зміцнення утворюється безпосередньо на поверхні матеріалу деталі та релаксується на певній глибині. Це відрізняє високошвидкісне тертя від обкочення або ударного зміцнювального оброблення, які ініціюють зони максимального контактного напруження на деякій глибині від поверхні, що може призводити до утворення підповерхневих тріщин. Очевидно, що використання ТФО в якості саме методу зміцнення є актуальним питанням з широкою географією. Так, в наукових роботах [4–9] показано, що енергія тертя використовується з різним ступенем інтенсивності та для вирішення різних технологічних питань. Акцентовано увагу, що тертя є потужним засобом розігрівання поверхні та може використовуватися навіть для зварювання феритної нержавкої сталі [4], мідних листів [5] та інших матеріалів. Наголошено, що при цьому відбувається зміна механічних властивостей по перерізу [6], що пояснюється високотемпературним розігріванням аж до температури плавлення й наступним охолодженням з певною швидкістю. Крім того, зміна механічних властивостей може бути викликана і деформацією певних структурних складових [7]. Відзначено, що для зміцнення поверхні застосовуються також інші альтернативні джерела, наприклад, плазмове оброблення, що дозволяє змінювати структуру поверхневого шару виробів, що оброблюються [8], однак цей метод є більш витратним. Часто поверхнєве оброблення із застосуванням тертя та інших джерел енергії приводить до утворення в сталях та інших сплавах так званих поверхневих «білих» шарів [9]. Значний вклад в розвиток питань фрикційного оброблення матеріалів зробив проф. М.Д. Кірик [10,11]. Групою дослідників під керівництвом О. В. Манько вивчалось утворення білого шару при фрикційно-зміцнювальному обробленні тонких пластин, які є основою форми для багатьох видів поліграфічного інструменту. Показано [12], що сталь У8А, яка може використовуватися для даного інструменту має високі показники зносостійкості. Проводилось варіювання режимів зміцнення, що дозволило отримати мікротвердість зміцненого шару 5 – 11 ГПа. В цій роботі відмічено, що структура білих шарів являє собою механічну суміш мартенситу та залишкового аустеніту і має високу в'язкість при достатній твердості. Також підкреслено, що природа утворення таких структур недостатньо зрозуміла, незважаючи на велику кількість проведених досліджень. Тож у більшості описаних вище випадків на поверхні матеріалу, що оброблюється з'являється саме «білий» шар, який ще досі не вивчений в повному обсязі та потребує детального дослідження. Окрім того досі не існує однакової думки щодо природи та особливостей саме зміцнення при термофрикційно-деформаційних методах оброблення поверхні. Проте, дослідження, які відображені в дисертаційній роботі О. О. Волкова [1] та в роботах [13-21] дозволили знайти пояснення багатьом аспектам щодо структуроутворення з

формуванням поверхневого «білого» шару та властивостей в лінійці сталей різного призначення та з різним хімічним складом.

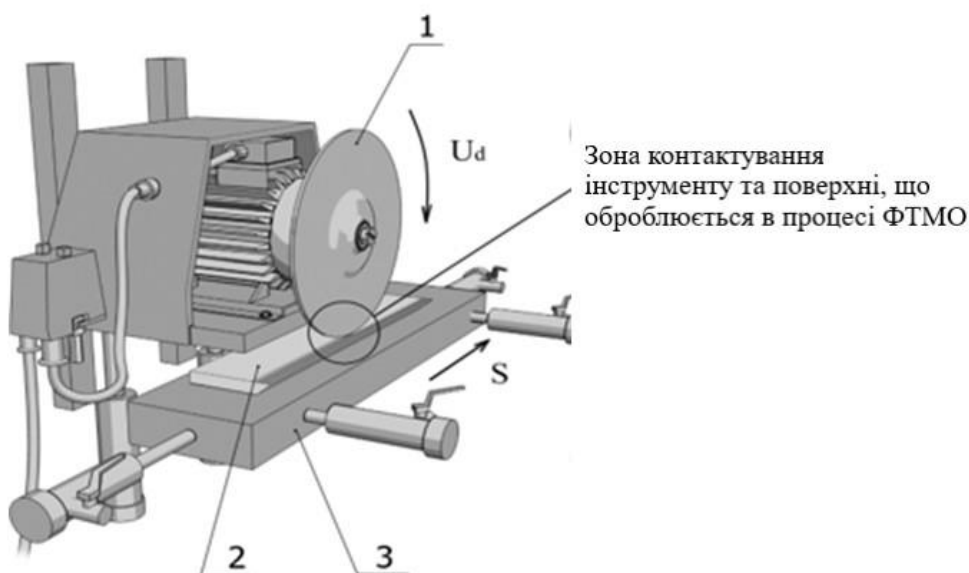
Мета роботи і завдання

Метою даної роботи є дослідження взаємозв'язку між енергосиловими параметрами термофрикційного оброблення сталі та зміцнювальним результатом. Для досягнення поставленої мети вирішували такі завдання: виготовлення зразки із сталі 65Г, проведення попереднього зміцнювального термічного оброблення зразків, проведення зміцнення робочої поверхні зразків за допомогою ФТМО, проведення вимірювання складових сили різання, що виникає при ФТМО за допомогою динамометра, проведення аналізу мікроструктури та мікротвердості кожного зразка, проведення порівняння мікроструктури, мікротвердості та глибини зміцнення дослідних зразків, висновки, щодо зв'язку між результативністю зміцнення зразків при обробленні та енерго-силовими параметрами ФТМО.

Матеріал і методи дослідження

Дослідження впливу ФТМО на структуру сталі 65Г

У даній роботі були досліджені зразки із сталі 65Г, яка відноситься до класу пружинних сталей та є середньовуглецевою, низьколегованою сталлю з високими механічними властивостями. В першу чергу, дана марка сталі має високі межі пружності і міцності, а також підвищену релаксаційною стійкістю при достатній в'язкості і пластичності. [22]. Зразки, з метою дослідження впливу факторів оброблення при зміцненні сталей шляхом ФТМО, виготовили у вигляді пластин у попередньому стані після гартування ($t = 800^{\circ}\text{C}$) і низькотемпературного відпускання ($t = 180^{\circ}\text{C}$). ФТМО проводили на модернізованому плоско-шліфувальному верстаті за розробленою методикою локального оброблення в режимі ФТМО за схемою оброблення, яка представлена на рисунку 1.



1 – зміцнювальний диск; 2 – зразок; 3 – магнітна плита верстата;

Рисунок 1 - Схема локального оброблення в режимі ФТМО

Зміцнювальний диск виготовлений із сталі Ст3. Він застосовувався на глибину оброблення 0,7 мм. Такий вибір глибини оброблення здійснено з урахуванням перерізу зразків, що зміцнюються та умовами оптимальності оброблення згідно з попередніми дослідженнями [1].

Результати дослідження

Дослідження зразків показало, що під дією ФТМО з'являється поверхневий шар зі зміненими структурою і властивостями. Він складається з двох різних ділянок: 1 – ділянка зі зміцненням - розташована біля поверхні та має мікротвердість зміцненого шару (H_{100}) майже 1300 кгс/мм^2 , що відповідає приблизно 13000 МПа , і глибину зміцнення (1) близько 300 мкм , 2 – ділянка зі знеміцненням.

Ділянка зі знеміцненням, яка знаходиться безпосередньо під ділянкою зі зміцненням, є вузькою смужкою та характеризується зниженою мікротвердістю до рівня 380 кгс/мм^2 , що відповідає приблизно 3800 МПа та має товщину приблизно 70 мкм .

Нижче знаходиться основна частина зразка, яка не зазнала впливу ФТМО. Мікротвердість її дорівнює близько 580 кгс/мм^2 , що відповідає приблизно 5800 МПа .

Металографічний аналіз дослідних зразків показав, що після гартування та низькотемпературного відпускання сформовано мікроструктуру «мартенсит відпускання». Сформований в попередньо загартованих зразках при їх ФТМО шар має деформовану мартенситну мікроструктуру, яка характеризується і більш високим ступенем дисперсності, порівняно з мартенситною мікроструктурою, яка отримана при попередньому термічному обробленні.

Таким чином, при порівнянні змін у мікроструктурі та мікротвердості зразків, які зміцнили по поверхні з використанням ФТМО цілком очевидні мікроструктурні зміни у вигляді появи поверхневого «білого» зміцненого шару надвисокої твердості, який поєднано з основною частиною зразка тонким знеміцненим підшаром. І кожна структурна частина перерізу зразка здатна виконувати свої функції при експлуатації потенційних виробів.

Сила оброблення яка виникала в процесі даного оброблення вимірювалася за допомогою динамометра УДМ-600, який застосовують для вимірювання сил і крутних моментів. Конструкція динамометра дозволяє зчитувати рівень сил навантаження при обробці. Конструкцію даного динамометра спроектовано так, що кожна опора складається з тонкостінної втулки і двох ніжок. Ніжки утворюють два пружні шарніри. Така конструкція опори забезпечує більшу жорсткість у напрямку вісі і малу жорсткість в напрямку, перпендикулярному вісі. Так співвідношення величин жорсткості дорівнює $100:1$. Завдяки цьому опори в динамометрі сприймають навантаження лише в одному напрямку вздовж вісі опори.

Площі перерізів втулки та ніжок опори рівновеликі та вибрані так, щоб матеріал опори працював у галузі пружних деформацій. Усі опори виконані із термічно обробленої сталі 60С2А. Опори встановлені в напрямних втулках 6. Кожна з опор динамометра має попередній натяг величину якого регулюють поворотом відповідних гайок. Завдяки натягу опор усуваються всі зазори та контактні деформації у стиках деталей динамометра. На опори, вісі яких розташовані горизонтально, наклеєно по два датчики: перші датчики з'єднані в схеми вимірювання сил P_y , P_x , другі датчики в схему вимірювання $M_{кр}$. Дроти від кожного датчика виведені через отвори в корпусі динамометра і приєднані до клем на панелі, де датчики з'єднують у вимірювальні схеми. Динамометр УДМ-600 працює в такий спосіб. Під дією сили різання деформуються переважно опори, як найменш жорсткі деталі динамометра, наприклад, при навантаженні вертикальною силою P_z деформуються вертикальні опори. Дротові датчики, наклеєні на вертикальні опори, з'єднані таким чином, що показання динамометра не залежать

від точки застосування сили різання. Робота динамометра при вимірі P_y і P_x , аналогічна його роботі при вимірі P_z . Під дією крутного моменту деформуються всі горизонтальні опори. Другі дротяні датчики, наклеєні на ці опори, з'єднані таким чином, що сигнал вимірювальної схеми пропорційний крутному моменту $M_{кр}$.

Розрахунки з побудуванням графіків де враховані сили різання які оцінено за допомогою динамометра дозволяють зрозуміти шляхи керування процесами термофрикційного та інших методів оброблення за подібною технологічною схемою, де використовується фрикційна та механічна складові. Наприклад можна змінювати товщину диску або змінювати режим оброблення, але все це повинно бути зроблено з урахуванням можливостей верстата, який застосовується в обробленні.

Тому, згідно з формулою розрахунку критичної навантаження $P_{кр}$ із умов стійкості при термофрикційному розрізанні, яке багато років досліджував в НТУ «ХПІ» проф. Сизий Ю.А. зі своїми учнями, вважаємо, що цю залежність можна застосувати і для термофрикційного оброблення поверхні (ТФО), яке можна розглядати, як різновид термофрикційного розрізання, а також для ФТМО:

$$P_{кр} = 0.245 \cdot E \cdot h^3 \cdot \sqrt{\frac{D-L}{L^3}} \cdot K_3, \quad (1)$$

де: h – товщина диска; E – модуль пружності матеріалу диска; K_3 – коефіцієнт запасу.

Оскільки формула (1) не враховує неплоскість диска, торцеве бійння, а відповідно і його початковий прогиб і ексцентричність додатків навантаження, то слід очікувати $R_{кр}$ значно менше, ніж розрахункове за (1). Таким чином, потрібна експериментальна перевірка стійкості реально експлуатованих дисків.

Диски товщиною менше 0,5 мм нетехнологічні у виготовленні, тому товщина реально застосовуваних дисків повинна бути обмежена розміром не менше 0,5 мм.

Бажання зменшити товщину диска пояснюється очікуванням зменшення сили різання, а, відповідно, і витрат енергії на операцію оброблення. У той же час відомо, що при розрізанні тонким диском, тобто, коли джерело тепла вузьке та дорівнює товщині диска, температура в зоні контакту диска із заготовкою, що зазнає оброблення значно менша, ніж при широкому джерелі тепла при інших рівних умовах. Пояснюється це тим, що тепло від вузького джерела більш інтенсивно поширюється в бічні сторони від нього, ніж від широкого джерела тепла.

Запропоновано порівняти розрахункові теоретичні значення температури на поверхні контактного диска із заготовкою для товщини диска $h=0,5$ мм при однаковій інтенсивності теплового потоку q . Для цього можна скористатися рішенням задачі опису температурного поля від плоского рухомого джерела тепла по поверхні напівпростору [23]:

Проведене теоретичне дослідження дозволяє зробити висновок, що в широкому джерелі тепла розігрів матеріалу заготовки, що оброблюється більш високий і він легше видаляється диском, що обертається. Тому при очікуванні збільшення сили різання зі збільшенням товщини диска, слід враховувати, що розігрівання металу більш товстим диском вище, а сила різання щодо оберту диска зменшується, за рахунок видалення великого об'єму металу безпосередньо із зони оброблення. Таким чином, очевидно, існує оптимальне значення товщини диска.

Для визначення оптимального значення товщини диска h , були проведені експерименти з дисками товщиною 0,5 мм, 1 мм, 1,4 мм. Врізна подача шліфувальної бабки з фрикційним диском замість шліфувального круга здійснювалася з постійним зусиллям P_y . Швидкість різання V приймалася незмінної (яка забезпечена характеристиками верстата

даного типу). Реєструвався, із записом на самопишучому пристрої мод. Н327-5, ток навантаження В у двигуні приводу обертання диска, що дозволяє вирахувати окружну силу різання:

$$P_z = \frac{U \cdot I_n \cdot \sqrt{3} \cdot \cos \varphi}{V}, \quad (2)$$

де U – напруга (380 В); $\cos \Phi = 0,89$; V – швидкість різання, м/с.

По записам току навантаження двигуна на самописці відрахувався час оброблення t, сек. В якості параметра оптимізації використовувалася питома собівартість оброблення Суд, яка представляє собою суму витрат на зарплатню та електроенергію, віднесені до площі оброблення:

$$C_{y\partial} = \frac{P_z \cdot V \cdot t \cdot C_E + C_3 \cdot t \cdot 1000}{9000 \cdot \pi \cdot (D^2 - d^2)}, \quad (3)$$

де: P_z Н, V м/с, t сек, C_E – вартість однієї кіловатт години електроенергії, C_3 – годинна тарифна ставка.

Із графіків рис. а, б видно, мінімальне значення сили P_z і коефіцієнт тертя K відповідають диску товщиною 1 мм. Диски товщиною 1 мм і 1.4 мм значно сильніше розігрівають поверхню, що оброблюється, порівняно з диском товщиною 0.5мм, на що опосередковано вказують величини коефіцієнтів тертя. Вони для дисків товщиною 1 мм і 1,4 мм значно менші, ніж для диска товщиною 0,5 мм. Ці результати підтверджують виконаний вище теоретичний аналіз впливу ширини джерела тепла на температуру поверхні контакту заготовки, що оброблюється.

З використанням статистичних даних можна припустити, що оптимальне значення товщини диска відповідає мінімуму питомої собівартості C_y , що дорівнює, згідно з графіком, 1 міліметру. Таким чином, товщина диска в 1мм є оптимальною для умов, коли диск такої товщини не втрачає стійкості та, відповідно, здатен до ефективного оброблення поверхонь. Проте, для окремих технологічних режимів зміцнення поверхонь, де потрібно збільшити саме деформаційний вплив в умовах обмеженого розігрівання, можливе застосування металевих дисків більшої товщини з урахуванням вищезазначених рекомендацій.

На рисунку 2 у вигляді графічних залежностей представлений вплив енергосилових параметрів ФТМО сталі на результативність оброблення.

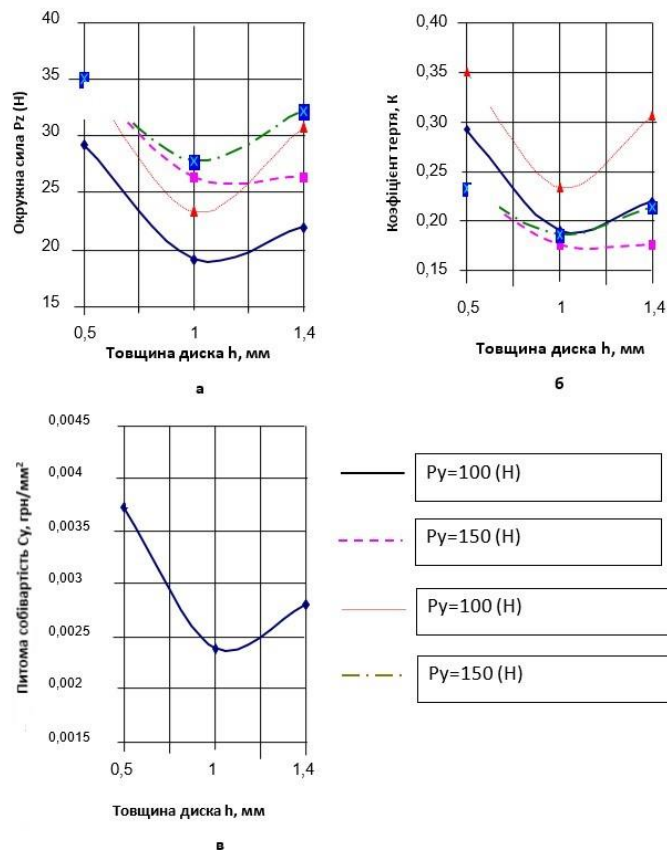


Рисунок 2 – Вплив енергосилових параметрів ФТМО сталі на результативність оброблення

Висновки

В процесі роботи отримані результати досліджень, а саме мікроструктуру сталі після зміцнення шляхом ФТМО та рекомендовані значення товщини диска який дозволяє отримувати оптимальну якість зміцнення. Так, при проведенні даної дослідницької роботи було здійснено попереднє термічне зміцнення та додаткове зміцнення зразків із сталі 65Г за допомогою ФТМО, що дозволило збільшити мікротвердість сталі в зоні оброблення в понад 2 рази. При цьому мікротвердість було збільшено термічним шляхом до рівня близько 580 кгс/мм² що еквівалентно 5800 МПа, а після ФТМО мікротвердість зросла до 1300 кгс/мм², що відповідає 13000 МПа. Також показано, що зміцнений «білий» шар, що сформовано при ФТМО, розташований по всій їх довжині оброблення та є суцільним, що характеризує однорідність та рівномірність зміцнення поверхні зразків.

Окрім того проведено визначення розподілу навантаження при ФТМО за допомогою динамометра та розраховано окружну силу різання, що дозволило встановити залежності, які показують характеристики зміцнення з урахуванням товщини диску. Враховуючи ці данні зроблені рекомендації щодо оптимальної товщини зміцнювального диску.

Література

1. Волков О. О. Підвищення експлуатаційної стійкості деталей та інструменту методом термофрикційного зміцнення: дис. на здобуття наук. ступеня канд. техн. наук : за спец. 05.02.01 Матеріалознавство, 13 Механічна інженерія : захищена 06.10.2020 / О. О. Волков ;

наук. керівник М. А. Погрібний ; Нац. техн. ун-т «Харків. політехн. ін-т»; Харків. нац. техн. ун-т сіл. госп-ва ім. П. Василенка. – Харків : [б. в.], 2020. – 209 с.

2. Volkov O.A., Study of heat deformation influence in surface strain hardening of steel by thermofriction processing, *Eastern-European journal of enterprise technologies*. 25 (80) (2016) 38–44.

3. Голубець В.М., Технологічні методи поверхневого зміцнення металічних конструкційних матеріалів, Навч. посібник. Львів : ВТФ "Друксервіс", 2000.178 с.

4. Lakshminarayanan A.K., Balasubramanian V., Understanding the parameters controlling friction stir welding of AISI 409M ferritic stainless steel, *Metals and materials international*. 17(6) (2011) 969–981.

5. Galvao I., Leal R.M. Loureiro A., Influence of tool shoulder geometry on properties of friction stir welds thin copper sheets, *Journal of materials processing technology*. 213(2) (2013) 129–135.

6. Rajamanickam N., Balusamy V., Magudeeswaran G., Natarajan K., Effect of process parameters on thermal history and mechanical properties of friction stir welds, *Materials & Design*. 30(7) (2009) 2726–2731.

7. Momeni A., Arabi H., Rezaei A., Badri H., Abbasi S.M., Hot deformation behavior of austenite in HSLA-100 microalloyed steel, *Materials Science and Engineering: A*. 528 (4–5) (2011) 2158–2163.

8. Sidhom H., Ghanem F., Amadou T., Gonzalez G., Braham C., Effect of electro discharge machining (EDM) on the AISI316L SS white layer microstructure and corrosion resistance, *The international journal of advanced manufacturing technology*. 65 (1–4) (2013) 141–153.

9. Sipos K., Lopez M., Trucco M., Surface martensite white layer produced by adhesive sliding wear friction in AISI 1065 steel, *Revista latinoamericana de metalurgia y materiales*. 28 (1) (2008) 46–50.

10. Голубець В.М., Кірик М.Д., Капраль Ю.Р., Рудь А.С., Фізико-механічні характеристики зміцненого високошвидкісним тертям наноструктурного шару на сталі 45, Науковий вісник Національного лісотехнічного університету України : зб. наук.-техн. пр. Львів : РВВ НЛТУ України. 22 (13) (2012) 114–117.

11. Кірик М., Голубець В., Капраль Ю., Рудь А., Встановлення режимів зміцнення високошвидкісним тертям ножів з конструкційних сталей для різання деревини, *Машинознавство*. 3–4 (2013) 28–31.

12. Манько О.В. Стецько Ю.Б., Білявський М.Л., Утворення білого шару при фрикційно-зміцнюючій обробці тонких пластин, *Процеси механічної обробки в машинобудуванні*. 1 (2005) 146–157.

13. Volkov O. Knyazev S., Vasilchenko A., Doronin E., Alternative strengthening of jewelry tools using chemical-thermal and local surface treatments , *Materials science forum*. 1038 (2021) 68–76.

14. Levterov A., Nechitaylo J., Plugina T., Volkov O., Application of thermo-frictional and chemical-thermal methods treatments for surface strengthening of materials, *Materials science forum*. 1038 (2021) P. 93–99.

15. Sevidova E., Gutsalenko Y., Iancu C., Subbotina V., Volkov O., Dielectric protection of aluminum alloys of diamond wheel frameworks by plasma-electrolytic coatings with forming in galvanostatic mode, *Source: Fiability & Durability Fiabilitate si Durabilitate* . 28 (2) (2021) 16-21.

16. Volkov O., Pogrebnoy N., Subbotina V., Rucki M., Shelkovoy A., Nakonechny M., Zubkova N., Gutsalenko Y., Investigation of the transformation of the structure and properties of heredity of thermofrictional hardening of steel under conditions of elevated temperatures, 30 th Anniversary International Conference on Metallurgy and Materials, METAL 2021, Conference proceedings, Brno, Czech Republic, EU. (May 26 - 28, 2021) 846-851.

17. Volkov O., Knyazev S., Subbotina V., Iancu C., Gutsalenko Yu., Shelkovyi O., Strelchuk R., Construction of surface layers with special properties in the hardening of steels, IManEE 2021 – Innovative Manufacturing Engineering & Energy International Conference. (2022) 1235
18. Strelchuk R., Shelkovyi O., Gutsalenko Y., Iancu C., Subbotina V., Knyazev S., Volkov O., Research of the dependence of geometric parameters of holes on electroerosive grinding modes with a changing polarity of electrodes, IManEE 2021 – Innovative Manufacturing Engineering & Energy International Conference. (2022) 1235
19. Volkov O., Kraevska Z., Vasilchenko A., Hannichenko T., Additional strengthening of “screper” jewelry tool using friction, Solid state phenomena. 334 (2022) 100–106.
20. Volkov O., Subbotina V., Subbotin O., Vasilchenko A., Shyogoleva M., Methods of structural engineering of surface in solving the problems of multifactorial increase of the level of operational characteristics of materials, Solid state phenomena. 350 (2023) 3–12.
21. Volkov O., Subbotina V., Kraievskaya Z., Vasilchenko A., Selection and application of the optimal surface engineering method to restore the properties of rolling equipment elements that have been reduced due to violations of surface grinding technology, Solid state phenomena. 350 (2023) 13–19.
22. В.І. Бузило, В.П. Сердюк, А.В. Яворський, О.А. Гайдай, Матеріалознавство : навч. посіб. М-во освіти і науки України, Нац. техн. ун-т «Дніпровська політехніка» – Дніпро : НТУ «ДП», 2021, 243 с .
23. Сизый Ю.А., Погребной Н.А., Волков О.А., Температурное поле на входе и выходе с поверхности упрочняемой трением, Вісник Харківського державного технічного університету сільського господарства «Підвищення надійності відновлюємих деталей машин». Харків, 2003. Вип. 18. С. 84–93.

APPLICATION OF NEW PLASMA COATINGS FOR RESTORATION OF THE SURFACE OF MATERIAL⁹

Sharovka V., student of group MC-26T1-21
Kharkiv National Automobile and Highway University

Abstract. The study analyzed powder materials to obtain wear-resistant coatings. Field tests for wear resistance were conducted using the method of friction between two surfaces. The tests were carried out on the universal test bench SMC-2 at a rotation speed of 200 rpm. A pressure of 100 kgf was applied to the test sample. The wear resistance test cycle comprised 200,000 revolutions, with lubrication provided through the drop method. Special powders were used in the experiment, including PG-SR3, PN55T45, and PR-Ni70Cr17S4R4 + 20% PT-Al5N with a PT-Al5N underlayer. The selection of wear-resistant coatings was based on the analysis of the following properties: adhesion strength of the coating to the base material, wear resistance of the coatings, hardness, and porosity. Metallographic analysis of the structure of plasma coatings obtained from powders PG-SR3, PN55T45, and PR-Ni70Cr17S4R4 + 20% PT-Al5N with three different plasma heater power levels (10 kW, 15 kW, and 20 kW) indicated that the densest and most reliable coating among those studied is the coating made from PR-Ni70Cr17S4R4 + 20% PT-Al5N powder. Therefore, there is no need to increase the heater power beyond 15 kW when spraying this type of powder. The research concluded that when obtaining wear-resistant coatings, the optimal choice is PR-Ni70Cr17S4R4 + 20% PT-Al5N powder with a PT-Al5N underlayer.

Keywords: plasma coating, wear resistance, properties, structural composition, phase composition.

ЗАСТОСУВАННЯ НОВИХ ПЛАЗМОВИХ ПОКРИТТІВ ДЛЯ ВІДНОВЛЕННЯ ПОВЕРХНІ МАТЕРІАЛІВ.

Шаровка В., студент групи МС-26Т1-21
Харківський національний автомобільно-дорожній університет

Анотація. В роботі проведений аналіз порошкових матеріалів з метою одержання зносостійких покриттів. Натурні іспити матеріалів на зносостійкість проводилися з використанням методу тертя двох поверхонь. Випробування проводилися на універсальній установці СМЦ-2 при швидкості обертання рухомого зразка 200 об/хв. На досліджуваній зразок здійснювався тиск 100 кгс. Цикл випробувань на зносостійкість склав з 200000 оборотів. При цьому використовували мастило за допомогою крапельного методу. В експерименті використовувалися спеціальні порошки: ПГ-СР3, ПН55Т45 і ПР-Н70Х17С4Р4 + 20% ПТ-Ю5Н з підшаром ПТ-Ю5Н. Вибір зносостійкого покриття базувався на аналізі наступних властивостей: міцність з'єднання покриття з основним матеріалом; зносостійкість покриттів; твердість покриттів; пористість. Металографічний аналіз структури плазових покриттів, отриманих з порошків ПГ-СР3, ПН55Т45 і ПР-Н70Х17С4Р4+20%ПТ-Ю5Н з використанням трьох потужностей плазового нагрівача (10 кВт, 15 кВт і 20 кВт), свідчить про те, що самим щільним і надійним покриттям серед досліджуваних являється покриття з порошку ПР-Н70Х17С4Р4+20%ПТ-Ю5Н. Тому не існує необхідності підвищувати потужність нагрівача при напилюванні цього виду порошку більше ніж 15 кВт.

⁹ Робота виконана під керівництвом професора Глушкової Д.Б.

Проведені дослідження показали, що при отриманні зносостійкого покриття пріоритетним є вибір порошку ПР-Н70Х17С4Р4 + 20% ПТ-Ю5Н, що має підшар ПТ-Ю5Н.

Ключові слова: плазмове покриття, зносостійкість, властивості, структурний склад, фазовий склад.

Introduction

The structure of a material formed under various thermodynamic factors has a significant impact on its properties [1-3]. Applying a coating to the surface of a material involves creating a relatively thin layer from another material, aimed at improving the surface properties of the base material (substrate), complementing other methods such as heat treatment or alloying [4-6]. Surface restoration of materials undergoing tribological processes is a critical challenge in modern materials science [7-9]. The process of restoring the surfaces of various materials has become a necessity due to various scientific and technical reasons [10, 11]. For instance, the demand for materials is partly met by using materials with rejuvenated surfaces [12-14]. Additionally, surface restoration allows for continued use of components that are not entirely worn out [15]. Furthermore, restoration contributes to material savings in the production of new machinery, as restoring components requires 20-30 times less material compared to manufacturing them from scratch [16, 17].

One of the most effective methods to combat wear is the application of protective coatings [18, 19]. This approach creates a composite material that combines the strength of the base material with the high durability of the outer layer (coating), which can withstand environmental exposure and contact loads. In recent years, thermal spray coating methods have become increasingly popular [20, 21]. This is due to their versatility, allowing for the application of various coatings with minimal thermal impact on the base material, enhancing the reliability and durability of machine parts and mechanisms by increasing their resistance to wear, while also restoring the dimensions of worn-out components. Additionally, these methods help conserve high-alloy steels and non-ferrous alloys, as they enable the replacement of parts made from these materials with components made from standard-grade steel or cast iron with applied coatings.

One of the most effective methods for thermal spray coating is plasma arc coating with powdered materials. The practical use of this technology in various engineering fields demonstrates its broad potential in terms of material, energy, and labor resource savings.

Objective and problem statement

Given the above, the aim of this study is to determine the characteristics of plasma coating used for material restoration to improve their wear resistance. The work explores the processes of forming the structure and properties of plasma coatings applied using powdered materials with varying chemical compositions.

Material and methods

Coatings with high hardness are achieved by spraying PT-Yu5N powders with a final layer of PR-Ni70Cr17S4R4 + 20% PT-Al5N, PG-SR3, and PN55T45 (Table 1). The PT-Al5N powder is known for its high wear resistance, as well as its resistance to corrosion and impact loads. These powders are used for surface restoration and as a base layer for applying harder coatings. Coatings made from PR-Ni70Cr17S4R4 powder exhibit insufficient resistance to abrasive wear, but the addition of 20% PT-Al5N powder enhances their abrasive resistance.

The PG-SR3 powder is used for cladding and coating components subjected to intense wear at temperatures up to 600°C and under aggressive environments. The PN55T45 powder (with a melting

point of 1240°C) is utilized as a wear-resistant coating for shaft-type components due to its high resistance to alkaline and oxidizing environments.

For spraying coatings on steel samples used in crankshaft manufacturing, an argon-nitrogen plasma generated on the UPU-3D installation was employed.

Table 1 – The composition and properties of the investigated powders

Powder	Composition	Hardness
PT-Al5H	Ni – 14.2%, Al – 0.18%	210 HB
PR-Ni70Cr17S4R4	C – 0.8-1.2%, Si – 3.8-4.5%, Cr – 16-18%, B – 3.1-4.0%, Fe < 5 %, Ni is a base	55 – 60 HRC 534 – 601 HB
PG- SR3	C – 0.4-0.7%, Si – 2.5-3.5%, Cr – 13.5-16.5%, B – 2.0-2.8%, Fe < 5 %, Ni is a base	44 – 48 HRC 415 – 461 HB
PN55T45	C – 0.07%, Fe – 0.2%, Ti – 43-47%, Ni is a base	55 – 60 HRC 534 – 601 HB

The main quality criterion for plasma coatings is the adhesive strength between the coating layer and the base metal, which depends on several factors. Adhesion primarily depends on the surface preparation and the properties of both the applied coating and the base metal. Residual stresses can also impact the adhesion strength.

Results and its discussion

As illustrated in Figure 1, compressive stresses (σ_s) in the coating may lead to additional stresses (σ_A) directed toward the base metal. The resultant compressive force (σ_D) can exert pressure on the sidewalls of the thread profile, potentially causing a stressed state in the applied coating.

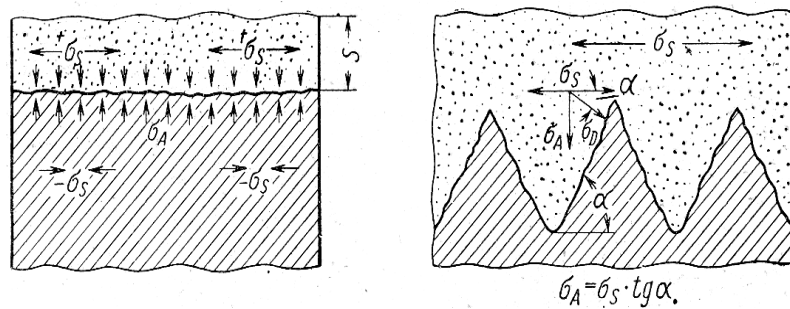


Fig. 1. Occurrence of coupling stresses.

Thorough surface preparation and pre-heating of the component to 200°C, along with uniform and gradual cooling, help prevent shrinkage and delamination of the coating from the base metal. The adhesion strength of the coating to the base metal was assessed through a pull-off test using adhesive (adhesive bonding test).

The wear resistance of materials and coatings is largely determined by their microstructure, as it defines the dislocation nature of wear. Wear resistance was measured using the SMC-2 machine, designed for wear testing and evaluating the antifriction properties of materials during sliding and rolling friction at normal temperatures. The machine used sample pairs of the types "disk-to-disk", "disk-to-block", and "sleeve-to-shaft".

Comparative tests to determine the adhesive strength of coatings using an adhesive bonding test were conducted. The following materials were used for plasma spraying: PG-SR3, PN55T45, and PR-Ni70Cr17S4R4 + 20% PT-Al5N with a PT-Al5N underlayer.

To assess the properties of each material, three samples were prepared, with dimensions in accordance with DSTU standards. Before testing, they were conditioned for 16 hours. The tests were conducted on a tensile machine at a temperature of 20°C, and the results are shown in Figure 2.

The material PR-Ni70Cr17S4R4 + 20% PT-Al5N showed the highest result (maximum adhesion strength of 52 MPa), but with significant variance in the measurements. Therefore, the material PN55T45 is preferred, as it showed less variance in results while maintaining sufficiently high adhesion strength.

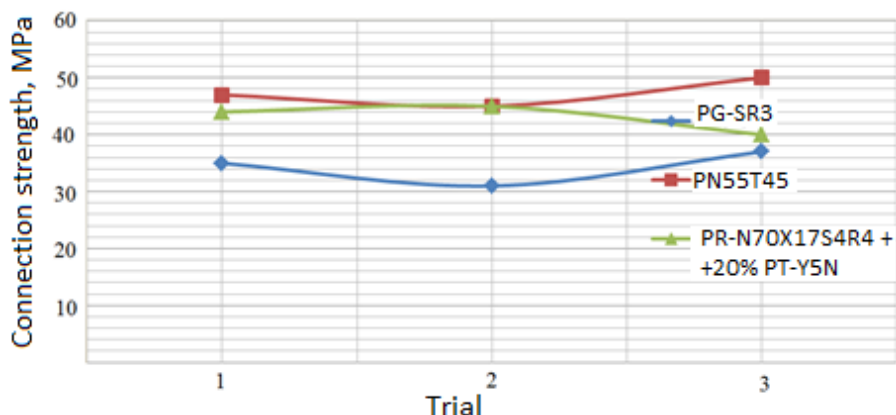


Fig. 2. Results of materials testing for adhesion strength.

Comparative tests were conducted to evaluate the wear resistance of materials using the two-surface friction method. The tests were carried out on the universal SMC-2 testing unit. During the tests, the rotating sample was spun at a speed of 200 rpm, with a pressure of 100 kgf applied to it. The test cycle consisted of 200,000 revolutions, and lubrication was applied using the drip method.

The samples for rotation were cut from a crankshaft without a coating layer, as well as with a coated layer from the alloys PG-SR3, PN55T45, Cr20Ni80, and PR-Ni70Cr17S4R4 + 20% PT-Al5N (with a coating thickness of 0.3-0.4 mm), without surface machining. The results of the experiments are presented in Table 2.

Table 2 – Results of Wear Resistance Tests Conducted

№ п/п	A couple of tests	Wear, grams		Total wear, grams Friction moment, kgf*cm Friction coefficient	Total wear, grams Friction moment, kgf*cm Friction coefficient	Total wear, grams Friction moment, kgf*cm Friction coefficient
		rotating sample	stationary sample			
1	Steel 45 (without surfacing)	0.037	0.0513	0.0880	15 – 16	0.10 – 0.11
2	Steel 45 (without surfacing) + PG-SR3	0.1023	0.0855	0.1878	15 – 18	0.12 – 0.26
3	Steel 45 (without surfacing) + PN55T45	0.069	0.0860	0.1479	18 – 19	0.10 – 0.12
4	Steel 45 (without surfacing) + PR-Ni70Cr17C4P4 + 20% PT-Al5H	0.030	0.0405	0.0705	15 – 16	0.10 – 0.11

The analysis of the obtained results indicates that the material that wears out the fastest is PG-SR3, as shown in Table 2. The best wear resistance results were achieved with the material pair of St45 (without coating) and PR-Ni70Cr17S4R4 + 20% PT-Al5N.

An analysis of the microstructures of plasma coatings obtained from PG-SR3, PN55T45, and PR-Ni70Cr17S4R4 + 20% PT-Al5N powders, using different plasma torch power levels (10 kW, 15 kW, and 20 kW), as illustrated in Figures 3 and 4, revealed the following characteristics:

- All samples exhibit a layered structure, typical of sprayed coatings, resulting from the formation process where molten particles impact a solid surface.
- The presence of pores and non-metallic inclusions in the form of oxides and nitrides was identified, arising from the interaction of the powder with nitrogen plasma and the contact of heated powder with oxygen from the air that enters the plasma jet.
- The densest coating was obtained from PR-Ni70Cr17S4R4 + 20% PT-Al5N powder, and to maintain high quality, a heater power of 15 kW is sufficient; higher power is not necessary.

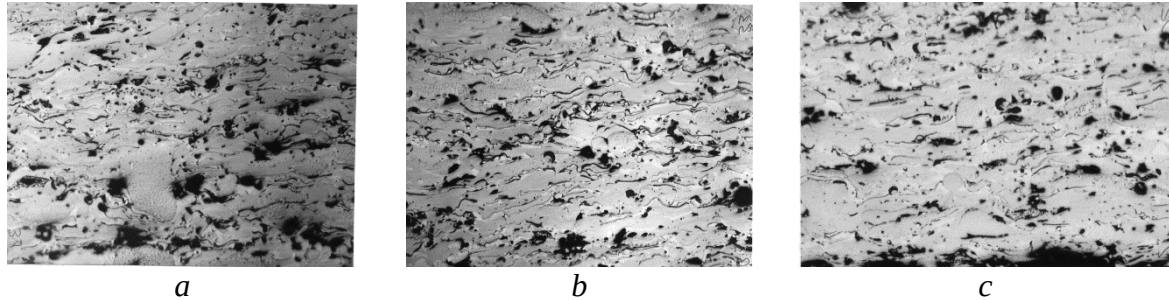


Fig. 3. Microstructure of plasma coating obtained from PG-SR3 powder at different plasma torch power levels: a - at 10 kW; b - at 15 kW; c - at 20 kW, $\times 200$ magnification.

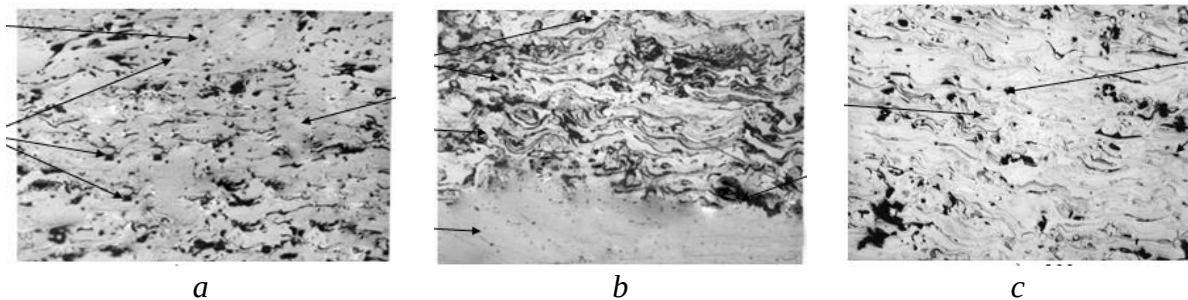


Fig. 4. Microstructure of plasma coating obtained from PR-Ni70Cr17S4R4 + 20% PT-Al5N powder at different plasma torch power levels: a - at 10 kW; b - at 15 kW; c - at 20 kW, $\times 200$ magnification.

An analysis of the microstructures of plasma coatings from PG-SR3, PN55T45, and PR-Ni70Cr17S4R4 + 20% PT-Al5N, along with studies on the adhesion strength of the coating to the surface, hardness, wear resistance, and porosity, indicated that the best coating for restoring crankshafts is Ni70Cr17S4R4 + 20% PT-Al5N.

Conclusion

1. The studies showed that the most common types of crankshaft wear are the wear of connecting rod journals (96%) and main journals (94%). Other forms of wear include keyway wear (50%), wear in the hole for the guide pin (17%), crankshaft bending (10%), and the occurrence of cracks (7%).
2. It was found that the most effective technology for crankshaft restoration is plasma spraying. Among the powders used for spraying, the following are recommended for comparison: a PT-Yu5N underlayer with a final layer of Ni70Cr17S4R4 + 20% PT-Al5N (where PR-Ni70Cr17S4R4 is very hard, thus adding 20% PT-Al5N improves its wear resistance), as well as PG-SR3 and PN55T45.

3. An analysis of the microstructures of plasma coatings made from PG-SR3, PN55T45, and PR-Ni70Cr17S4R4 + 20% PT-Al5N, along with tests for adhesion strength, hardness, wear resistance, and porosity, indicated that the best option for crankshaft restoration is Ni70Cr17S4R4 + 20% PT-Al5N.

References

1. B.O. Trembach, D.V. Hlushkova, V.M. Hvozdetyskyi et al., *Materials Science*, 59, 18–25 (2023). <https://doi.org/10.1007/s11003-023-00738-7>
2. V. Lozynskyi, B. Trembach, M.M. Hossain et al., *Heliyon*, 2024 (2024). <https://doi.org/10.1016/j.heliyon.2024.e25199>
3. D.B. Hlushkova, V.A. Bagrov, V.A. Saenko et. al., *Problems of Atomic Science and Technology*, 144(2), 137 (2023). <https://doi.org/10.46813/2022-140-137>
4. D.B. Hlushkova, V.M. Volchuk, P.M. Polyansky et. al., *Functional materials*, 30(2), 275-281 (2023). <https://doi.org/10.15407/fm30.02.275>
5. O. Haponova, V. Tarelnyk, T. Mościcki et. al., *Coatings*, 14(5), 563 (2024). <https://doi.org/10.3390/coatings14050563>
6. D.B. Hlushkova, A.V. Kalinin, N.E. Kalinina et. al., *Problems of Atomic Science and Technology*, 144(2), 126-129 (2023). <https://doi.org/10.46813/2023-144-126>
7. D.B. Hlushkova, V.A. Bahrov, O.D. Hrinchenko et. al., *Problems of Atomic Science and Technology*, 132(2), 136 (2021). <https://doi.org/10.46813/2021-132-136>
8. D.B. Hlushkova, I.H. Kyrychenko, V.A. Bahrov et. al., *Problems of Atomic Science and Technology*, 135(5), 139 (2021). <https://doi.org/10.46813/2021-135-139>
9. N.E. Kalinina, D.B. Glushkova, A.I. Voronkov et. al., *Functional materials*, 26(3), 514 (2019). <https://doi.org/10.15407/fm26.03.514>
10. N.E. Kalinina, D.B. Hlushkova, O.D. Hrinchenko et. al., *Problems of Atomic Science and Technology*, 120(2), 151-154 (2019).
11. V.N. Korzh, T.V. Vorona, A.V. Shovel. Combined methods of surface engineering. Comprehensive quality assurance of technological processes and systems: Mater. 4th International science and practice conference, May 19-21, 2014, Chernihiv: ChNTU, 2014, 159-163.
12. D.B. Hlushkova, V.A. Bagrov, V.M. Volchuk et. al., *Functional Materials*, 30(1), 74 (2023). <https://doi.org/10.15407/fm30.01.74>
13. D.B. Hlushkova, O.D. Hrinchenko, L.L. Kostina et al., *Problems of Atomic Science and Technology*, 1(113), 181-188 (2018).
14. D.B. Hlushkova, Yu.V. Ryzhkov, L.L. Kostina S.V. et al., *Problems of Atomic Science and Technology*, 1(113), 208-211 (2018).
15. V.M. Shulaev, A.A. Andreev, V.P. Rudenko, *PSE*, 4(3-4), p. 136–142 (2006).
16. T.A. Roik, O.A. Gavrysh, I.I. Vitsiuk et. al., *Powder Metall. Met. Ceram.* 62, 215–224 (2023). <https://doi.org/10.1007/s11106-023-00385-2>
17. O.P. Gaponova, B. Antoszewski, V.B. Tarelnyk et. al., *Materials* 14, 6332 (2021). <https://doi.org/10.3390/ma14216332>
18. D. Leontiev, O.I. Voronkov, V. Korohodskyi, D. Hlushkova, I. Nikitchenko, E. Teslenko, O. Lykhodii. Mathematical Modelling of Operating Processes in the Pneumatic Engine of the Car: SAE Technical Paper 2020-01-2222 (2020). <https://doi.org/10.4271/2020-01-2222>
19. V. Subbotina, V. Bilozarov, O. Subbotin et. al., *Functional materials*, 30(4), 590 (2023). <https://doi.org/10.15407/fm30.04.590>
20. D.B. Hlushkova, V.M. Volchuk, P.M. Polyansky et. al., *Functional Materials*, 30(2), 275 (2023). <https://doi.org/10.15407/fm30.02.275>
21. D.B. Hlushkova, V.A. Bagrov, V.A. Saenko et. al., *Problems of Atomic Science and Technology*, 2(144), 105 (2023). <https://doi.org/10.46813/2023-144-105>

ОЗДОБЛЮВАЛЬНО-ЗМІЦНЮВАЛЬНА ОБРОБКА ШТОВХАЧА КЛАПАНА ДВЗ¹⁰

Литовка Д.Є., студент групи, МС-31-21

¹Харківський національний автомобільно-дорожній університет

Анотація. *In order to improve the quality, it is proposed to subject the valve pusher of internal combustion engines of road construction and lifting and transport vehicles to finishing and strengthening treatment by surface plastic deformation - hydroblasting.*

Ключові слова: *штовхач клапана, високоміцний чавун, гідродробострумінна обробка.*

FINISHING AND STRENGTHENING PROCESSING OF THE PUSH VALVE OF THE INTERNAL COMBUSTION ENGINE

Litovka D., student of group MC-31-21

Kharkiv National Automobile and Highway University

Abstract. *In order to improve the quality, it is proposed to subject the valve pusher of internal combustion engines of road construction and lifting and transport vehicles to finishing and strengthening treatment by surface plastic deformation - hydroblasting.*

Key words: *valve pusher, high-strength cast iron, hydrojet processing.*

Вступ

Для забезпечення надійної роботи двигунів внутрішнього згоряння необхідна ефективне функціонування газорозподільного механізму [1]. Робота газорозподільного механізму (ГРМ) полягає в синхронному русі двох валів – колінчастого та розподільного. Паралельне обертання валів забезпечує своєчасне відкриття та закриття впускних та випускних клапанів циліндрів двигуна. Штовхач клапана передає рух від кулачка розподільного валу до клапана і забезпечує ефективну роботу двигуна. Штовхач працює в умовах тертя і зношування, середніх знакозмінних навантажень.

Аналіз публікацій

Штовхач клапана – важлива деталь ГРМ, при несправності якої робота двигуна значно погіршується. Штовхачі виготовляють з легованих сталей 15Х, 20Х 12ХНЗА і 18ХНЗА та піддають хіміко-термічній обробці, зі сталі 45 з наступним поверхневим гартуванням або зносостійким наплавленням. У деяких двигунах штовхачі роблять з чавунів, що відбілюються. Поверхня штовхача, що треться, в місці зіткнення з кулачком має сферичну форму (рис 1).

Для виготовлення відповідальних деталей двигунів знаходять використання високоміцні чавуни з кулистим графітом (ВЧКГ), які характеризуються високою твердістю і міцністю в поєднанні із значною пластичністю та ударною в'язкістю, високою зносостійкістю, добрими ливарними властивостями. Високоміцний чавун з кулястим графітом (ВЧКГ) має достатньо широкий діапазон експлуатаційних властивостей, що робить його незамінним конструкційним матеріалом в багатьох галузях техніки замість литої і кованої сталі, сірого та ковкого чавунів [2].

¹⁰ Робота виконана під керівництвом доцента Лалазарової Н.О.

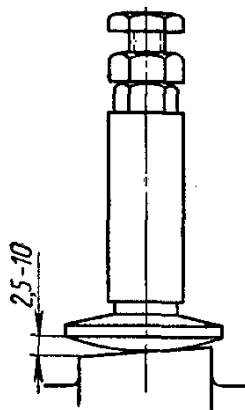


Рисунок 1 – Грибковий штовхач клапана

Застосування лиття з ВЧКГ сприяє виробництву деталей малої металоємності, особливо при поєднанні процесів виплавки високоміцних сплавів зі способами точного лиття в піщані форми.

Мета роботи і завдання

Метою роботи є покращення якості штовхача клапана з високоміцного чавуну за рахунок проведення оздоблювально-зміцнювальної обробки ППД – гідродробострумінної обробки.

Для досягнення цієї мети були поставлені та вирішені наступні завдання:

- вивчення умов роботи штовхача;
- вибір складу чавуну, режиму об'ємної термічної обробки і поверхневого зміцнення для забезпечення властивостей за перерізом штовхача та в поверхневому шарі;
- вибір методу оздоблювально-зміцнювальної обробки поверхневим пластичним деформуванням для отримання високої якості поверхневого шару.

Матеріал і методи дослідження

Для виготовлення штовхача методом лиття в оболонкові форми використовували високоміцний чавун з кулястим графітом, який отримували шляхом модифікуванням залізо-кремній-магнієвою лігатурою ЗКМ-2.

В таблиці 1 наведений хімічний склад чавуну. Визначення хімічного складу чавуну виконували на портативному оптичному емісійному аналізаторі PMI-master UVR.

Таблиця 1 – Хімічний склад досліджуваного чавуну з кульковим графітом

Вміст елементів, %								
C	Si	Mn	S	P	Ni	Cr	Mg	Вуглецевий еквівалент
3,39	2,57	0,66	0,0066	0,068	0,15	0,1	0,050	4,3

Зразки для проведення досліджень заливали у вигляді циліндрів діаметром 60 мм та довжиною 80 мм.

Дослідження мікроструктури чавуну проводилися на оптичному цифровому мікроскопі.

Лита структура високоміцного чавуну являє собою крупнопластинчастий перліт, ферит у вигляді облямівки навкруги включень графіту і кулястий графіт. Структура чавунного виливка характеризується розвиненою ліквациєю хімічних елементів: кремній схильний до значної зворотної ліквациї, марганець і фосфор — до прямої.

Макротвердість вимірювали на твердомірі Роквелла за шкалою «С». Для вимірювання мікротвердості використовували мікротвердомір ПМТ-3 з алмазною чотиригранною пірамідою і навантаженням 50 г.

Об'ємну термічну обробку проводили в муфельній печі типу СНОЛ. Поверхнєве гартування СВЧ зміцнюваної поверхні виконували високочастотним ламповим генератором ВЧГ 6-60/0,4 в одновитковому петльовому індукторі. Охолодження проводили водою із спреєра.

Після гартування СВЧ проводили гідродробострумінне зміцнення на спеціальній установці для гідродробострумінного зміцнення. В якості енергоносія використовували струмінь стиснутого повітря та рідини під тиском 1,0 МПа з концентрацією дробу 30 %.

Для вимірювання шорсткості використовували портативний вимірювач шорсткості моделі TR200 за параметром Ra.

Випробування на тертя та зношування виконували за схемою «ролик-колодка» на машині тертя СМЦ-2, яка відтворює роботу реальної пари тертя.

Результати дослідження

Аналіз роботи штовхача газорозподільного механізму показав, що він працює в умовах помірних циклічних навантажень, а торцева поверхня — в умовах тертя та зношування і значних контактних напружень. Виходячи з цього він повинен мати достатню міцність та ударну в'язкість в серцевині, щоб опиратися знакозмінним навантаженням, та високу твердість торцевої поверхні, яка знаходиться в контакті з поверхнею кулачка, щоб опиратися зносу. У зв'язку з тим, що високоміцний чавун в литому стані має низький рівень механічних властивостей, штовхач піддавали об'ємній термічній обробці — нормалізації і поверхнєвому зміцненню за рекомендаціями [3].

Після гартування мікроструктура зміцненого шару — дрібнодисперсний мартенсит відпуску, твердість — 50 HRC (510 — 515 HBW).

На рис. 2 представлена мікроструктура зміцненого поверхнєвого шару чавуну — дрібнодисперсний мартенсит.

Після гартування зміцнену поверхню піддавали чистовому точінню з режимом: $S = 0,07$ мм/об, $V = 160$ м/хв, $t = 0,1$ мм. Шорсткість обробленої поверхні — 0,6 мкм.

Після поверхнєвого зміцнення для покращення якості поверхнєвого шару штовхач піддавали поверхнєвому пластичному деформуванню (ППД) гідродробострумінною обробкою. Гідродробострумінна обробка (ГДО) відноситься до методів оздоблювально-зміцнювальної обробки деталей ППД. Обробка дробом здійснюється ударами дробу в потоці води і повітря по деформованому матеріалу і використовується для зміцнення деталей та інструментів складної форми, а також для обробки деталей, що мають малу жорсткість та тонкі стінки. Штовхач клапана має порожнисту форму і не жорстку конструкцію. Тому для його оздоблювально-зміцнювальної обробки було обрано гідродробострумінне зміцнення.

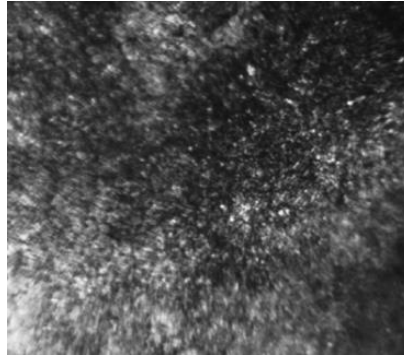


Рисунок 2 – Мікроструктура зміцненого шару високоміцного чавуну після гартування СВЧ, $\times 350$

Ефект, що досягається при ГДО, забезпечується за рахунок зміцнення поверхневого шару — наклепу, створення в поверхневому шарі деталі стискаючих залишкових напружень, забезпечення однорідної текстури металу та специфічної мікрогеометрії, властивій всім методам обробки гнучким робочим середовищем.

В даний час дробом обробляють клапанні пружини, ресори автомобілів, шестерні коробок передач та заднього моста (конічні та циліндричні), пружини підвіски, лонжерони, вали, півосі, штанги, шатуни, поршневі пальці, ланки ланцюгів, поршні, картери, блоки циліндрів, гільзи, втулки, підшипники, ріжучий інструмент, штампи та ін. [4]. Також обробка дробом знаходить широке застосування в авіабудуванні для підвищення надійності різних елементів несучих конструкцій, особливо що працюють в умовах вібрації.

Обробка дробом у порівнянні з іншими видами поверхневого зміцнення має низку технологічних та економічних переваг. Найбільш важливими з них є висока продуктивність, значна ефективність процесу, можливість обробки деталей різноманітних форм і розмірів, можливість автоматизації процесу, можливість одночасної обробки заготовок великими партіями, забезпечення стабільної якості поверхні.

Необхідно також відзначити можливість використання як робочого середовища частинок різної форми та матеріалів залежно від виду обробки. Так, при зміцненні поверхневого шару найчастіше використовуються сталеві кульки підшипників кочення та чавунний литий дроб.

У момент, коли відбувається удар дробом по поверхні, утворюється невелика вм'ятина, матеріал намагається повернути поверхневий шар у вихідний стан, перетворюючи всю поверхню вм'ятини в область стискаючих напружень. Це замінює розтягуючі напруження в поверхневому шарі на стискаючі.

Кінець кінцем на деталі утворюється шар стискаючих напружень, що має позитивний вплив на довговічність виробу.

До основних технологічних параметрів при виборі режимів обробки дробом відносяться: діаметр дробу, швидкість польоту дробу, час обробки, кут атаки. Від цих параметрів залежать рівень пластичної деформації поверхні, глибина зміцненого шару, величина залишкових напружень і шорсткість поверхні.

Вибір дробу визначається матеріалом, розмірами і конфігурацією деталі, вимогами до зміцнення та іншими факторами.

На основі аналізу літературних даних були обрані наступні режими обробки дробом: діаметр дробу — 1,0 мм із сталі ШХ15, час обробки — 10 – 30 хвилин, швидкість польоту дробу — 70 м/с.

Випробування проводили з різним часом обробки – 10, 20 і 30 хвилин,

Деталі з високоміцного чавуну піддавали нормалізації, потім гартуванню СВЧ і обробці дробом. Після обробки вимірювали мікротвердість і шорсткість поверхні. Результати випробувань представлені на рис. 3 і 4.

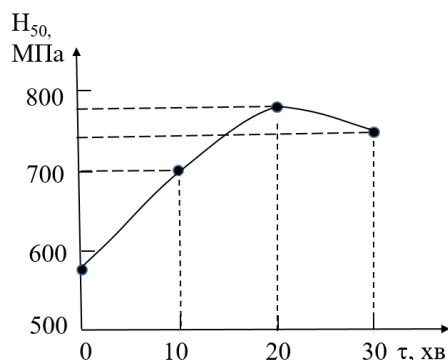


Рисунок 3 – Залежність мікротвердості поверхневого шару від часу обробки ППД

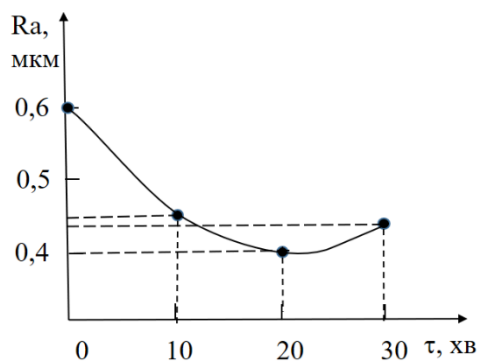


Рисунок 4 – Залежність шорсткості поверхневого шару від часу обробки ППД

Проведені випробування показали, що при обробці дробом на протязі 20 хв отримана максимальна середня мікротвердість 775 МПа і мінімальна середня шорсткість 0,4 мкм за параметром Ra. При збільшенні часу обробки до 30 хвилин шорсткість збільшується, мікротвердість зменшується, що можна пояснити перенаклепом поверхні. На основі проведених випробувань було прийнято час обробки дробом 20 хв.

Результати вимірювання мікротвердості і шорсткості поверхневого шару чавуну в різному стані заносили в табл. 2.

Випробування показали, що гідродробострумінна обробка підвищила мікротвердість поверхневого шару в середньому на 36 % і забезпечила зниження середнього значення шорсткості на 33 %.

Таблиця 2 – Мікротвердість і шорсткість поверхневого шару чавуну

Стан чавуну	Мікротвердість, МПа	Середня ступінь зміцнення, %	Ra, мкм	Ступінь зниження шорсткості, %
ВЧКГ + нормалізація	240 – 260	–	2,0	–

ВЧКГ + нормалізація + гартування СВЧ	560 – 580	128	0,6	70
ВЧКГ + нормалізація + гартування СВЧ + ППД	750 – 800	36	0,4	33

Оздоблювально-зміцнювальна обробка підвищує якість поверхневого шару штовхача з високоміцного чавуну.

Висновки

1) Для отримання необхідного комплексу механічних властивостей за перерізом колінчастого валу з високоміцного чавуну, що забезпечує здатність валу працювати в умовах знакозмінних ударних навантажень, рекомендовано проведення нормалізації з міжкритичного інтервалу.

2) Для підвищення твердості і зносостійкості поверхонь, що зношуються, запропоновано проводити індукційне гартування, яке дозволяє отримувати високий рівень твердості, залишкові стискуючі напруження і відрізняється високою продуктивністю та екологічністю.

3) Для отримання необхідної якості поверхневого шару опорних поверхонь запропоновано після індукційного гартування виконувати алмазне вигладжування, яке забезпечує низькі значення шорсткості та зкруглення нерівностей, що сприяє підвищенню зносостійкості і довговічності виробу в цілому.

Література

1. Митрофанов О. С., Проскурін А. Ю. Основи експлуатації, обслуговування та ремонту двигунів внутрішнього згоряння : навч. посібник. Миколаїв: видавець Торубара В. В., 2018. 152 с.

2. Волощенко С. М. Створення наукових засад структуроутворення в чавуні для підвищення зносостійкості змінних деталей сільгосптехніки та транспорту: дис... д-ра техн. наук : 05.16.02 / Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАНУ. Київ, 2017. 236 с.

3. Кортяк А., Галенко О. Підвищення довговічності колінчастого валу дизеля. Збірник наукових праць, 83 Міжнародна наукова конференція студентів університету (12-13 квітня 2021 року, м. Харків), Харків, ХНАДУ. 2021, С. 106 – 111.

4. Хмілярчук О. І. Технологічне забезпечення якості та експлуатаційних властивостей деталей поліграфічного обладнання оздоблювально-зміцнюючою обробкою : дис... канд. техн. наук: 05.05.01. Київ, 2009. 161 с.

УДК 621.91.01

ЗБІЛЬШЕННЯ ПІСЛЯРЕМОНТНОГО РЕСУРСУ ДЕТАЛЕЙ ПАР ТЕРТЯ¹¹

Даниленко О. С., магістр групи МС-51-23
Харківський національний автомобільно-дорожній університет

Анотація. Встановлено вплив епіламування поверхні деталей пар тертя на збільшення їх зносостійкості при одночасному підвищенні циклічної довговічності. Даний метод є перспективним для використання під час ремонту зношених деталей з метою підвищення їх експлуатаційного ресурсу.

Ключові слова: ремонт, зношування, поверхня пар тертя, модифікування поверхні, епіламування, зносостійкість, циклічна довговічність

INCREASING THE POST-REPAIR RESOURCE OF PARTS FRICTION STEAM

Danylenko O.S., master of group MC-51-23
Kharkiv National Automobile and Highway University

Abstract. The influence of surface epilamization of the parts of friction pairs on increasing their wear resistance with simultaneous increase in cyclic durability has been established. This method is promising for use during the repair of worn parts in order to increase their service life.

Key words: repair, wear, surface of friction pairs, surface modification, epilamation, wear resistance, cyclic durability.

Вступ

Довговічність в експлуатації більшості деталей машин обумовлює стан їх поверхні, який визначає службові характеристики в умовах тертя і зношування. дії циклічних навантажень, впливу агресивних середовищ. Згідно з сучасними поглядами поверхня має суттєвий вплив на поведінку під навантаженням та руйнування виробу в цілому.

Статистика свідчить, що до 80% передчасних відмов деталей машин та агрегатів обумовлені зносом, і майже половина відмов припадає на долю на деталей пар тертя циліндро - поршневої групи та кривошипно-шатунного механізму двигунів транспортних засобів [1].

Ремонтні роботи з компенсації зношеної поверхні деталей потребують значних фінансових та трудових витрат і при цьому не завжди забезпечуються вимоги до післяремонтного ресурсу, який має бути не нижчим ніж 80 % від ресурсу нового виробу. Тому підвищення довговічності деталей після ремонту є актуальним питанням. При цьому не менш важливими є економічні чинники – коштовність обладнання, споживання електроенергії та трудовитрати персоналу ремонтників.

Аналіз публікацій

Оскільки довговічність сполучених пар тертя при інших рівних умовах, значною мірою обумовлюється станом поверхонь тертя, то використовуються різні методи підвищення їх зносостійкості – хіміко-термічна обробка, електроіскрове легування, іонно-плазмові покриття, газотермічне напилення та ін. Усі ці заходи досягають певної ефективності, однак потребують

¹¹ Робота виконана під керівництвом професора Дощечкіної І.В.

спеціального обладнання, значних енергетичних витрат, що суттєво впливає на вартість ремонту.

Аналіз літературних даних [2-5] свідчить, що ЕП все ширше використовується у багатьох галузях промисловості для трибологічних показників, втомної міцності, корозійної стійкості виробів різного призначення.

Епілами – це розчини фторвмісних поверхнево-активних речовин (фторПАР) у різних легколетючих хладачах. Після випаровування хладону на поверхні виробу утворюються покриття, що являє собою нанорозмірну багатофункціональну молекулярну плівку поверхнево-активної речовини (ПАР), яка суттєво зменшує енергію поверхневого шару і надає йому нові властивості. Технологія нанесення плівки доволі проста і складається з наступних операцій: очищення та знежирення поверхні, епіламування з подальшою термофіксацією плівки. Процес ЕП не потребує дорогого обладнання, низькотемпературний, з малими енерговитратами, не токсичний, не змінює розміри та геометрію виробу.

ФторПАВ внаслідок дуже низького поверхневого натягу і високої проникаючої здатності суттєво згладжує поверхню, заповнюючи та дегазуючи усі поверхневі дефекти. Між поверхнями тертя утворюється розділовий бар'єрний шар дуже тонкої мономолекулярної плівки із низькою поверхневою енергією, яка зменшує адгезію контактуючих матеріалів, істотно знижує коефіцієнт тертя, що ефективно позначиться на зносостійкості спряжених поверхонь.

Мета роботи і завдання

Метою даної роботи є підвищення післяремонтного ресурсу деталей пар тертя шляхом модифікування поверхневого шару деталей епіламуванням

Для досягнення поставленої мети необхідно виконати наступні завдання:

- дослідити вплив епіламування (ЕП) на зміни стану поверхні;
- визначити вплив ЕП на зносостійкість спряжених деталей.
- визначити вплив ЕП на підвищення циклічної довговічності виробів.

Матеріал і методи дослідження

Дослідженню підлягали зразки зі сталі 20 та 40Х, на поверхню яких наносили плівку епіламу марки СФК-05. В якості розчинника була суміш фторвуглеродів і фторхлорвуглеводородів. ЕП поверхні здійснювали зануренням зразків у ванну з температурою 50 - 55 °С, де їх видержували протягом 15 хв. Після ЕП шорсткість і профіль поверхні оцінювали за допомогою профілометра-профілографа TR200.

Мікроструктуру вивчали на оптичному металографічному мікроскопі УІТ MicroMet – І -102 BD, а при великих збільшеннях - на електронному мікроскопі РЕМ-106.

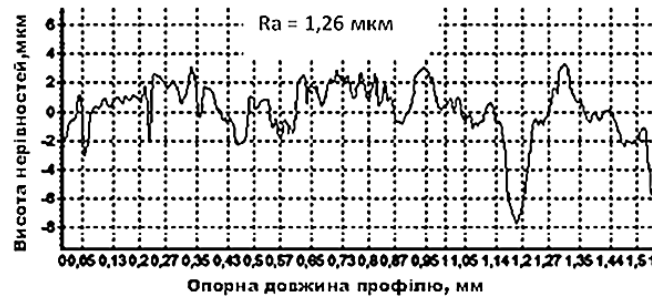
Дослідження на зносостійкість поверхні до та після ЕП проводили в умовах тертя зразка з абразивною речовиною при наявності мастила між поверхнями, що труться.

Випробування на втомну міцність виконували на машині МУІ-6000 за схемою симетричного вигину з обертанням. База випробувань складала 10^7 циклів навантаження. Використовували зразки з укороченою робочою частиною за рахунок перехідних перерізів, що дозволило зменшити жолоблення (не більше 0,05 мм) та збільшити жорсткість.

Результати дослідження

Проведені дослідження показали, що шорсткість поверхні після ЕП зменшилася у 6 разів (рис. 1).

Результати випробувань на зносостійкість зафіксували майже у три рази меншу інтенсивність зношування зразків з поверхнею, що була оброблена ЕП (рис. 2).



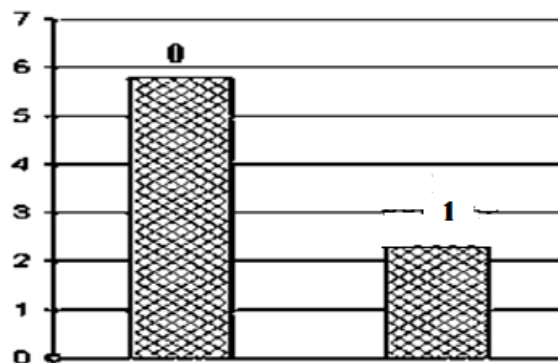
а



б

а – вихідний стан; б - після ЕП

Рисунок 1 – Профілограми зразків сталі 20

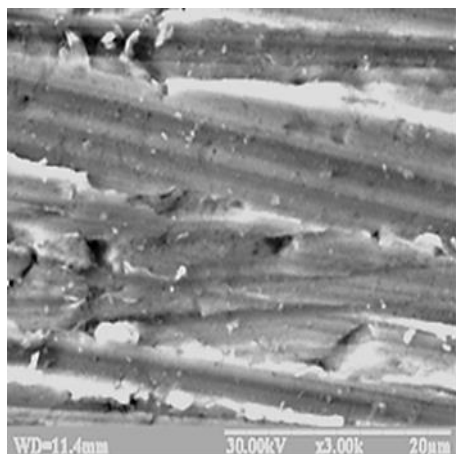


0 – зразки у вихідному стані; після ЕП (1)

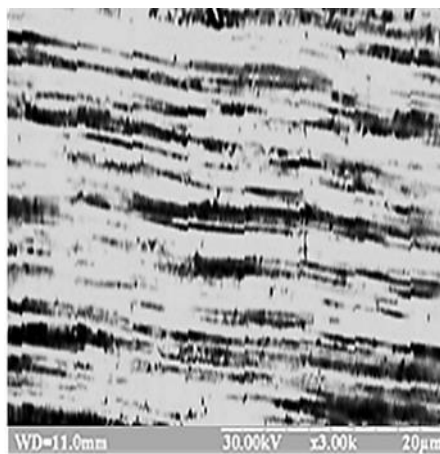
Рисунок 2 – Гістограма інтенсивності зношування зразків за масою

Про позитивний вплив ЕП на підвищення стійкості до зношування свідчить і поліпшення стану поверхонь – слідів тертя значно менше, вони дрібніші і неглибокі (рис. 3).

Ефект «заліковування» дефектів, зменшення шорсткості поверхні суттєво вплинули на циклічну довговічність зразків. Результати випробувань наведено у табл. 1, з якої видно, що ЕП збільшує циклічну довговічність в 4 - 4,5 рази в залежності від навантаження.



а



б

Рисунок 3 – Стан поверхні: а – вихідний; б - після ЕП

Таблиця 1 – Вплив ЕП на циклічну довговічність

Матеріал і обробка	Напруження, МПа	Кількість циклів до руйнування
Сталь 40Х, вих.	320	70000
Сталь 40Х, ЕП	320	320000
Сталь 40Х, ЕП	380	270500

Висновки

1. Проведені дослідження показали, що модифікація робочих поверхонь сучасним способом нанотехнології – епіламуванням забезпечує одночасне зменшення інтенсивності зношування, та підвищення опору втомному руйнуванню.

2. Отримані результати дозволяють розглядати цей метод як перспективний для використання на ремонтних підприємствах під час ремонту деталей пар тертя з метою підвищення їх експлуатаційного ресурсу. При цьому слід зазначити, що технологія ЕП екологічно безпечна, дуже проста, не вимагає спеціального і дорогого обладнання, значних енергетичних витрат, та доступна на будь-якому підприємстві. ЕП може бути застосовано для деталей любых розмірів і складної конфігурації.

Література

1. Ренський В.О. Дослідження довговічності двигунів внутрішнього згорання та шляхи її підвищення / В.О. Ренський,, Є.В. Калганков // Інтеграція світових наукових процесів як основа суспільного прогресу : Матеріали III Міжнародної науково-практичної конференції Київ : ГО «Інститут інноваційної освіти», 2019. С.216-220

2. Трошін О.М. Розробка технології епіламування силових елементів транспортних засобів / О. М. Трошін, М. Г. Стадниченко, В. В. Парфило // Вісник Харківського національного технічного університету сільського господарства імені Петра Василенка. 2018. Вип. 192. С. 91-98.

3. Дідур В.В. Спосіб підвищення післяремонтної довговічності шестеренних насосів / В.В. Дідур, В.В. Панін, О.В., В'юник // Праці Таврійського державного агротехнологічного університету. Мелітополь: ТДАТУ імені Дмитра Моторного, 2019. Вип. 19, т. 4. С.110 - 117.

4 .Кузьменко Б.В. Управління процесами тертя в опорах валів суднових допоміжних механізмів / Б.В. Кузьменко, Є.О. Шендерей, В.П. Кардаш // Матеріали наук.-техн. конференції молодих дослідників "Суднові енергетичні установки: експлуатація та ремонт", Одеса: НУ «ОМА», 2021. С, 210-214.

5. Думанчук М.Ю. Новий спосіб зниження фретинг-корозії кріпильних деталей пружних муфт. Міжвузівський збірник «Наукові нотатки». Луцьк, 2020, №70. С. 40-43.

ЕЛЕКТРОІСКРОВЕ ЛЕГУВАННЯ ТА ЙОГО ЗАСТОСУВАННЯ¹²

Охріменко В.О., аспірант
Сумський державний університет

Анотація. Електроіскрове легування у газових середовищах дає змогу збільшити міцність поверхні виробу до 40 %. Перспективним напрямом у галузі зміцнення матеріалів є комбіновані методи обробки.

Ключові слова: електроіскрове легування, азотування, зносостійкість.

FINISHING AND STRENGTHENING PROCESSING OF THE PUSH VALVE OF THE INTERNAL COMBUSTION ENGINE

Okhrimenko V.O., graduate student
Sumy State University

Abstract. Electrosark alloying in gaseous media makes it possible to increase the surface strength of the product by up to 40%. Combined processing methods are a promising direction in the field of material strengthening.

Key words: electrosark alloying, nitriding, wear resistance.

Для покращення поверхневих властивостей сталей широко застосовуються різні методи зміцнення, серед яких особливе місце займає хіміко-термічна обробка. Одним із найбільш популярних способів такої обробки є азотування, яке дозволяє суттєво підвищити твердість поверхні за рахунок утворення нітридних сполук. Наприклад, азотування здатне забезпечити твердість поверхневого шару до 1200 HV, що робить його незамінним для деталей, які працюють у важких умовах експлуатації, таких як зубчасті колеса, ходові гвинти та клапани двигунів. Основні вимоги до таких деталей — це не лише зносостійкість, але й високі характеристики поверхні, зокрема її якість і шорсткість [1-2].

Однак, попри ефективність азотування, метод має й суттєві недоліки. Найбільші з них — це необхідність високотемпературної обробки всієї деталі, що може змінювати її структуру, а також застосування габаритного й дорогого обладнання. Крім того, процес азотування вимагає тривалого часу насичення поверхні, що знижує його економічну привабливість у серійному виробництві.

Сучасне машинобудування вимагає нових підходів до обробки поверхонь, які б дозволяли не лише підвищувати зносостійкість і корозійну стійкість деталей, але й зменшувати собівартість продукції. Одним із таких методів є електроіскрове легування (ЕІЛ), яке забезпечує формування міцного поверхневого шару без значного впливу на структуру основного металу. Завдяки ЕІЛ можна отримати шар із високими трибологічними властивостями, що дозволяє збільшити термін служби деталей і використовувати більш доступні матеріали замість дорогих сплавів [3-6].

Останнім часом все більшої популярності набувають комбіновані методи поверхневої обробки, що поєднують кілька технологій для досягнення оптимальних характеристик покриття. Наприклад, хіміко-термічна обробка в поєднанні з ЕІЛ дозволяє збільшити товщину зміцненого шару та мікротвердість поверхні. Комбінація цих методів дозволяє не лише

¹² Робота виконана під керівництвом професора Гапонової О.П.

підібрати оптимальний режим обробки для конкретної деталі, але й досягти значно вищої ефективності процесу, зокрема, за рахунок можливості керування послідовністю етапів обробки [7-8].

Дослідження показали [9], що застосування електроіскрового легування у газових середовищах, таких як аргон, водень та азот, разом із використанням твердосплавних електродів, дає змогу збільшити міцність поверхні виробу до 40%. Це пояснюється утворенням нітридів під час обробки. Також дослідження доводять [10], що комбінований метод азотування і лазерної обробки може значно підвищити зносостійкість деталей. Наприклад, у випадку з азотованою сталлю 30X2HВФА, комбінований підхід дозволив збільшити контактну-втомну міцність кульково-гвинтових механізмів удвічі.

Отже, комбіновані методи обробки поверхонь є перспективним напрямом у галузі зміцнення матеріалів. Вони не лише перевершують традиційні технології за своєю ефективністю, але й дозволяють суттєво скоротити час і вартість виробництва, забезпечуючи одночасно високу якість поверхні. Використання таких методів може стати ключовим етапом у розвитку сучасного машинобудування, сприяючи підвищенню надійності та довговічності деталей.

Література

1. Aftandyliants E. G. Materials Science: Textbook / E. G. Aftandylyants, O. V. Zazimko, K. G. Lopatko. — K.: Higher education, 2012. — 548 p.
2. Anuriev V.I. Reference book of the designer of the machine builder: In 3 volumes - M.: Mashinostroenie, 2006. - T. I – 928 p.; T. 2. - 559 p.; T. Z. - 557 p.
3. Tarel'nyk V.B. Investigation of Regularities of the Processes of Formation of Surface Layers with Electroerosive Alloying. Part I. / V.B. Tarel'nyk, O.P. Gaponova, Ye.V. Konoplyanchenko, M.Ya. Dovzhyk // Metallofiz. NoveishieTekhnol.– 2016. – Vol. 38. – No. 12. – P. 1611–1633 <https://doi.org/10.15407/mfint.38.12.1611>
4. Korotaev D.N. Substructural surface hardening of parts by the tribosystem method of electrospark alloying / D.N. Korotaev, E.V. Ivanova // Prospective materials. – 2011. – No. 2. – P. 38-102.
5. Mosina T.V. Electric spark for the Composite Material of Both TiN – AlN and TiN – AlN – (Ni – Cr) Systems as the Method of Wear-Resistant Coating Application. NovyeOgneupory (New Refractories). 2013;(9):61-64. (In Russ.) <https://doi.org/10.17073/1683-4518-2013-9-61-64>
6. Norbert Radek, Konrad Bartkowiak Performance properties of electro-spark deposited carbide-ceramic coatings modified by laser beam //Physics Procedia, Volume 5, Part A, 2010, Pages 417-423.
7. Ivashchenko E.V. Formation of the surface hardened layer during chemical-thermal treatment of iron combined with electrospark alloying / E.V. Ivashchenko, H.G. Lobachova, V.F. Mazanko // Thermal and chemical-thermal processing. - 2010. - p. 39-42.
8. Influence of the alloying environment and additional nitriding on the microhardness, structure and phase composition of the iron substrate / Khranovska K.M., Mazanko V.F., Ivashchenko E.V., Lobachova H.G. // Physico-chemical mechanics of materials. – 2010. – Vol. 8, No. 4. – P. 371-375.
9. Zavoyko O.S. The mechanism of the process of electrospark alloying with gas deposition / O.S. ZavoykoS.M. Novikov // Exploration and development of oil and gas fields. – 2013. - No. 3(48). - P. 119-126.
10. Kindrachuk M.V. The combined method of increasing the wear resistance of parts of tribomechanical systems / M.V. Kindrachuk, O.I. Dukhota, V.V. Kharchenko, N.M. Stebeletska, A.L. Glovyn // Problems of Friction and Wear. – 2022. - No. 2(95). - p. 46-57.

ЕФЕКТИВНІСТЬ ШВИДКІСНОГО НАГРІВУ І ОХОЛОДЖЕННЯ ПРИ РЕКРИСТАЛІЗАЦІЙНОМУ ВІДПАЛІ ЗАГОТОВОК ІЗ ТОНКОЛИСТОВОЇ ХОЛОДНОКАТАНОЇ СТАЛІ ДВЗ¹³

**Войтенко Е.В., магістр групи МС-55-23, Сазонов О.В. аспірант
Харківський національний автомобільно-дорожній університет**

***Анотація.** Розроблена технологія знеміцнювального швидкісного рекристалізаційного відпалу холоднокатаного тонколистового прокату сталі 50 для поліпшення технологічної пластичності при збереженні міцності заготовок, що призначені для виготовлення виробів способами холодного пластичного деформування.*

***Ключові слова:** холоднокатаний тонколистовий прокат, сталь 50, рекристалізаційний відпал, швидкісний нагрів швидкісний нагрів, швидке охолодження, мікроструктура, механічні властивості, здатність до штампування*

EFFICIENCY OF RAPID HEATING AND COOLING DURING RECRYSTALLIZATION ANNEALING OF BILLET MADE OF THIN SHEET COLD ROLLED STEEL

**Voitenko E., master of group Mc-55-23, Sazonov O., graduate student
Kharkiv National Automobile and Highway University**

***Abstract.** The technology of de-alloying high-speed recrystallisation annealing of cold-rolled thin-sheet steel 50 was developed to improve the technological plasticity while maintaining the strength of billets intended for the manufacture of products by cold plastic deformation.*

***Key words:** cold-rolled thin sheets, steel 50, recrystallisation annealing, high-speed heating, rapid cooling, microstructure, mechanical properties, stamping ability*

Вступ

Тонколистовий холоднокатаний прокат застосовується у всіх галузях народного господарства при виготовленні виробів методами холодного деформування для їх формоутворенні, що дозволяє значно підвищити коефіцієнт використання металу при суттєвій його економії.

В останні роки в умовах посилення вимог стандартів до показників якості металопродукату актуальною є проблема забезпечення потреб машинобудівників у холоднокатаному тонколистовому прокаті з підвищеною технологічною пластичністю та здатності до глибокого витягування, але із збереженням його достатньої міцності у зв'язку з ускладненням конструкції виробів та умов їх експлуатації, а також з розширенням споживання у різних важливих галузях сучасної промисловості. При цьому не менш актуальним є зменшення експлуатаційних витрат при його виготовленні, зростання продуктивності, зниження металоємності, економія електроенергії та природного газу, що дуже важливо для нашої країни в теперішній час.

¹³ Робота виконана під керівництвом професора Дощечкіної І.В.

Аналіз публікацій

На вітчизняних металургійних комбінатах висока технологічна пластичність холоднокатаного наклепаного прокату забезпечується рекристалізаційним відпалом рулонного листа в садкових ковпакових печах періодичної дії [1-4]. Ця термічна обробка є найбільш тривалою, енергоємною операцією у виробничому циклі холоднокатаної листової сталі і має суттєві недоліки: нерівномірність нагріву рулонів і неоднорідність структури і властивостей, злипання витків в рулоні, погана якість поверхні [5]. Усі ці недоліки суттєво погіршують якість штампування виробів, що призводить до відчутних економічних втрат. Для покращення здатності до холодного деформування заготовок із вже готового листа та зменшення браку ковпакові печі рулонної обробки листа не придатні, а іншого методу не існує.

Кардинальним кроком в напрямку вдосконалення як технології знеміцнювальної термообробки холоднокатаних листів, так і обладнання для її реалізації, є використання безперервного швидкісного рекристалізаційного відпалу [6]. Враховуючи, що загальна тривалість відпалу (нагрів, видержка, охолодження) залежать не тільки від маси металу, а також від температурно - часових параметрів при використанні того чи іншого виду обладнання (садкові печі періодичної дії або неперервний швидкісний нагрів), які значною мірою визначають швидкість перебігу процесів структуроутворення під час відпалу. Саме вирішенню питань забезпечення умов проходження рекристалізаційних при контактному нагріві і охолодженні холоднодеформованого листа, впливу температурно - часових параметрів на формування структури з певним розміром зерна і комплексу властивостей, що відповідають стандартизованим показникам, і присвячена дана робота. Покращення якості листа при зменшенні його собівартості. є актуальним і важливим для практики листового холодного штампування виробів.

Мета роботи і завдання

Мета роботи – розробка технології швидкісного неперервного рекристалізаційного відпалу холоднокатаного листа із сталі 50 з використанням безперервного швидкого нагріву та охолодження.

Для досягнення поставленої мети сформульовані завдання:

1. Дослідити вплив швидкості та температури нагріву, видержки, швидкості охолодження на формування структури та властивостей при безперервному швидкісному рекристалізаційному відпалі.
2. Визначити оптимальні температурно - часові параметри швидкісного контактного нагріву та охолодження для отримання комплексу властивостей у сталі 50 на рівні після ковпакового відпалу, які відповідають нормативним вимогам ДСТУ 2834-94 «Прокат тонколистовий з вуглецевої сталі якісної та звичайної якості загального призначення».)

Матеріал і методи дослідження

Матеріалом для досліджень була конструкційна сталь 50, хімічний склад якої наведений в табл. 1.

Досліджувались стрічки сталей в холоднокатаному нагартваному стані із різним ступнем деформації. Розміри і властивості стрічок наведені у табл. 2.

Відпрацювання та апробацію режимів безперервного швидкісного відпалу сталевих стрічок проводили Розробка температурно - часових параметрів відпалу проводилася в лабораторних умовах на зразках шириною 12,5 мм і довжиною 120 мм. умовах стрічкові Заготовки сталі відпалювали на установці, яка дозволила імітувати параметри процесів контактного теплообміну.

Таблиця 1 – Хімічний склад досліджуваної сталі

Сталь	C, %	Si, %	Mn, %	Cr, %	S, %	P, %	Ni, %	Cu, %
50	0,52	0,25	0,65	0,25	0,040	0,035	0,25	0,20

Таблиця 2 – Товщина і властивості досліджуваних стрічок

Марка сталі	Товщина, мм	Ступінь обтиснення, %	Бв, МПа	δ , %	Мікротвердість H_{μ} , 200
50	0,25	60	860	2	274
	0,5	50	820	2,4	
	1,0	42	810	2,2	

Ефективність термообробки оцінювали за мікроструктурою сталі і комплексом мех. анічних властивостей. Вивчали мікроструктуру у відбитому світлі за допомогою металографічного мікроскопа UIT MicroMet – I-102 BD.

Механічних характеристики (Бв, δ , $\delta_{0,2}$) визначали на плоских зразках, які вирізалися уздовж лінії прокатки і підлягали випробуванням на розтяг у відповідності до існуючих стандартів з використанням електромеханічної машини UIT - STM - 50 .

Мікротвердість вимірювали за допомогою твердоміру мікро-Віккерса UIT-HV.

Результати дослідження

Зразки досліджуваних марок сталей нагрівали в інтервалі температур від 450 до 720 °С. Швидкість нагріву становила 80 °С/с, видержка не більше 1 с, швидкість охолодження – 25 °С/с.

У табл. 3 представлені результати досліджень залежності механічних властивостей відпалених стрічок від температури нагріву у вказаному інтервалі. Встановлено, що зі зростанням температури до 650 °С спостерігається процес рекристалізації сталей.

Таблиця 3 – Механічні властивості сталевих стрічок зі сталі 50 в залежності від температури нагріву

t, °C	Товщина стрічки, мм								
	0,25			0,5			1,0		
	Механічні властивості								
	Бт, МПа	Бв, МПа	δ, %	Бт, МПа	Бв, МПа	δ, %	Бт, МПа	Бв, МПа	δ, %
450	800	830	3,0	810	845	3,0	815	845	3,0
500	700	785	3,5	710	790	3,5	715	790	3,0
550	605	720	8,0	615	730	7,5	614	730	7,5
600	540	615	15,5	550	625	15,0	555	630	15,0
650	485	580	23,0	495	575	22,5	500	580	22,5
700	480	570	23,0	485	575	23,5	480	575	23,0
720	480	570	25,0	484	575	23,5	480	572	23,0

Після нагріву від 700 °С до 720 °С механічні властивості стрічок практично не змінюються, що свідчить про завершення процесу первинної рекристалізації сталі. Це

підтверджується плавним характером кривої переходу від нагартованого до знеміцненого стану (рис. 4).

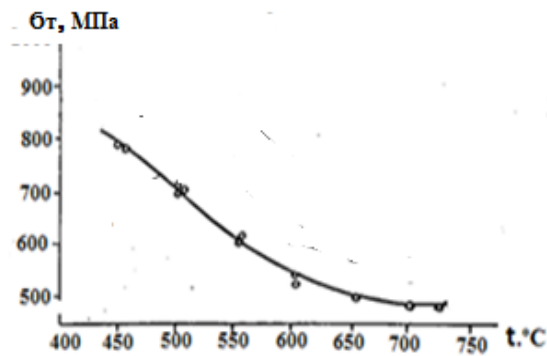


Рисунок 4 – Залежність механічних властивостей стрічок товщиною 0,25 мм від температури нагріву

Мікроструктура відпалених стрічок при $700\text{ }^\circ\text{C}$ складається з повністю рекристалізованих дрібних зерен (бал 8) фериту і перліту (рис. 5, а). Збільшення температури до $720\text{ }^\circ\text{C}$ не приводить до суттєвих змін мікроструктури (рис. 5, б). Отже раціональними температурами рекристалізаційного відпалу сталі 50 є інтервал від 680 до $700\text{ }^\circ\text{C}$.

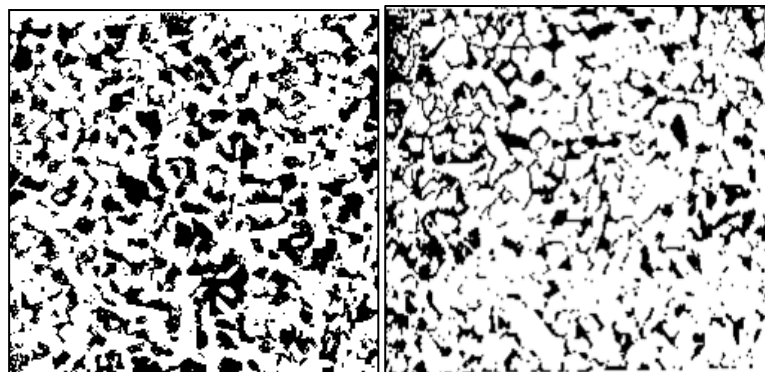


Рисунок 5 – Мікроструктура стрічок, що відпалені при $700\text{ }^\circ\text{C}$ (а) та $720\text{ }^\circ\text{C}$ (б), $\times 650$

Варіювання швидкості нагріву в діапазоні від 40 до $160\text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$ для стрічок досліджуваної товщини не позначилося на змінах мікроструктури та механічних властивостей (рис. 6).

В результаті досліджень виявлено, що видержки до 60 с при температурі відпалу $700\text{ }^\circ\text{C}$ достатньо для завершення процесів первинної рекристалізації в усіх досліджуваних стрічок різної товщини. Металографічним аналізом зафіксована дрібнозерниста структура, що відповідає 8 балу, яка згідно [2,7] забезпечує найкращу здатність сталі до холодної пластичної деформації.

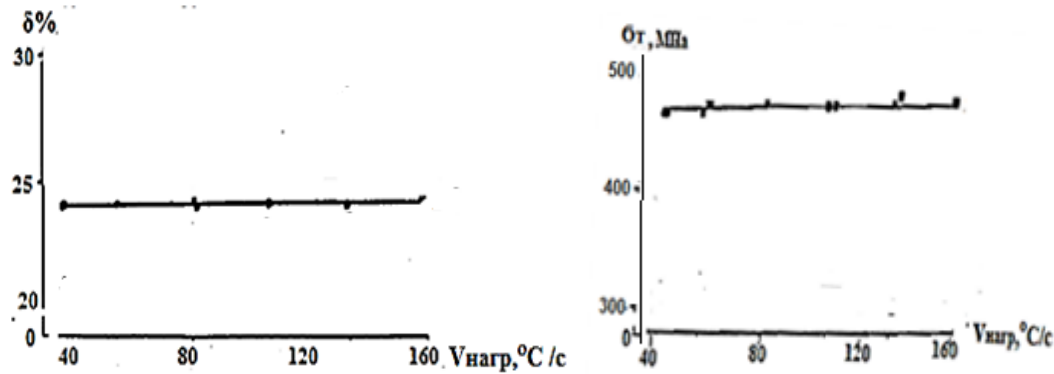


Рисунок 6 – Залежність механічних властивостей від швидкості нагріву до 700 °С

У табл. 4 наведені результати механічних характеристик відпалених стрічок в залежності від швидкості охолодження, яка змінювалася в інтервалі від 15 до 200 °С/с.

Таблиця 4 – Залежність механічних властивостей сталевих стрічок від швидкості охолодження при відпалі при 700 °С при $V_{\text{нагр}} = 50 \text{ }^{\circ}\text{C/c}$ і $\tau \sim 60 \text{ c}$)

Марк а сталі	Товщина листа, мм	Швидкість охолодження								
		15 °C/c			25 °C/c			50 °C/c		
		Механічні властивості								
		Бт, МПа	Бв, МПа	δ, %	Бт, МПа	Бв, МПа	δ, %	Бт, МПа	Бв, МПа	δ, %
50	0,25	475	570	24,0	480	575	23,0	490	586	23,0
	0,5	500	725	25,0	500	730	25,0	510	740	24,0
	1,0	505	675	25,0	510	680	24,0	520	600	23,0
		100 °C/c			150 °C/c			200 °C/c		
	0,25	495	590	22,5	495	595	22,0	500	600	21,0
	0,5	520	750	23,0	530	760	22,0	540	770	21,0
	1,0	530	600	23,0	540	610	22,0	640	610	21,0

Аналіз табл. 4 вказує на підвищення характеристик міцності та зменшення відносного подовження зі зростанням швидкості охолодження. Однак, слід зазначити, що, рівень механічних властивостей стрічок відповідає вимогам стандартів для відпаленої сталі в ковпаківій печі. Згідно з вимогами ДСТУ 2834-94 для листової сталі товщиною до 2 мм категорії K490В (тимчасовий опір Бв від 490 до 720 Н/мм², відносне подовження δ повинно бути не менше 13 %).

Висновки

1. Експериментально досліджено та визначено температурно-тимчасові параметри швидкісного безперервного рекристалізаційного відпалу тонких стрічок із холоднокатаної сталі 50, які забезпечують повністю рекристалізовану дрібнозернисту однорідну структуру і однорідні механічні властивостями по довжині і ширині стрічки.

2. Механічні характеристики швидко відпалених холоднокатаних сталей зі ступенем обтискання $\sim 60\%$ задовольняють нормативні вимоги ДСТУ 2834-94 для сталі 50 після ковпакового відпалу.

3. Досліджений швидкісний спосіб ш рекристалізаційного відпалу може бути використаний для підвищення технологічної пластичності готових заготовок з метою зменшення браку при виготовленні виробів способами пластичного деформування.

Література

1.Проценко В. М., Бондаренко Ю. В., Явтушенко А. В. Технологія нагріву та нагрівальне обладнання в обробці металів тиском : навчально-методичний посібник / В. М. Проценко, Ю.В. Бондаренко, А.В. Явтушенко – Запоріжжя : ЗНУ, 2021. – 126 с.

2. Сігова В. І. Технологія і проектне рішення термічних цехів і дільниць: навч. посіб./ В.І. В.Б Юскаєв, А .Ф. Будник. – Суми: Вид-во СумДУ, 2011. – 318 с

3.Термічна ковпакова піч [Електронний ресурс] – Режим доступу: <http://masters.donntu.ru/2020/fmt/likhanova/diss/indexu.htm>

4.Рекристалізаційний відпал [Електронний ресурс] – Режим доступу <https://studfile.net/preview/7381342/page:4>

5.Anealing of Cold Rolled Steel , Satyendra November 9, 2013 steel [Електронний ресурс] – Режим доступу:<https://www.ispatguru.com/annealing-of-cold-rolled-steel/>

6.Дошечкіна І.В. Підвищення технологічної пластичності при збереженні міцності холоднокатаної тонколистової низьковуглецевої сталі / Дошечкіна І.В. Вісник ХНАДУ. 2020. Вип. 91.С. 165-171.

7.Чубенко В. А., Хіноцька А. А. Технологія прокатного виробництва : навчальний посібник / В.А. Чубенко, А.А. Хіноцька - Кривий Ріг: Видавничий центр КНУ, 2017. 169 с.

КРИТЕРІЇ ЗНОСОСТІЙКОСТІ НАПЛАВОЧНИХ СТАЛЕЙ¹⁴

Ромаєв Д.Т., магістр групи МС-55-23

¹Харківський національний автомобільно-дорожній університет

Анотація. Розглянуті питання застосування розрахункових критеріїв інтенсивності зношування для прогнозування зносостійкості наплавочних сталей для відновлення інструменту гарячої обробки металів і сплавів. Показана їх придатність для оцінки зносостійкості в умовах високих температур і циклічних напружень.

Ключові слова: сталь, зносостійкість, наплавлення, критерії зносостійкості.

CRITERIA OF WEAR RESISTANCE OF SURFACING STEEL

Romaev D., master of group MC-55-23

Kharkiv National Automobile and Highway University

Abstract. The issues of application of calculated wear intensity criteria for predicting the wear resistance of surfacing steels for restoration of tools for hot processing of metals and alloys are considered. Their suitability for evaluating wear resistance under conditions of high temperatures and cyclic stresses is shown.

Keywords: steel, wear resistance, surfacing, wear resistance criteria.

Вступ

Останнім часом значно просунулися рішення контактних задач термопружності при одночасному зношуванні тіл і дії джерел тепла. Нагрівання робить істотний вплив на локальну зміну форми дотичних поверхонь тіл та структурні перетворення. При цьому істотно перерозподіляються напруження, деформації, температури, розміри вихідної області контакту, інтенсивність зношування.

Аналіз публікацій та мета досліджень

Останнім часом значно просунулися рішення контактних задач термопружності при одночасному зношуванні тіл і дії джерел тепла [1-5]. Нагрівання робить істотний вплив на локальну зміну форми дотичних поверхонь тіл та структурні перетворення. При цьому істотно перерозподіляються напруження, деформації, температури, розміри вихідної області контакту, інтенсивність зношування за період тертя.

Наплавлення зносостійкими матеріалами, основними з яких є сплави на основі заліза, розвивається найбільш інтенсивно як при виготовленні, так і при ремонті [4]. Вивченню зносостійкості матеріалів присвячене ряд робіт, у яких немає єдиної думки про вплив твердості й структури на зносостійкість.

Склад і властивості застосовуваних наплавлювальних сплавів багато в чому визначають не тільки підвищення довговічності деталей, вузлів, машин, ліній агрегатів, але і технологічність процесів їх нанесення, а також економію дефіцитних стратегічних матеріалів (вольфрам, нікель, молібден, ванадій, кобальт і інш.). З урахуванням матеріалознавчих

¹⁴ Робота виконана під керівництвом доцента Багрова В.А.

особливостей зносостійких сплавів розширюються можливості дугового наплавлення, технологічна різноманітність якого дозволяє інтенсивно розвиватися, залишаючись провідним процесом. Наплавлені зносостійкими легованими сталями і чавунами деталі здебільше експлуатуються в умовах тертя при пластичному контакті, якому відповідає втомний знос, мікрорізання (абразивний, газоабразивний знос), вплив корозії і інш.

У широкому діапазоні зміни температури, швидкості, навантаження, інтенсивність зносу в критичних точках різко змінюється [6], що обумовлює необхідність експериментальних досліджень фрикційної теплостійкості.

Незважаючи на зазначені труднощі, цінність розрахункових виразів безсумнівна, тому що їх аналіз дозволяє знаходити бажаний напрямок зміни вихідних фізико-механічних властивостей.

Метою роботи є провести аналіз розрахункових критеріїв інтенсивності зношування для прогнозування зносостійкості наплавочних сталей та показати їх придатність для оцінки зносостійкості в умовах високих температур і циклічних напружень для робочих ділянок штампового інструменту і прокатних валків, використовуваних при обробці гарячого металу.

Методи і матеріали дослідження

Взаємозв'язок розрахункової інтенсивності зношування і відносної зносостійкості мартенситноаустенітних і інструментальних сталей (50ХНМ, 08Х6Н8М7С, 40Х4Г8Т2С, 20Х3Г9М5Т2С та інш.) встановлювалася при тисках, близьких до середніх тисків на контактній поверхні при гарячій обробці сталей. Дослідження проводилися у відповідності з ГОСТ 3480-97 на машині тертя 2070 СМТ-1 за схемою «диск-колодка». Режимми тертя: швидкість обертання диска $V=0,25, 0,5$ м/с, навантаження $N=25, 50, 75$ Н. Матеріал контртіла сталь 40Х термооброблена, HRC 47-49.

Результати досліджень

При приробці і сталому зносі досліджуваних сталей спостерігається окислювальний знос. При збільшенні часу тертя окислювальний знос переходить в тепловий, що супроводжується контактним схоплюванням і оплавленням поверхонь тертя. Найбільшу зносостійкість показала сталь 20Х3Г9М5Т2С. Зміна дислокаційної структури прикордонних областей зони тертя і старіння, що відбуваються в результаті дії підвищених температур і деформацій, є одним з основних факторів підвищення контактної міцності і мікропластичності поверхневих шарів. Крім вище перерахованих факторів, зменшення зносу можна пов'язати зі зміною адгезійної складової сили тертя, зони пластичних деформацій, впливом значної кількості і рівномірним розподілом за обсягом карбідів титану. Характер зміни коефіцієнта тертя показаний на рис. 1.

Оцінка розрахункових значень впливу температури на в'язкість руйнування за критеріями Дж. Малкіна і А.С. Тетельмана [7] для наплавочних сталей з метастабільним аустенітом показала наступне. Оскільки для умов молекулярно-механічного зношування робочих ділянок штамів коефіцієнт зносостійкості $K_u \approx K_c^2$ [8], то збільшення K_c при використанні сталей з метастабільним аустенітом змінить співвідношення $K_u \approx J \cdot (1 - \sigma_1 \cdot \sigma_2)^2$, де J – межа тріщиностійкості, σ_1 – максимальне головне напруження в небезпечній зоні деталі; σ_2 – межа міцності. При близьких значеннях контактного тиску в парі тертя утворення тріщини критичної довжини зростає із збільшенням ефективної поверхневої енергії.

Таким чином, показники тріщиностійкості (K_C , J , δ_C), а отже, і опір зношування, вториннотвердіючих сталей і сталей з метастабільним аустенітом вище, ніж мартенситних наплавочних сталей і інструментальних.

За зносостійкістю наплавлений метал різних систем легування (C – Cr – Mn – Si–Ti, C – Cr – Mo – W – V, C – Ti – Ni) не поступається сплаву 35B9X3Ф. Як і для малих значень ра підвищення зносостійкості сприяє легування титаном при збереженні в хромистому наплавленні вуглецю 0,35...0,40 %.

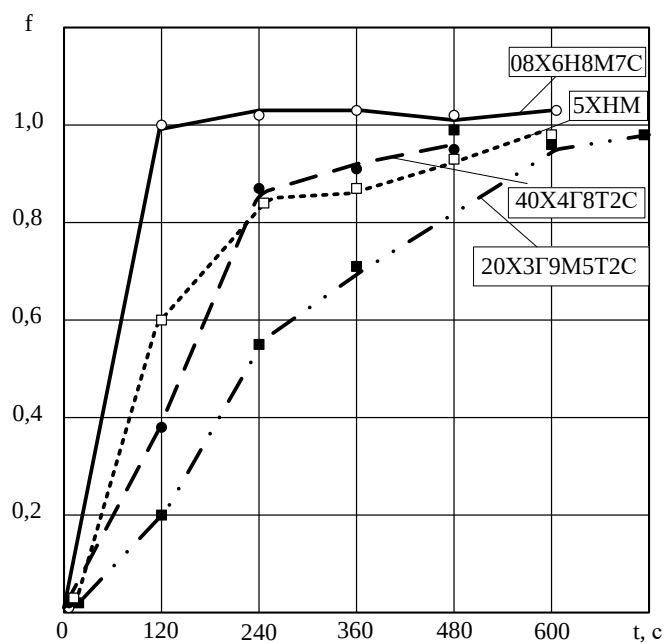


Рисунок 1 – Характер зміни коефіцієнта тертя для сталей різних структурних класів

Більш високу в порівнянні з матеріалом - еталоном 35B9X3Ф фрикційну теплостійкість мають економнолеговані наплавочні сталі: 50X5M2BH2Ф, 08X6H8M7C, 40X4Г8Т2С, 20X3Г9М5Т2С. Мінімальний розкид значень інтенсивності зношування характерний в діапазоні середніх і підвищених температур. Зменшення зносу при підвищенні температури 400...500 К обумовлено як зміною фізико-механічних характеристик металу контактних обсягів

Висновки

У результаті проведених лабораторних досліджень встановлено:

- час перебування металу в зоні пластичної деформації приблизно на порядок менше загальної тривалості роботи контактуючих ділянок пари тертя;
- коефіцієнт варіації показників зносу зменшується зі збільшенням частки метастабільного аустеніту у вихідній структурі наплавленого металу;
- фрикційна теплостійкість економнолегованих наплавочних сталей системи C-Cr-W-Mo-V-Ti вище аналогічної характеристики наплавленого металу типу 35B9X3Ф..

Література

1. Study of wear of the buildingup zone of martensite-austenitic and secondary hardening steels of the Cr-Mn-Ti system / D.B. Hlushkova, V.A. Bagrov, V.A. Saenko, V.M. Volchuk, A.V.

Kalinin, N.E. Kalinina // Питання атомної науки та техніки 2023, № 2 (144). - р. 105-109.
<https://doi.org/10.468413/2023-144-105>

2. Багров В.А. Вплив структури і фазового складу на зносостійкість економнолегованих метастабільних і вториннотвердіючих сталей системи Cr-Mn-Ti / В.А. Багров // Вісник ХНАДУ.-2021.-№94.- С. 136-141. <https://doi.org/10.30977/BUL.2219-5548.2021.94.0>

3. Navar, S., Paul, C.P., Jain, N.K. (2013) Causes of failure and repairing options for dies and molds: A review. *Engineering Failure Analysis*, 34, 519–535.

4. Панасюк В.В., Осташ О.П. Механіка руйнування та міцність матеріалів : довідн. посіб. Т. 15: Структура матеріалів і втомна довговічність елементів конструкцій/за ред. В.В. Панасюка. Львів: СПОЛОМ, 2015. 312 с.

5. Холявко В.В. Фізичні основи міцності та руйнування [Текст]: Конспект лекцій з дисципліни для студентів напряму підготовки 6.050403 „Інженерне матеріалознавство” спеціальності 8(7).05040303 – «Композиційні та порошкові матеріали, покриття» денної та заочної форм навчання / Уклад.: В.В. Холявко. – К.: НТУУ „КПІ”, 2015. - 100 с.

6. Маборода В.С., Бобіна М.М., Лоскутова Т.В., Мініцька Н.В. Основи механіки руйнування: навч. посіб. К.: НТУУ „КПІ”, 2010. 124 с.

7. Крутий Ю.С., Сур'янінов М.Г., Шиляєв О.С. Механіка руйнування / Одеса: ОДАБА, 2018. – 100 с.

8. Shao, C., Cui, H., Lu, F., Li, Z. (2019) Quantitative relationship between weld defect characteristic and fatigue crack initiation life for high-cycle fatigue property. *Int. J. of Fatigue*, 123, 238–247.

ОЦІНЮВАННЯ НАПРУЖЕНОГО СТАНУ РОБОЧОГО ШАРУ ВАЛКА МЕТОДОМ ВИМІРЮВАННЯ КОЕРЦИТИВНОЇ СИЛИ¹⁵

Івахненко О.М., студент групи МС-21-22
Харківський національний автомобільно-дорожній університет

Анотація. Робочий шар двошарових високохромистих чавунних валків характеризується високим рівнем напружень, що може стати причиною передчасного руйнування в процесі експлуатації валка – виникають відшаровування, сітка розпалу. Вимірювання коерцитивної сили дозволяє оцінити залишкові напруження та їх розподіл в робочому шарі валка після виготовлення та в процесі експлуатації.

Ключові слова: двошаровий валок, високохромистий чавун, напруження, коерцитивна сила.

ASSESSMENT OF THE STRESS STATE OF THE WORKING LAYER OF THE ROLL COERCIVE FORCE MEASUREMENT METHOD

Ivahnenco O., student of group MC-21-22
Kharkiv National Automobile and Highway University

Abstract. The working layer of two-layer high-chromium cast iron rolls is characterized by a high level of stress, which can cause premature destruction during the operation of the roll - delamination, annealing grids occur. Measuring the coercive force makes it possible to estimate residual stresses and their distribution in the working layer of the roll after production and during operation.

Key words: double-layer roll, high-chromium cast iron, tension, coercive force.

Вступ

Підвищення продуктивності прокатних станів та якості прокату висуває все більш високі вимоги до властивостей формуючого інструменту та збільшення терміну його служби [1]. До прогресивних розробок у галузі технології виготовлення прокатних валків відноситься метод відцентрового лиття, який значно розширює можливості використання зносостійких, але нетехнологічних матеріалів, таких як високохромисті чавуни. Робочий шар двошарових високохромистих валків характеризується високим рівнем напружень. Перевищення допустимого рівня напруження або несприятливий розподіл може стати причиною передчасного руйнування в процесі експлуатації валка – виникає відшаровування, сітка розпалу.

Аналіз публікацій

Валки прокатних станів – основний робочий інструмент процесу прокату-вання. Щоб забезпечити отримання прокату заданої форми, розмірів і якості прокатні валки повинні мати високий комплекс експлуатаційних властивостей [2].

На жаль дуже складно створити високий рівень властивостей, тому приходится забезпечувати оптимальні комбінації значень властивостей. Наприклад, валки одночасно повинні мати високий коефіцієнт тертя, щоб захватувати метал, і одночасно малий коефіцієнт

¹⁵ Робота виконана під керівництвом доцента Лалазарової Н.О.

тертя, щоб забезпечити високу зносостійкість; високу міцність та зносостійкість і одночасно не високу міцність та зносостійкість, щоб забезпечити добру оброблюваність різанням; піддаватися термічній обробці – гартовуванню – для підвищення твердості і разом з тим високу термічну стійкість, щоб зберігати властивості під дією високих температур; потрібна висока твердість і зносостійкість робочої поверхні і одночасно здатність сприймати динамічні навантаження. Цей комплекс суперечливих властивостей може бути отриманий при підборі хімічного складу та особливостями технології виплавки, лиття, термічної обробки. Складність технології отримання валків пояснюється не тільки особливостями матеріалів та спеціальним комплексом властивостей, а також їх геометричними параметрами.

Валки виготовляють із сталі, твердих сплавів, чавунів [3, 4]. При гарячому прокатуванні на сортових та листових станах застосовують чавунні валки. Ці валки забезпечують достатньо високу зносостійкість (у кілька разів вищу ніж сталеві). Прокатний чавунний валок – це одна з найбільш складних деталей, яку виготовляють методом лиття.

В залежності від хімічного складу використовують валки з нелегованого чавуну з пластинчастим або кулястим графітом та з легovanого чавуну (хромонікелеві та високохромисті).

Зважаючи на те, що основними вимогами до властивостей формуючого інструменту є зносостійка робоча поверхня і міцна серцевина, валки виготовляють з різнорідних матеріалів. Але через відмінність у рівні їх теплофізичних властивостей у процесі експлуатації можливе руйнування або відшарування робочого шару формуючого інструмента. Отримати з різних матеріалів виріб необхідної якості з мінімальними виробничими витратами дозволяє метод відцентрового лиття.

Експлуатаційна стійкість валків з високохромистого чавуну значно вища, ніж хромонікелевого або адамітового, що пов'язано з його меншою схильністю до формування сітки розпалу, окиснення, налипання окалини при прокатуванні, більшою твердістю в результаті формування спецкарбідів хрому типу Me_7C_3 .

Спосіб відцентрового лиття двошарових валків з робочим шаром з високохромистого чавуну забезпечує економію легуючих елементів і дозволяє механічно обробляти менш тверду серцевину валка при виготовленні шийок і тріфів [5].

Аналіз інформаційних матеріалів показав, що в даний час провідні вальцеливарні фірми виготовляють високохромисті валки з вмістом хрому 12 – 20 % і вуглецю 2,4 – 3,4 %. Карбіди є одним з основних елементів структури робочого шару високохромистих чавунів. Так як робочий шар двошарових високохромистих валків характеризується високим рівнем напружень, то необхідно контролювати їх рівень. Через великі розміри валка процес контролю рівня напружень досить складний і тому потрібен високопродуктивний, неруйнівний метод контролю [6].

Мета роботи і завдання

Метою роботи є оцінювання рівня залишкових напружень в робочому шарі магнітним методом за коерцитивною силою. Для досягнення цієї мети були поставлені та вирішені наступні завдання: оцінка напруженого стану робочого шару валка методом виміру коерцитивної сили; встановлення кореляційного зв'язку між твердістю та коерцитивною силою.

Матеріал і методи дослідження

Дослідження проводили на зразках, відібраних від верхніх та нижніх кілець бочок відцентроволитих валків широкосмугових станів з робочим шаром із високохромистого

чавуну. Матеріал робочого шару мав наступний хімічний склад: 2,58 % C; 0,74 % Si; 1,10 % Mn; 0,07 % P; 0,04 % S; 1,28 % Ni; 0,98 % Mo; 0,03 % Mg, вміст хрому у різних зразках складав – 12,2 % Cr; 16,6 % Cr і 18,8 % Cr. Визначення хімічного складу матеріалу робили на портативному оптичному емісійному аналізаторі PMI-master UVR.

Твердість валків вимірювали портативним динамічним твердоміром моделі TIME5120 за методом Шора (HS).

Оцінювання напружено – деформованого стану робочого шару валків проводили за допомогою магнітного структуроскопа КРМ-Ц (коерцитиметр) (рис. 1).



Рисунок 1 – Магнітний структуроскоп КРМ-Ц

Робота коерцитиметра заснована на намагнічуванні ділянки виробу за допомогою приставного електромагніту з подальшим розмагнічуванням. Вимірюється струм розмагнічування I_p , пропорційний коерцитивній силі H_c .

Результати дослідження

Експлуатаційні властивості прокатних валків в умовах термоциклічного навантаження значною мірою залежать від рівня залишкових напружень в робочому шарі. Занадто високий рівень напружень або їх несприятливий розподіл можуть стати причиною передчасного пошкодження робочого шару валків як при їх експлуатації, так і в процесі підготовки до неї (шліфування). Для оцінювання напружено – деформованого стану робочого шару з високохромистого чавуну використовують магнітний контроль (за коерцитивною силою), який є неруйнівним та високопродуктивним методом [6].

Використання як експрес – методу вимірювання коерцитивної сили за допомогою магнітного структуроскопа КРМ-Ц (коерцитиметр) дозволяє оцінити залишкові напруження та їх розподіл після виготовлення та в процесі експлуатації (до та після кожного профілювання). Виявлення областей з високим значенням H_c може бути основою для прогнозу утворення тріщин, відшаровування робочого шару та руйнування шийок.

Коерцитивна сила чутлива, з одного боку, до структурних змін у сплаві, а з іншого – до напружень, що накопичуються. Тому, на додаток до оцінки поверхневої твердості як експрес-методу для визначення напруженого стану вилівка використовували вимірювання коерцитивної сили за допомогою коерцитиметра КРМ - Ц. Проведено вимірювання твердості та коерцитивної сили на поверхні бочок 40 валків з різним хімічним складом та умовами формування робочого шару. Як показали дослідження, існує стійкий кореляційний зв'язок між коерцитивною силою та твердістю в інтервалі значень 55 – 80 HS (рис. 2).

Співвідношення між коерцитивною силою та рівнем твердості описується лінійним рівнянням

$$H_c = 1,52 H_S - 63,3$$

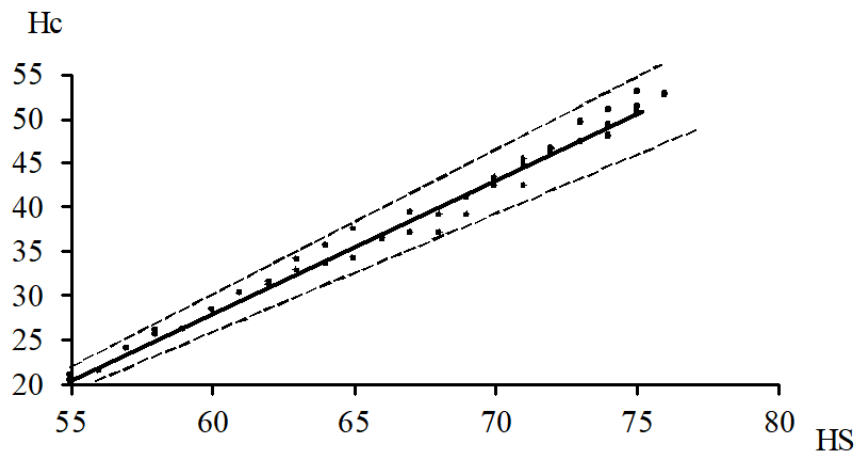


Рисунок 2 – Залежність між твердістю та коерцитивною силою

Аналіз результатів вимірювань показав, що розкид значень в середньому складає 2,3 %. Причому зі зростанням коефіцієнта $K = C_r/C$ розкид значень дещо збільшується і становить 1,7 % для $K < 5$, а $K > 5$ – 2,4 %. Отримане рівняння добре описує співвідношення між твердістю і коерцитивною силою, виміряними на кільцях, відібраних від верхньої і нижньої частини бочок валків.

Напруження, що виникають у робочому шарі валка, можуть відрізнятися в поздовжньому та поперечному напрямку. Значна відмінність цих величин несприятливо впливає на експлуатаційну стійкість валка.

Вимірювання коерцитивної сили в поперечному і поздовжньому напрямку показали, що на поверхні бочки валка відношення $H_{c\text{прод}}/H_{c\text{поп}}$ змінювалося в межах 0,95 – 1,05 та анізотропія не перевищувала 5 %.

Типовим видом руйнування внаслідок незбалансованого розподілу напружень є розтріскування.

Неоднорідність розподілу напружень по поверхні бочки також може бути оцінена методом вимірювання коерцитивної сили. Локальне підвищення рівня H_c може бути основою прогнозу утворення тріщини.

Таким чином, за допомогою коерцитиметричного експрес-методу можна вирішити досить широке коло завдань контролю якості валків.

Висновки

1. Використання магнітного методу дозволяє оцінити залишкові напруження та їх розподіл після виготовлення і в процесі експлуатації прокатного двошарового валка з робочим шаром з високохромистого чавуну за величиною коерцитивної сили.
2. Дослідження показали, що існує стійкий кореляційний зв'язок між коерцитивною силою та твердістю в інтервалі значень 55 – 80 HS.
3. Метод вимірювання коерцитивної сили також може бути використаний для оцінювання неоднорідності розподілу напружень по поверхні бочки валка.

Література

1. Нетребко В. В. Особливості структуроутворення високохромистих чавунів при виготовленні виливків. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2019. № 2. С. 19–23.
2. Куцова В. З., Ковзель М. А., Гребенева А. В. Формування структури та трибологічні властивості високохромистих сплавів. *Металознавство та обробка металів*. 2017. №2. С. 43–48.
3. Маслюк В. А., Караїмчук Є. С., Бондар А. А. Тенденції створення і додаткового легування зносостійких матеріалів на основі системи Fe – Cr – C (огляд). *Металознавство та обробка металів*. 2018. №2. С. 45-55.
4. Калашнікова А. Ю. Удосконалення технологічних процесів одержання виливків з модифікованих зносостійких чавунів для металургійної та гірничорудної промисловості : дис... канд техн. наук : 05.16.04 / Національна металургійна академія України. Дніпро, 2018. 185 с.
5. Іванова Л. Х., Калашнікова А. Ю., Терехін В. О. Розробка технології виготовлення двошарового прокатного валка. Литво. Металургія. 2019: Матеріали XV Міжнародної науково-практичної конференції (21-23 травня 2019 р., м. Запоріжжя) / Під заг. ред. д.т.н., проф. Пономаренко О.І. Запоріжжя : АА Тандем. С. 102-104.
6. Скобло Т. С. Метод контролю якості металовиробів, заснований на вимірі коерцитивної сили / Скобло Т. С. та інш. Зб. наукових праць: Якість технологій та освіти. Харків : УПА. Вип.1. 2011. С.9 – 15.

ДОВГОВІЧНІСТЬ ШТАМПІВ, НАПЛАВЛЕНИХ СТАЛЯМИ СИСТЕМИ Cr-Mn-Mo-Ti НА ОСНОВІ ЗАЛІЗА¹⁶

Завезиступ А.Ю. студент групи MC-41-20
Харківський національний автомобільно-дорожній університет

Анотація. Встановлено, що збільшення вмісту Mn та Cr в наплавленому металі знижують активність вуглецю; збільшення кількості фази TiC підвищує внутрішню теплоту наплавленого металу. Підвищення теплостійкості сплавів системи Cr-Mn-Ti на основі заліза сприяє збільшенню вмісту фази [TiC]; введення [Mo] стабілізує значення твердості при підвищених температурах, підвищує теплостійкість і твердість..

Ключові слова: наплавлення, порошковий дріт, легований флюс, структура.

THE INCREASE IN DURABILITY ALLOYS OF THE SYSTEM CR-MN-MO-TI IRON-BASED

Zavezystup A., student of group MC-41-20
Kharkiv National Automobile and Highway University

Abstract. It is established that the increased content of Mn and Cr in the weld metal and reduce the activity of carbon; increasing the amount of TiC phase increases internal warmth of the deposited metal. To improve the heat resistance of alloys of the system Cr-Mn-Ti Fe-based contributes to the increase in the maintenance phase [TiC]; introduction [Mo] stabilizes the hardness values at elevated temperatures, improves thermal stability and hardness.

Keywords: surfacing, flux-cored wire, alloyed, flux structure.

Вступ

Дослідження, спрямовані на зниження енерго- та ресурсорзатрат при наплавленні обробного інструмента й одночасному підвищенні його надійності й довговічності, останнім часом стали особливо актуальні. Практичний розв'язок завдання здійснюється шляхом розробки нових і вдосконалювання наявних наплавочних матеріалів з економнолегованими покриттями й шихтою, застосуванням оптимального способу їх наплавлення з урахуванням особливостей поведінки матеріалів у реальних умовах. Особлива увага при вдосконалюванні наплавочних матеріалів приділяється матеріалознавським розробкам зносостійких економнолегованих сплавів.

Аналіз публікацій та мета досліджень

Службові характеристики наплавленого металу, призначеного для роботи в різних умовах зношування, визначаються насамперед системою легування і як наслідком цього, різним фазовим складом і структурою. При цьому найменш сприятливої фазової складової є ферит, оскільки має невисокий рівень твердості, зносостійкості, в'язкості й опірності руйнуванню.

¹⁶ Робота виконана під керівництвом доцента Багрова В.А.

Для підвищення зносостійкості широке застосування одержали сталі не тільки з мартенситної, але й аустенітно-мартенситною, аустенітно-карбідною й мартенситностаріючою структурою.

Дослідження загальних закономірностей і ролі деформаційних мартенситних перетворень у формуванні властивостей сталей проведене в роботі [1]. На основі комплексного вивчення взаємозв'язків деформаційного мартенситного перетворення з фізико-механічними властивостями метастабільних аустенітних сталей, а також стійкості їх при різних видах контактного навантаження були розроблені три основні групи зносостійких сталей системи Fe-C-Cr-Mn, що відрізняються по змісту вуглецю, марганцю й хрому, які призначені для різних умов експлуатації відносно впливу зтираючих і ударних навантажень:

- 1) 0,5-0,7% C, 7-10% Mn, 3-5% Cr;
- 2) 0,8-0,9% C, 6-9% Mn, 2-4% Cr;
- 3) 1,0-1,4% C, 6-9% Mn, 0,8-2,5% Cr.

У роботах [2, 3] показана можливість значного підвищення зносостійкості матеріалу з різною часткою метастабільного аустеніту.

Вивченню зносостійкості матеріалів присвячене ряд робіт, у яких немає єдиної думки про вплив твердості й структури на зносостійкість. У роботах [3, 4] показано, що зносостійкість зростає залежно від збільшення твердості та структури металу.

Для підвищення зносостійкості деталей і вузлів у промисловості застосовують значну кількість різноманітних матеріалів, які класифікують із урахуванням здатності протистояти різним видам зношування. Для роботи деталей в умовах молекулярно-механічного, ударно-абразивного й абразивного зношування широке застосування одержали сталі, що мають карбіди й боріди, ледебурит і залишковий аустеніт або карбідно-боридну зміцнюючу фазу в аустенітно-мартенситній матриці. Сталі з подібною структурою мають високу твердість і задовільну зносостійкість, однак застосування їх не завжди забезпечує необхідну зносостійкість наплавленого шару. Крім цього, для їхнього виготовлення застосовуються у великій кількості дорогі й дефіцитні матеріали. Одним з раціональних способів підвищення стійкості наплавленого металу зношування є багатокомпонентне оццадливе легування, за допомогою якого вдається одержати сталі з упрочняющей карбідної й інтерметаллідной фазами й високими фізико-механічними характеристиками. Для цього при розробці наплавочних матеріалів використовують різні карбідоутворюючі елементи – Cr, W, V, Nb і ін.

Методи і матеріали дослідження

Наплавлення робили трактором ТС-17М на пластини розміром 200x150x25 мм зі сталі 20, 500x300x40 мм зі сталі 45 і 400x50x40 зі сталі 5ХНМ. У якості захисного флюсу для наплавлення порошковими дротами із системами легування Cr-Mn-Ti і Cr-Mn-Mo-Ti на основі заліза був прийнятий флюс АН-22. Вихідна основність флюсу АН-22 - $B=1,4668$, хімічна активність - $A_f=0,1819$.

Вирізку зразків для дослідження хімічного й фазового составів, механічних властивостей з наплавленого металу робили абразивними відрізними колами з наступним шліфуванням і поліруванням.

Розподіл зміцнюючої фази в наплавленому металі оцінювали точковим методом Глаголева на мікротвердомірі ПМТ-3.

Результати досліджень

Істотного підвищення міцності й зниження енергоємності виробництва відновлюваних деталей наплавленням дозволяє досягтися застосуванням дисперсійотвердіючих сталей. Гарною комбінацією властивостей – твердості, міцності й пластичності – мають нікелеві мартенситностаріючі сплави, які зміцнюються при старінні за рахунок уведення Al або Mo. Уведення Mo і значний зміст активних карбідоутворюючих елементів (Ti, Cr) дає можливість знизити зміст незв'язаного вуглецю до 0,05-0,3 %. Це досить важливо при використанні в якості наплавочних матеріалів порошкових дротів з низьковуглецевої стрічки. У досліджуваній системі легування (Cr-Mn-Ti-Si) відсутність Ni компенсувалося збільшенням змісту Mn до 10...12 % і введенням Al з феротитану (компонент шихти порошкового дроту). Вплив кількості Ti при наплавленні під керамічним флюсом і зі знеструмленою присадкою [β] на хімічний склад та зносостійкість наплавленого металу наведені в табл. 1, 2.

Таблиця 1 – Вплив [Ti] і [β] на хімічний склад наплавленого металу

Хімічний склад наплавленого металу під керамічним флюсом					
Хімічний елемент	Зміст [Ti] у наплавленому металі, %				
	0,22	1,62	2,04	2,25	2,41
Cr	8,20...9,00	7,21...8,10	6,42...7,80	6,00...7,60	5,56...7,50
Mn	1,03...1,50	1,20...1,60	1,10...1,56	1,20...1,55	1,30...1,50
Si	0,80...1,40	1,25...1,50	1,30...1,70	1,38...1,80	1,42...1,73
Al	0,02...0,04	0,05...0,09	0,09...0,13	0,14...0,17	0,19...0,23

Таблиця 2 – Хімічний склад наплавленого металу при наплавленні порошковими дротами

Кількість уведення знеструмленої присадки, %	Зміст хімічних елементів у наплавленому металі				
	Ti	Cr	Mn	C	Si
0	1,33	2,64	4,6	0,4	1,08
25	1,62	3,28	5,72	0,48	1,11
50	2,19	4,36	7,60	0,53	1,10
75	2,38	4,72	8,22	0,57	1,12

Пошаровий аналіз хімічного складу показує, що застосування додаткового присадкового дроту дає відносно рівномірний розподіл легуючих елементів по висоті наплавленого металу. Дослідження впливу відносної маси присадки на мікроструктуру наплавленого металу показало, що з її збільшенням стабілізується структурний і фазовий склад багатопшарового наплавлення.

Вплив температури відпустки й підвищених температур на твердість наплавленого металу сплавів систем Mn-Mo-Ti і Cr-Mn-Ti на основі заліза показано на рис. 1, 2.

Твердість досліджуваної сталі 20X3Г9М5Т2С після наплавлення становила 37...40 HRC. Після старіння при $T=850\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau=2$ год твердість складала 49...55 HRC, що можна пояснити збільшенням кількості вторинних карбідів. Збільшення витримки при цій температурі, а також підвищення температури старіння до $920\text{ }^{\circ}\text{C}$ не привело до помітного підвищення твердості, а сприяло її зниженню.

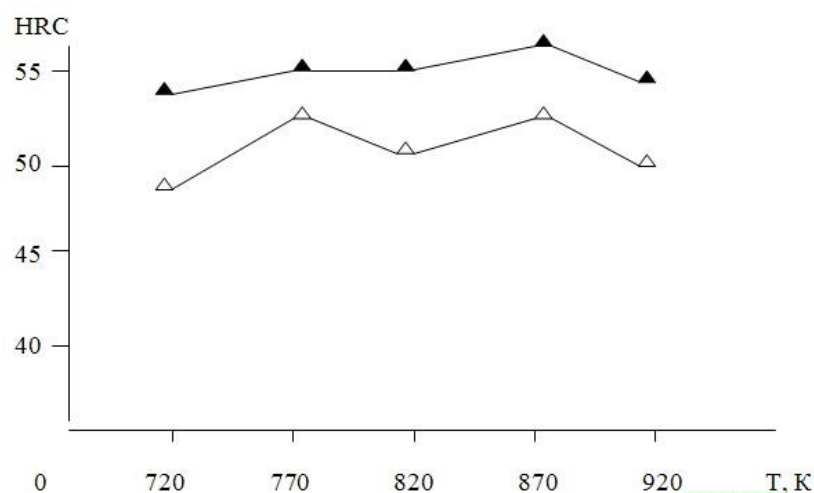


Рисунок 1 - Вплив температури відпуски на твердість досліджуваних сталей (час витримки $\tau=2$ год, охолодження на повітрі)
 - $\triangle$ - 40X4Г8Т2С; $\blacktriangle$ - 20Х3Г9М5Т2С

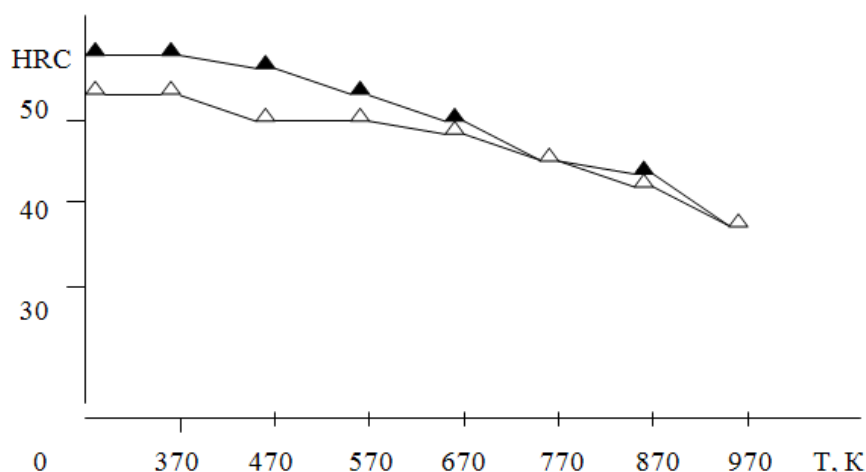


Рисунок 2 - Вплив температури на твердість досліджуваних сталей після відпуски ($T_{\text{відп.}}=850$ °С, $\tau=2$ години, охолодження на повітрі)
 - $\triangle$ - 40X4Г8Т2С; $\blacktriangle$ - 20Х3Г9М5Т2С

Дослідження впливу температури на твердість сплавів показали, що в інтервалі температур 293...870 °С твердість знижується незначно. Зниження твердості на 8...10 HRC у даному інтервалі температур свідчить про високу теплостійкість сплавів систем Cr-Mn-Ti і Mn-Mo-Ti. Одним з показників теплостійкості сталей є пластичність. Аналіз пластичності цих сталей після вторинного твердіння показав, що вона вище, чим у сталей 50ХНМ і 35Х4В3М3Ф, і не уступає нікелевим мартенситностаріючим сплавам.

Висновки

У результаті проведених лабораторних досліджень встановлено:

- збільшення змісту Mn і Cr у наплавленому металі знижують активність вуглецю як карбідоутворюючого елемента; збільшення кількості фази Тіс підвищує внутрішню теплоту наплавленого металу при екзогенному її введенні;

- підвищенню теплостійкості сплавів системи Cr-Mn-Ti на основі заліза сприяє збільшення змісту фази [TiC]; уведення [Mo] стабілізує значення твердості при підвищених температурах, підвищує теплостійкість і твердість при дисперсійному твердінні.

Література

1. Багров В.А. Параметри зносостійкості наплавочних сталей для відновлення штампів // Вісник ХНАДУ. 2020. - Вип. 88. – С. 125-130 с.
2. Багров В.А., Глушкова Д.Б. Формування структури та фазового складу зносостійких сталей, легованих титаном // Вісник ХНАДУ, Вип. 97, 2022. - С. 30-33.
3. Багров В.А., Глушкова Д.Б. Властивості зносостійких безнікелевих вториннотвердіючих сталей для наплавлення штампів гарячого оброблення металів // Вісник ХНАДУ, Вип. 97, 2022. - С. 34-37.
4. Багров В.А. Наплавлення штампів економнолегованими вториннотвердіючими сталями / Вісник ХНАДУ, вип. 103, 2023. С. 163-167.

ВАКУУМНА ПАЙКА ВИРОБІВ У ВАКУУМНО-ДУГОВІЙ УСТАНОВЦІ¹⁷

Погребняк К.В., студент групи МС-36т1-21
Харківський національний автомобільно-дорожній університет

Анотація. Розглянуто варіанти модернізації вакуумно-дугової установки типу «БУЛАТ-6» для нагрівання та паяння деталей у вакуумі. Показано методики паяння на срібні припої при нагріванні виробів іонами металів. Використання Cu в якості матеріалу припою можливе лише при модернізації установки та використанні двоступінчастого розряду. Це дозволило припаювати Cr, Mo, Zr, W, Ti та інші тугоплавкі матеріали один з одним без використання флюсів.

Ключові слова: вакуумно-дугові установки, двоступінчастий розряд, катоди, тугоплавкі матеріали.

VACUUM SOLDERING OF PRODUCTS IN A VACUUM ARC INSTALLATION

Pogrebnyak K., student of group MC-36t1-21
Kharkiv National Automobile and Highway University

Abstract. The variants of modernization of vacuum-arc installation type «Bulat-6» for heating and soldering parts in a vacuum were considered. Techniques for silver brazing filler metals during heating product with metal ions were listed. Using Cu as the solder material is possible only at modernizing installation and using a two-stage discharge. This allowed to solder Cr, Mo, Zr, W, Ti and other refractory materials with each other without using of flux.

Keywords: vacuum-arc installation, two-stage discharge, cathodes, refractory materials.

Вступ

Вакуумно-дуговий метод широко застосовується для нанесення покриттів, що володіють високими фізико-механічними характеристиками [1]. Зазвичай вакуумно-дугові установки найчастіше застосовуються для нанесення зносостійких покриттів з нітридів тугоплавких металів для збільшення терміну служби різальних інструментів і деталей машин [1]. Широко застосовуються вакуумно-дугові технології нанесення захисно-декоративних покриттів.

Плазма, що генерується вакуумно-дуговим розрядом, крім нанесення покриттів може також використовуватися для паяння невеликих металевих частин [2].

Вакуумне паяння титанових деталей, застосовується в аерокосмічній, автомобільній та інших техніках є дорогим і енерговитратним процесом [3]. У той час як пайка титану широко використовується в промисловості, пайка хрому застосовується рідко через його високу активність і утворення стабільних поверхневих оксидів, утворення яких починається вже при температурі 538 °С навіть при тиску 10^{-4} Торр (0,013 Па) [4]. Тому паяння хромових деталей вимагає більше високого вакууму і малої тривалості процесу при найбільш можливій низькій температурі.

Найбільш широко застосовуваними покриттями у вакуумно-дуговому методі зміцнення поверхні є нітриди тугоплавких матеріалів. Виготовлення катодів з багатокомпонентних порошкових або литих сплавів, а також тугоплавких (хрому, молібдену, вольфраму, цирконію,

¹⁷ Робота виконана під керівництвом професора Столбового В.О.

титану) матеріалів іноді викликає складність або в принципі неможливо. Тому при виготовленні катодів з таких матеріалів можливо застосувати вакуумну пайку.

У машинобудуванні існують установки, що дозволяють виробляти вакуумну пайку деталей [3, 4]. Це обладнання є дуже дорогим і для більшості ділянок з нанесення вакуумно-дугових покриттів, які розташовуються на інструментальних та машинобудівних заводах, його використання нерентабельне.

Тому модернізація вакуумно-дугового обладнання для паяння матеріалів, що випаровуються (катодів) є актуальним завданням.

Експериментальна частина

Відомо, що випаровувані матеріали (катоди) вимагають інтенсивного водного охолодження, тому для їх вакуумного ущільнення застосовуються різьбові або байонетні елементи. Найбільш дешевим і універсальним матеріалом для нанесення зносостійких покриттів є титан, який допускає нарізання різьби для вузла вакуумного ущільнення, однак при цьому безповоротні втрати катода складають близько 15 мм при загальній довжині катода порядку 30-40 мм. Інші випаровувані матеріали, такі, наприклад, як хром, молібден, вольфрам значно більш дорогі або через високу крихкість або твердість взагалі не допускають нарізання різьби або виготовлення байонетного з'єднання. Крім того, випаровуваний матеріал може бути пористим (наприклад, графіт) або мати наскрізні тріщини, крізь які може протікати охолоджуюча рідина. На рис. 1, як приклад, показаний катод з тріщинами з припаяною різьбовою частиною.

У зв'язку з цим необхідно, щоб катодна система складалася з двох частин: різьбової і випаровуваної, які можна з'єднати за допомогою припою. При виготовленні катода на більшому торці його випаровуваної частини робиться виточення глибиною 1,5 ... 2 мм (рис. 2). Різьбову частину катода виготовляють з міді, якщо при пайці використовується мідно-срібний припій, наприклад, марки ПСр45. Однак на практиці найчастіше використовують раніше відпрацьований катод з титану, з якого виточують різьбову частину по діаметру виточки в основній частині катода (рис.2). В останньому випадку в якості припою використовується мідна фольга 0,2 ... 0,4 мм [5].



Рисунок 1 - Фотографія паяного хромового катода з тріщинами

Попередньо поверхня катода і фольга ретельно поліруються, потім промиваються в лужному середовищі ультразвукової ванні з наступним промиванням у чистій воді. Остаточне промивання здійснюється нефрасом марки С20/80.



Рисунок 2 - Катод з молібдену (а), катод з графіту (б)

Мідна фольга розташовується в поглибленні на основній частині катода, зверху встановлюють різбову частину. Для поліпшення якості пайки на деталі встановлюється навантаження зазвичай зі сталі, що забезпечує притиснення деталей.

Для забезпечення більш високої якості пайки мідно-срібним припоєм для їх кращої змочуваності припоєм поверхні основної і різбової частин катода попередньо покривають шаром міді товщиною 2 ... 3 мкм вакуумно-дуговим методом в цій же установці.

У промисловості вакуумна пайка титанових деталей застосовується в аерокосмічній, автомобільній та іншій техніці є дорогим і енерговитратним процесом. У той час, як пайка титану широко використовується у виробництві, пайка хрому застосовується рідко через його високу активність і присутність стабільних поверхневих оксидів, утворення яких починається вже при температурі 538°C навіть при тиску 0,013 Па. Тому пайка хромових деталей вимагає більш високого вакууму і малої тривалості процесу при найбільш можливій низькій температурі.

Тому пайку елементів катода здійснювали у вакуумно-дуговій установці «БУЛАТ-6». Попередня відкачка камери здійснювалася до $P = 0,005$ Па.

Існують три схеми включення установки при пайці елементів катода в вакуумно-дуговій установці типу «БУЛАТ-6»: пайка при прямому плазмовому потоці, пайка в двухступеновому розряді при негативному потенціалі, пайка в двухступеновому розряді при позитивному потенціалі.

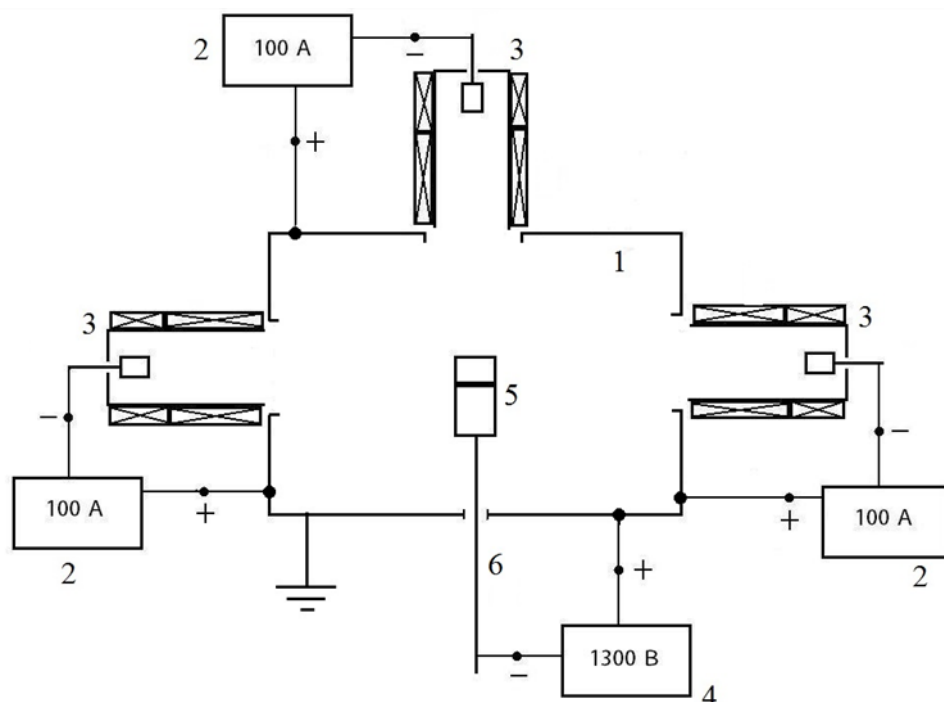
Пайка елементів катода при прямому плазмовому потоці

Пайка елементів катода при прямому плазмовому потоці, що дає можливість без будь-яких змін у вакуумно-дуговій установці проводити пайку.

Завдяки процесам взаємодії іонів із поверхнею деталі відбувається її нагрівання внаслідок високого ступеня іонізації плазми та високого негативного потенціалу на ній. Енергія іонів є основним фактором, що впливає на швидкість (інтенсивність) нагрівання.

На рис. 3 представлена схема вакуумно-дугової установки «БУЛАТ-6», яка використовувалась для пайки деталей на прямому плазмовому потоці. Вона включає в себе вакуумну камеру 1; три джерела живлення випарників 2; три випарника 3; джерело високовольтної напруги 4; припаювані деталі 5; підкладкотримач (поворотний пристрій) 6.

При включенні одного випарника виникають потоки металевої плазми, спрямовані в бік деталі, розташованої в центрі вакуумної камери на обертовому підкладкотримачі. При подачі на деталі негативного потенціалу -1100...-1300 В відбувається інтенсивне їх нагрівання. При цьому швидкість нагріву і максимальна температура залежить від кількості джерел дуги і їх відстані до деталей, що спаюються. При включенні трьох джерел дуги при 100 А в кожному інтенсивність розігріву деталей збільшується. Час до розплаву ПСР-45 досягає 20-30 хвилин в залежності від маси деталей, що спаюються.



- 1 - вакуумна камера; 2 - джерела живлення випарників; 3 - вакуумно-дугові випарники;
4 - джерело високовольтної напруги; 5 - деталі що припаюються; 6 - підкладкотримач (поворотний пристрій)

Рисунок 3 - Схема вакуумно-дугової установки для пайки деталей на прямому плазмовому потоці

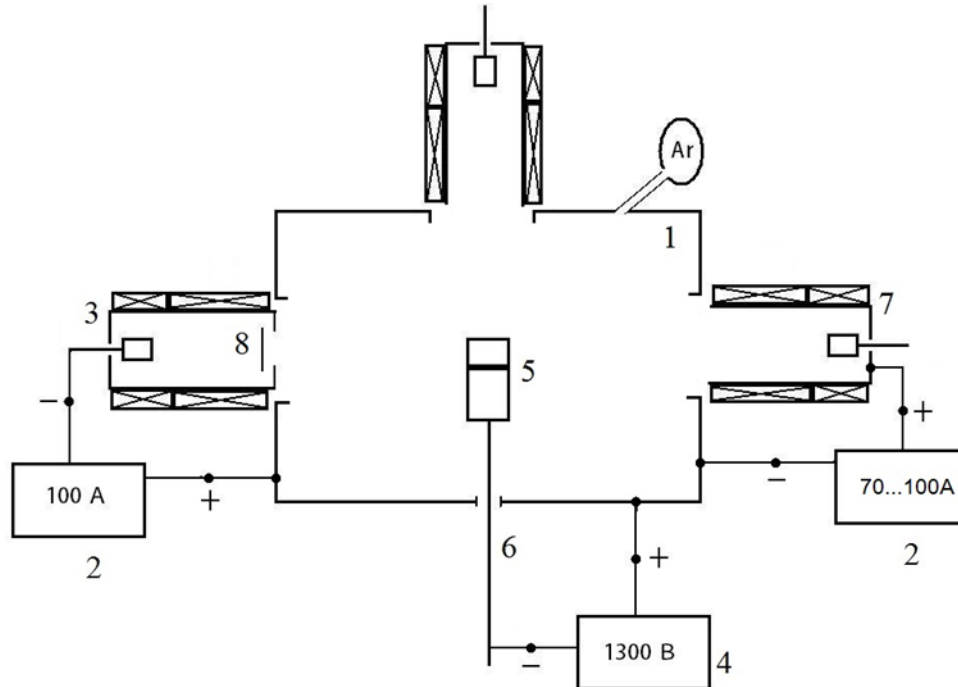
Пайка в дуговому розряді при негативному потенціалі

Процес пайки в дуговому розряді при негативному потенціалі здійснювався у двоступеневому вакуумно-дуговому розряді (ДВДР), що являє собою розряд, в якому дугова плазма поділяється на два ступені, перша з яких представляє собою вакуумну дугу з холодним катодом, а друга ступінь це позитивний дуговий розряду в плазмі газу низького тиску [1]. Виріб, що нагрівається, знаходиться в області газової плазми.

На рис. 4 наведено схему модернізації установки для формування ДВДР. На виході випарника 3 встановлений екран у вигляді системи дисків (або жалюзі) 8, який пропускає частинки газу (азоту або аргону) і електрони, і затримує випаровувані атоми катода. Випаровані з поверхні катода 3 частки металу не можуть проникнути в об'єм вакуумної камери 1, і осідають на поверхні об'єму 8. При цьому корпус протилежно розташованого випарника 7 електрично ізольований від корпусу камери, і до нього підключений позитивний полюс блоку живлення дуги 2. На деталі 5 від високовольтного джерела подається негативний потенціал близько 1300 В.

При досягненні тиску 0,003 Па у вакуумну камеру 1 напускають азот (або аргон) до тиску близько 0,5 Па, включають дугові джерела 2, і високовольтне джерело 4. Для рівномірного прогрівання деталей 5 включається поворотний пристрій 6.

У вакуумній камері 1 виникає газовий дуговий розряд, іони газу бомбардують і нагрівають припаювані деталі. Час нагріву до розплаву припою також залежить від маси деталей. Час розплаву припою ПСР-45 зазвичай становить 20-25 хв. (рис. 5).



1 - вакуумна камера (область з газовою плазмою); 2 - джерела живлення випарників; 3 - вакуумно-дуговий випарник; 4 - джерело високовольтної напруги; 5 - зпаювані деталі; 6 - підкладкотримач (поворотний пристрій); 7 - вакуумно-дуговий випарник; 8 - екран (жалюзі)

Рисунок 4 - Схема вакуумно-дугового установки для пайки деталей за допомогою двоступеневого розряду

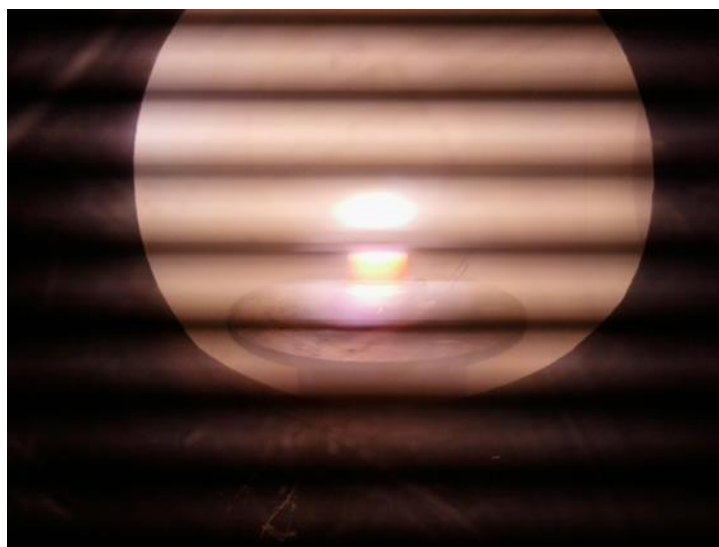


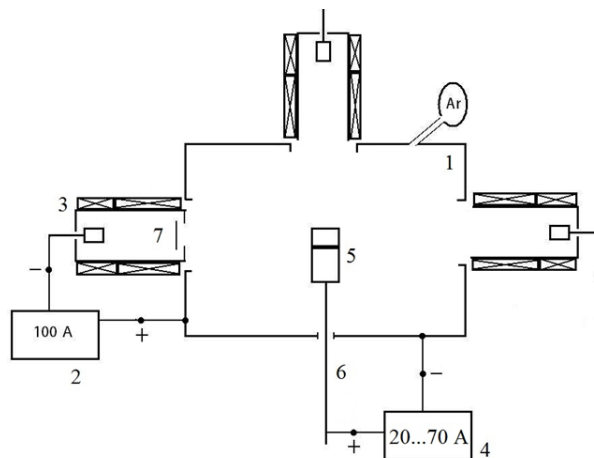
Рисунок 5 - Фотографія деталей в момент розплаву припою в плазмі двоступеневого розряду.

Пайка в газовому вакуумно-дугового розряді при позитивному потенціалі.

На рис. 6 показана схема формування ДВДР, при якій підкладкотримач використовується в якості анода. Як і в попередній схемі на виході випарника 2 встановлений екран у вигляді системи дисків (або жалюзі), що пропускають частинки газу (азоту або аргону) і електрони та затримують випаровувані атоми катода.

Блок живлення дуги 4 підключений позитивним полюсом до поворотного пристрою 6 з деталями 5 і при включенні випарника 3 і подачі газу (азоту, аргону) до тиску 0,5 Па в камері 1 виникає газовий дуговий розряд, анодом якого є деталь, що нагрівається.

При використанні підкладкотримача в якості анода струм може досягати 100 А (залежить від розміру), оптимальний близько 50 А. Таким чином відбувається дуже швидкий розігрів деталей (рис.6). Повний розплав мідної фольги відбувається за час 6 ... 15 хв. Розплав припою на основі ПСР-45 відбувається за час 3 ... 5 хв (рис. 7). Час нагрівання до розплаву припою залежить від маси і об'єму деталей.



1 - вакуумна камера (область з газовою плазмою); 2 - джерело живлення випарника; 3 - вакуумно-дуговий випарник; 4 - джерело живлення дугового розряду; 5 - припаювана деталь; 6 - підкладкотримач (поворотний пристрій); 7 - екран (жалюзі).

Рисунок 6 - Схема вакуумно-дугової установки для пайки деталей за допомогою двоступеневого розряду при позитивному потенціалі.

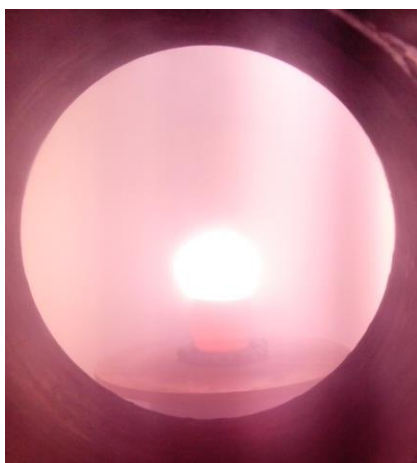


Рисунок 7 - Нагрівання і пайка деталей в двухступеновому розряді при позитивному потенціалі.

На рис. 8 показані катоди для роботи у вакуумно-дуговій установці «БУЛАТ-6». З'явилась можливість використовувати катоди на основі високоентропійних сплавів (ВЕС) та різні багатокомпонентні системи.



Рисунок 8 - Фотографія молибденового (а) і графітового (б) катода, спаяного з титановою різьбовою частиною мідним припоєм

До цього моменту механічна обробка матеріалів ВЕС була дуже проблемною і не завжди може бути здійсненою. Матеріали ВЕС можуть мати високу твердість і крихкість.

Висновки

1. Запропоновано три схеми модернізації вакуумно-дугової установки типу «БУЛАТ-6» для нагрівання та паяння виробів у вакуумі, що дозволяє вирішити проблему забезпечення вакуумного ущільнення катодів різьбовою сполукою.
2. Розглянуто методику паяння у вакуумі на високотемпературний припій типу ПСР-45, з використанням металевої плазми дугових джерел. Час нагрівання до температури плавлення становить 20-30 хв.
3. Модернізація вакуумно-дугової установки для двоступінчастого розряду дозволяє збільшити швидкість нагріву деталей до температури 720 ° С за 8 хвилин.
4. Розроблено методику паяння у вакуумно-дуговій установці що дозволяє використовувати як припой мідну фольгу, що дозволяє поліпшити і здешевити процес паяння.
5. Використання двоступінчастого вакуумно-дугового розряду для нагрівання деталей у вакуумі є одним з енергетично обґрунтованих методів, і не вносить домішки в деталі, що нагріваються, тобто цей метод є конкурентоспроможним порівняно з промисловими установками для вакуумної пайки.

Література

1. Андреев А. А., Саблев Л. П., Григор'єв С. М. Вакуумно-дугові покриття. Харків: ННЦ ХФТИ, 2010. 317 с.
2. Markovich M., Fischer G., Shapiro A. E. Brazing Titanium and Chromium Using Ion Bombardment Heating // Welding journal. 2011. P. 41–43.
3. Elrefaey A., Wojarski L., Pfeiffer J., Til-lmann W. Preliminary Investigation on Ultrasonic-Assisted Brazing of Titanium and Titanium / Stainless Steel Joints // Welding journal. 2013. P. 148–153.

4. Кантер А. Вакуумна пайка запорука якісного паяного з'єднання. Технології у електронній промисловості. 2013. № 6. С. 30-33.
5. Суслов А. А. Паяння шаруватих конструкцій на основі алюмінію та титану. *Зварювальне виробництво*. 1994. № 12 (721). С. 11-13.
6. Біляков В. І. Дифузійне зварювання виробів з примусовим деформуванням у вакуумних печах. *Машинобудування*. 1993. № 3-5. С. 92-96.
7. Гладков Е. А. Розробка нових процесів і методів їх управління та автоматизації стосовно існуючих і нових конструкційних матеріалів. *Машинобудування*. 1993. № 6. С. 12-14.

EFFECT OF LASER TREATMENT ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF PISTON RINGS¹⁸

Selezniov S., student of group MC-11-23
Kharkiv National Automobile and Highway University

Abstract. The study is devoted to the urgent problem of increasing the durability of armored vehicle engines by applying advanced laser processing technology. The object of study is piston rings that are subjected to laser processing in order to form special structures on the surface that provide increased wear resistance. The obtained results made it possible to establish the regularities of formation of the structure and properties of the surface layers of piston rings depending on the parameters of laser processing. The optimal modes of laser processing were determined, which ensure the maximum increase in wear resistance and durability of piston rings. The results of the study can be used to develop new technologies to improve the reliability and durability of armored vehicle engines.

Key words: laser processing, piston rings, wear resistance, durability.

ВПЛИВ ЛАЗЕРНОЇ ОБРОБКИ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ПОРШНЕВИХ КІЛЕЦЬ

Селезньов С.В., студент групи MC-11-23
Харківський національний автомобільно-дорожній університет

Анотація. Дослідження присвячено актуальній проблемі підвищення довговічності двигунів броньованої техніки шляхом застосування перспективної технології лазерної обробки. Об'єктом дослідження є поршневі кільця, які піддаються лазерному обробленню з метою формування на поверхні спеціальних структур, що забезпечують підвищену зносостійкість. Отримані результати дозволили встановити закономірності формування структури та властивостей поверхневих шарів поршневих кілець в залежності від параметрів лазерної обробки. Було визначено оптимальні режими лазерної обробки, що забезпечують максимальне підвищення зносостійкості та довговічності поршневих кілець. Результати дослідження можуть бути використані для розробки нових технологій підвищення надійності та довговічності двигунів броньованої техніки.

Ключові слова: лазерна обробка, поршневі кільця, зносостійкість, довговічність.

Introduction

The object of research is laser treatment of piston ring surfaces by melting and hardening, which forms special structures and properties to increase the durability of armored vehicle engines.

The aim of the work is to solve the scientific and technical problem of increasing the durability of piston rings of central compressor stations by forming special structural properties of the surface layer using laser treatment by melting and hardening.

The research methods include optical microscopy, electron microscopy, X-ray diffraction analysis, microhardness measurements, laboratory and in-service tests for piston ring wear resistance.

¹⁸ Робота виконана під керівництвом асистента Байдали В. Ю.

Research results and discussion

In order to study the effect of laser treatment on the hardening of the treated surface of the liner, experiments were conducted in which the cast iron used was hardened in different modes to study the properties of the hardened layer. At an irradiation speed of 5.4 mm/s, the surface of the cast iron melted over the entire area of contact with the beam, and at irradiation speeds of 6.5 and 7.6 mm/s, it partially melted. At an irradiation rate of 11 mm/s, only the surface layer was hardened. The depth of the layer decreased with increasing irradiation rate according to a parabolic law (Fig. 1).

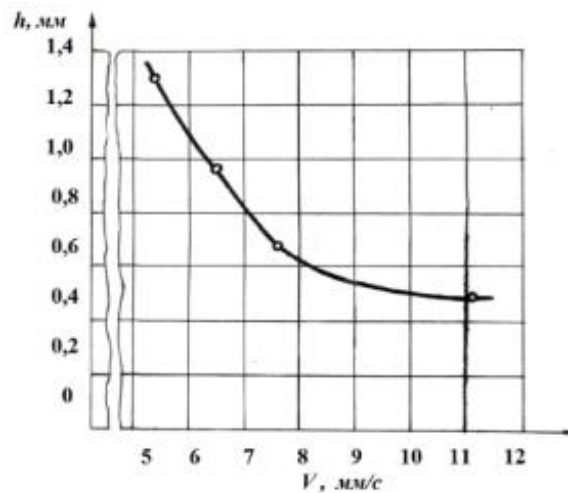


Figure 1 – Effect of laser irradiation speed on depth

At an irradiation speed of 11 mm/s, it is 0.5 mm, and at 5.4 mm/s – 1.3 mm.

The microstructure of the melt zone is heterogeneous over the irradiated area and usually consists of three structural elements: as the irradiation power decreases, the proportion of white cast iron microstructure with a pre-eutectic structure increases and the proportion of areas with a high-carbon steel structure with different carbon content decreases. The X-ray diffraction of the melt shows different amounts of austenite, martensite and cementite. The amount of austenite and cementite increases with decreasing irradiation rate. Laser treatment does not significantly change the purity or surface topography of the piston rings (Fig. 2).

The analysis of experimental data shows that laser treatment, which includes both surface melting and hardening, provides high wear resistance of the ring, which significantly exceeds the wear resistance of ordinary chrome-plated rings. Thus, the structure of cast iron obtained after laser irradiation is highly resistant to tempering, provides high hardness in the operating temperature range up to 350°C and retains structural heterogeneity. At the same time, the surface coating does not affect the properties of the irradiated layer near the surface during wear [2, 3].

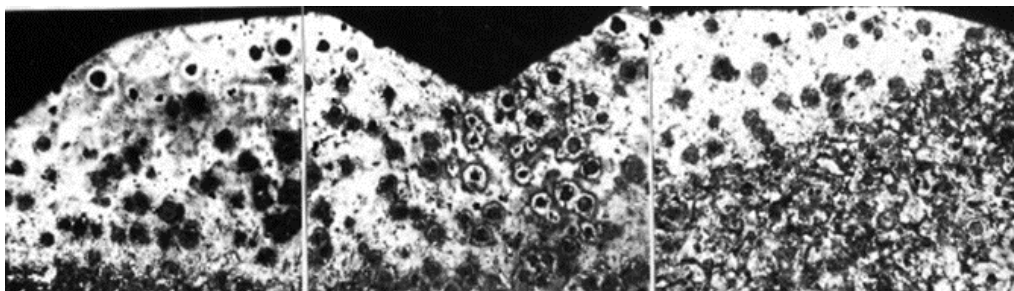


Figure 2 – Profile of the piston ring after irradiation

When laser machining piston rings, preference is given to irradiation with surface hardening, since it practically does not change the cleanliness of the irradiated surface. Based on this, among the studied irradiation modes, we recommended processing in the speed range of 7.6–11 mm/s at a power of 0.6 kW [1, 3].

Conclusions

1. The structure and properties of piston rings for armored vehicles after laser treatment were studied using optical microscopy, electron microscopy, X-ray diffraction analysis, microhardness measurements, laboratory and operational wear tests to investigate the strengthening potential of this processing method.

2. It has been established that the process of electroplating chromium is inefficient, the chromium yield is low, and the production waste is environmentally harmful. Laser processing methods are characterized by high productivity and efficiency. The results obtained indicate the prospects of using laser treatment to protect piston rings from wear and corrosion.

3. The analysis of experimental data shows that laser treatment with surface melting and hardening provides high wear resistance of the rings, which significantly exceeds the wear resistance of solid chrome rings.

4. An important result obtained was a significant reduction in the wear of the body-liner pair. It was found that the higher wear of the ring due to surface melting compared to quenching is due to the formation of austenitic areas on the friction surfaces, while the increased wear of the liner is due to the formation of harder areas of white hardened cast iron. An important role is played by a decrease in the proportion of graphite that appears on the surface, i.e., the lubricating effect.

5. The influence of the laser treatment mode on the depth, structure, phase composition, and properties of the irradiated layer of piston rings was investigated. The range of irradiation speeds at which fully, partially heated, and surface hardened layers are formed is determined. The irradiation modes under which layers with different proportions of austenitic, martensitic, and carbide components with properties that provide high wear resistance are formed are determined.

6. It was found that laser-treated cast iron is characterized by a high resistance to tempering when heated to 400°C due to the influence of silicon and other alloying elements.

7. The best wear resistance, which exceeds the wear resistance of solid chrome rings, was shown by rings irradiated in the following mode: $W = 0.6 \text{ kW}$, $V_{\text{irradiation}} = 10\text{--}11 \text{ mm/s}$.

8. The results of the work have been implemented at the State Enterprise «Malyshev Plant».

Literature

1. Structure and properties of powder gas-plasma coatings based on nickel / D. B. Hlushkova, V. A. Bagrov, S. V. Demchenko, V. M. Volchuk, O. V. Kalinin, N. E. Kalinina. *Problems of Atomic Science and Technology*. 2022. No. 4 (140). P. 125–130. URL: <https://doi.org/10.46813/2022-140-125>.

2. Increasing the corrosion resistance of heat-resistant alloys for parts of power equipment / V. S. Vahrusheva, D. B. Hlushkova, V. M. Volchuk, T. V. Nosova, S. I. Mamhur, N. I. Tsokur, V. A. Bagrov, S. V. Demchenko, Yu. V. Ryzhkov, V. O. Scrypnikov. *Problems of Atomic Science and Technology*. 2022. No. 4 (140). P. 137–140. URL: <https://doi.org/10.46813/2022-140-137>.

3. Influence of structure and phase composition on wear resistance of sparingly alloyed alloys / D. B. Hlushkova, V. A. Bagrov, V. M. Volchuk, U. A. Murzakhmetova. *Functional Materials*. 2023. No. 1 (30). P. 74–78. URL: <https://doi.org/10.15407/fm30.01.74>.

ІОННА ІМПЛАНТАЦІЯ ЯК МЕТОД ПІДВИЩЕННЯ ЗНОСОСТІЙКОСТІ ДЕТАЛЕЙ МАШИНИ ¹⁹

Пилипенко М.М., магістр групи МС-55-23
Харківський національний автомобільно-дорожній університет

Анотація. Досліджені структура, мікротвердість, зносостійкість виробів з сірого чавуну після іонної імплантації поверхні азотом, бором і вуглецем. Вибраний оптимальний елемент, що імплантується.

Ключові слова: структура, мікротвердість, зносостійкість, іонна імплантація.

ION IMPLANTATION AS A METHOD OF INCREASING THE WEAR RESISTANCE OF MACHINE PARTS

Pylypenko M., master of group MC-55-23
Kharkiv National Automobile and Highway University

Abstract. It is researched the structure, microhardness, wear resistance of grey iron's details after ion-implantation of surface by nitrogen, boron, carbon. It is chosed the optimum element.

Key words: structure, microhardness, wear resistance, ion-implantation.

Вступ

Велика кількість деталей машин працюють в умовах підвищеного зношування, що вимагає застосування дорогих легованих сталей.

Однією з умов впровадження ресурсозберігаючих технологій є заміна легованих сталей більш дешевим матеріалом, а підвищення довговічності деталей машин досягається розробкою нових методів зміцнення поверхневого шару.

У цьому плані є перспективним метод іонної імплантації, який дозволяє виготовляти такі деталі, як гальмівні диски, маховики двигуна, блоки циліндрів та інші з ординарних дешевих матеріалів з високими службовими властивостями.

Переваги цього – мала тривалість процесу застосування елементів, відносна однорідність їх розподілу, низька температура процесу, можливість обробки деталей будь-якої конфігурації.

Одним з важливих факторів, що визначають зносостійкість покриття, є вибір елемента, який імплантується, що і послужило метою цієї роботи.

Матеріал та методика дослідження

Матеріалом, який піддавався іонній імплантації, є сірий чавун, що широко використовується в різних галузях машинобудування.

Незважаючи на крихкість, він має ряд переваг перед сталлю: високі ливарні та антифрикційні властивості, нечутливий до дефектів поверхні, швидко гасить вібрації та резонансні коливання.

Зміцнення поверхні виробів, виготовлених із сірого чавуну, дозволяє розширити сферу його промислового використання. Хімічний склад сірого чавуну, на який наносилося іонно-

¹⁹ Робота виконана під керівництвом професора Глушкової Д.Б.

плазмове покриття, представлений у табл. 1.

Таблиця 1- Хімічний склад сірого чавуну

Кількість елементів, %						
C	Si	Mn	Ni	S	P	Fe
3,49	2,49	0,56	0,08	0,06	0,11	інше

Мета роботи

Іонна імплантація робочих поверхонь деталей машин із сірого чавуну проводилася окремо іонами N, B, C. Випробування на зносостійкість були виконані на машині СМЦ-2.

Рентгеноспектральний аналіз здійснювався на дифрактометрі ДРОН-3 у випромінюванні $C_{\alpha}K$. Для визначення фазового складу реєструвалися дифракційні лінії у діапазоні кутів $\theta = 20^{\circ} - 80^{\circ}$.

За допомогою мікроструктурного аналізу визначався розмір зерна. Мікротвердість вимірювали на приладі ПМТ-3.

Результати дослідження та їх обговорення

У тонкому поверхневому шарі відбуваються структурні зміни, які мають вирішальний вплив на властивості. При цьому важливі не тільки структурні зміни в тонких поверхневих шарах, але й ті, які відбуваються на більшій глибині, що відповідає пробігу іонів аж до межі їх проникнення, а також дефекти, що створюються в результаті зіткнення частки, що летить, з атомами мішені.

Як показали дослідження мікроструктури сірого чавуну, що зазнавав іонної імплантації як іонами N, так і іонами B і C, на певній глибині спостерігається подрібнення зерна (рис. 1)

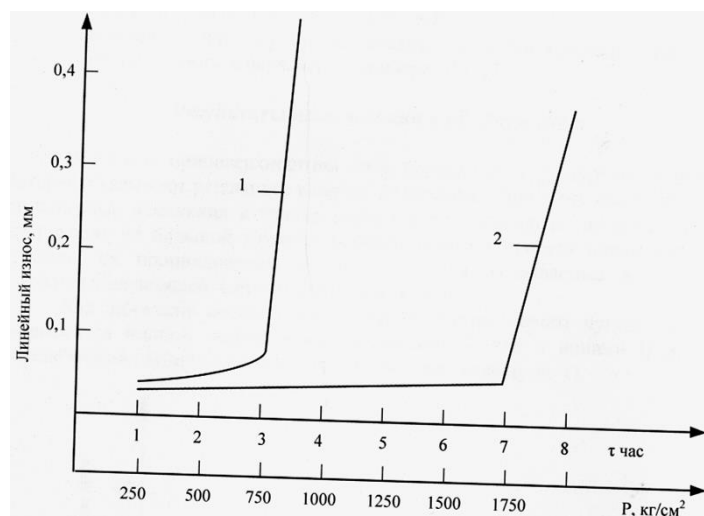


Рисунок 1 – Гістограми розміру зерна від краю в глибину

Як впливає з гістограм, найменший розмір зерна спостерігається на глибині 15 мкм. Цей факт, ймовірно, пов'язаний з тим, що іонна імплантація активізує підкладку, сприяючи зародкоутворенню на першому етапі формування покриття.

Результати зносних випробувань надано на рис. 2, де порівнюється знос чавуну, необробленого та після імплантації іонами азоту. З отриманих даних видно, що необроблений чавун руйнується через 3 години, причому інтенсивне зношування починається вже з першої години випробувань. Чавун, який пройшов обробку іонами азоту, починає руйнуватися через 7 годин випробувань при навантаженні 1750 кг/см², причому зношування поверхні за перші 4

години випробувань практично не спостерігається. У разі напilenня чавуну іонами бору та вуглецю зносостійкість дещо нижча, ніж після напilenня іонами азоту.



1 – необроблений чавун; крива 2 – чавун після іонної імплантації азоту

Рисунок 2 - Залежність лінійного зносу від часу та навантаження

Очевидно, висока зносостійкість поверхні чавуну після іонної імплантації азоту може бути пов'язана з тим, що на поверхні формується щільний і твердий шар, який певною мірою вирівнює гетерогенну структуру чавуну, з одного боку, а з іншого боку створює в матеріалі специфічні дефекти, які зміцнюють його та значною мірою сприяють підвищенню зносостійкості.

Зміна мікротвердості проводилися у напрямку від поверхні до центру на шліфах, вирізаних перпендикулярно до імплантованого шару.

В результаті іонної імплантації сірого чавуну у всіх випадках одержано підвищення мікротвердості.

Чавун після іонної імплантації іонами азоту має найбільшу твердість - вона в середньому становить 21500 МПа у поверхні і поступово знижується на відстані 50 мкм у глиб зразка від поверхні до значень, характерні для вихідного чавуну. Таким чином, мікротвердість поверхневого шару підвищується в 6 разів.

Після іонної імплантації бору мікротвердість чавуну біля поверхні становить середньому 10100 МПа і знижується також з відривом 50 мкм до серцевини. Мікротвердість поверхневого шару підвищується у 2,5 рази.

При іонній імплантації вуглецю мікротвердість чавуну біля поверхні в середньому має значення 11000 МПа з подальшим зниженням до центру зразка. Мікротвердість поверхневого шару збільшується в 3 рази.

Підвищення мікротвердості чавуну внаслідок імплантації іонів азоту, бору і вуглецю очевидно можна пояснити наявністю великої кількості специфічних дефектів, які утворюються в процесі такої обробки, а також закріплення їх дисперсними фазами, що утворюються, відповідно, нітридами, боридами і карбідами.

Вивчення фазового складу зміцнених поверхонь чавуну показало, що у зразках, оброблених азотом, основну фазу становить нітрид Fe_3N , крім того, присутній нітрид Fe_2N , але в набагато менших кількостях.

У зразках, які були імплантовані іонами вуглецю, утворюється тільки карбід заліза Fe_3C , а в зразках, імплантованих бором, утворюються дві фази - FeB і Fe_2B .

Висновки

1. Після іонної імплантації азотом, бором, вуглецем у приповерхневій ділянці чавунних зразків відбувається подрібнення перлітних колоній.
2. Іонна імплантація підвищує мікротвердість поверхневого шару: іони азоту збільшують мікротвердість в ~ 6 разів, а іони вуглецю і бору в $\sim 2,5 \dots 3$ разів.
3. З досліджених імплантованих елементів при іонній імплантації поверхні сірого чавуну найбільшу зносостійкість та мікротвердість забезпечує азот.

Література

1. Технологічне забезпечення якості продукції машинобудування / Є.А. Фролов, С.І. Кравченко, С.В. Попов, С.М. Гнітько. Полтава, 2019. 204 с.
2. Нанотехнології в 21 столітті: стратегічні пріоритети на ринкові підходи до впровадження: Г.О. Андрощук та ін. : монографія. К. : УкрІНТЕІ, 2011. 272 с.

ВПЛИВ СХЕМ КОНТАКТУ ТА УМОВ НАВАНТАЖЕННЯ НА ГЕОМЕТРІЮ ПЛЯМИ ЗНОСУ ПРИ ФРЕТИНГ-ЗНОСІ²⁰

Шепелєв В.В., студент групи МС-31-22
Харківський національний автомобільно-дорожній університет

Анотація. У статті описано вплив схем взаємодії двох тіл на геометрію плями фретинг-знос. Описано етапи механізму фретинг-знос. Розглянуто зв'язок між механізмом фретинг-знос та схемою взаємодії двох деталей, що контактують.

Ключові слова: фретинг-знос, контр-тіло, навантаження, знос, пляма знос, амплітуда.

INFLUENCE OF CONTACT PATTERNS AND LOADING CONDITIONS ON THE GEOMETRY OF THE WEAR SPOT IN FRETTING WEAR

Shepelev V., student of group MC-31-22
Kharkiv National Automobile and Highway University

Abstract. The article describes the influence of two-body interaction schemes on the geometry of the fretting-wear spot. The stages of the fretting wear mechanism are described. The relationship between the fretting wear mechanism and the scheme of interaction between two contacting parts is considered.

Key words: Fretting wear, counter body, load, wear, wear spot, amplitude.

Вступ

Фретинг-знос відбувається в різних вузлах і з'єднаннях промислових споруд, а також механізмів машин. Зокрема, фретинг-знос спостерігається в багатьох галузях і є однією з серйозних проблем сьогодення в автомобільній, аерокосмічній, біомедичній та ядерній промисловості [1].

Механізм фретингу

Для опису фретингу використовують різне трактування цього процесу. Найчастіше використовується вираз «фретинг-знос», «фретинг-втома» і «фретинг-корозія». Згідно з глосарієм термінів (Glossary of terms. ASM Handbook, Friction, Lubrication and Wear Technology, ASM, Vol. 18 (1992)) фретинг визначається як: «Особливий процес зношування, що відбувається в зоні контакту між двома матеріалами під навантаженням і при одночасному відносному русі під дією вібрації або будь-якої іншої сили». При цьому амплітуда відносного взаємного руху становить від мікрометрів до міліметрів, а в окремих випадках може досягати 3-4 мм [2, 3].

Коливальні рухи, які відбуваються під час фретингу з малою амплітудою, зазвичай спрямовані по дотичній між двома твердими поверхнями, що перебувають у контакті.

З вище викладеного розглядатимемо фретинг-знос як фретинг, під час якого невеликі зміщення є наслідком зовнішніх вібрацій, а фретинг-втома - як невеликі зміщення, які є наслідком (циклічної) деформації однієї з двох частин, що стикаються. Термін фретинг-

²⁰ Робота виконана під керівництвом доцента Рижкова Ю.В.

корозія використовуватимемо в тих випадках, коли переважатиме хімічна або електрохімічна реакція.

У процесі фреттинг-знос величина амплітуди, за якої відбувається зношування поверхні (особливо на початковій стадії), перебуває в межах від 1 до 300 мкм. Під час фреттинг-знос частинки знос можуть залишатися в зоні контакту двох матеріалів, що розглядаються, оскільки величина частинок знос і величина амплітуди коливань співмірні. Під час знос звичайних пар тертя частинки знос виводяться із зони контакту двох матеріалів тертя [4].

Під час взаємодії пар тертя зношування відбувається внаслідок навмисного переміщення поверхонь, фреттинг виникає між поверхнями, які практично нерухомі відносно одна одної, але водночас зазнають циклічних коливальних переміщень відносно одна одної або знакозмінних навантажень. Коливальні переміщення часто виникають через зовнішню вібрацію або динамічний вплив. Типовими прикладами місць, де може відбуватися процес фреттингу, є втулки та диски, напресовані на вали, що обертаються, шліцьові муфти, заклепкові або болтові з'єднання, між пасмами канатів, а також між тілами кочення та доріжками підшипників, коли вони нерухомі відносно одне одного. Він також може виникати під час транспортування неправильно упакованих деталей, коли вібрація може призвести до фреттинг-знос в місцях їхнього контакту між собою. Фреттинг-знос може призвести до ослаблення з'єднань, унаслідок чого підвищується вібрація і, як наслідок, прискорюється подальший знос з'єднувального вузла. Оскільки осколки, що утворюються під час фреттинг-знос, являють собою переважно оксид, який у більшості металів займає більший об'єм, ніж метал, з якого він утворився, фреттинг-знос може також призвести до заїдання деталей, призначених для ковзання або обертання з невеликим зазором. Якщо частинки знос не виводяться або погано виводяться із зони контакту, то це може призвести до заїдання і задиротворення [5-8].

На рис.1 схематично показано процес фреттинг-знос. Контр-тіло здійснює циклічні зворотно-поступальні рухи по зносостійкому покриттю, яке нанесено на поверхню основного металу. Крім того, контр-тіло під дією зовнішнього навантаження впливає на основний метал через покриття. У процесі взаємодії пари матеріалів утворюються мікротріщини та мікрочастинки знос. Оскільки контр-тіло здійснює зворотно-поступальні рухи високої частоти та малої амплітуди, водночас відчуваючи значне навантаження, перпендикулярне до поверхні основного матеріалу.



Рисунок 1 – Схематичне зображення фреттинг-знос

Фреттинг-знос умовно можна поділити на чотири схеми взаємодії та утворення плями знос. Першу схему показано на рис. 2, а, коли контр-тіло під впливом зовнішнього

навантаження притискається до поверхні іншого матеріалу, при цьому здійснює зворотно-поступальні циклічні рухи з малою амплітудою. Пляма зносу має при цьому форму «овалу».

Друга схема рис. 2, б. являє собою схему, коли контр-тіло і основний матеріал залишаються відносно нерухомі один до одного, при цьому контр-тіло зазнає високочастотних циклічних навантажень, спрямованих перпендикулярно на площину поверхні основного матеріалу. Форма плями зносу являє собою «коло». Третя схема (рис. 2, в) - це коли контр-тіло здійснює циклічні обертальні рухи навколо осі, паралельної поверхні матеріалу, водночас зовнішнє навантаження спрямоване перпендикулярно до поверхні матеріалу. Пляма зносу має форму «овалу». Четверта схема (рис. 2, г), коли контр-тіло здійснює циклічні обертальні рухи навколо осі, розташованої перпендикулярно до площини поверхні матеріалу, зовнішнє навантаження спрямоване вздовж осі обертання. Форма плями зносу має форму «кола».

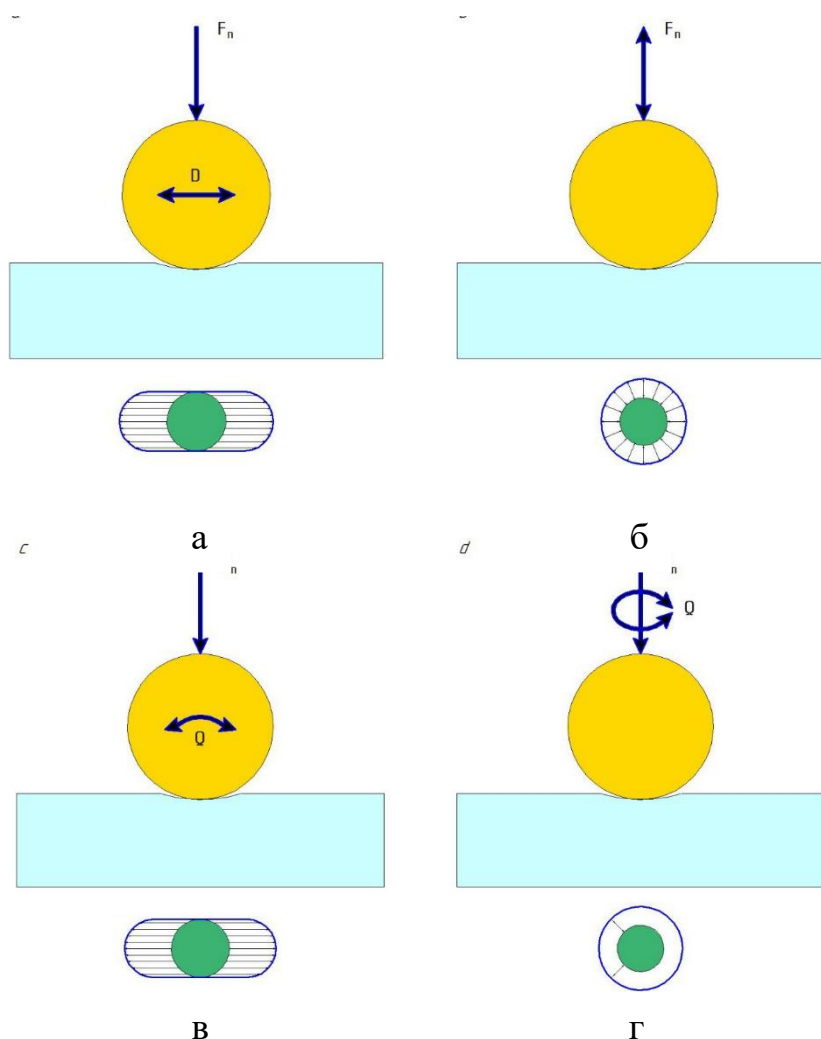


Рисунок 2 – Геометрія плями зносу за різних схем контакту та умов навантаження

Механізм фретингу на поверхні можна умовно поділити на три етапи.

Етап-1. На початковому етапі фретинг-зносу під дією зовнішнього навантаження поверхні дотичних деталей діють одна на одну з однаковою силою. Площа плями контакту сил, що взаємодіють, залежить від геометрії та розміру дотичних деталей, а також величини чинного навантаження. Під дією навантаження відбувається зминання і руйнування вершин і гребінців шорсткості поверхні.

Етап-2. На другому етапі під дією циклічного знакозмінного навантаження або рухом контр-тіла відбувається рух частинок зламаних вершин шорсткості поверхні основного матеріалу. Через малу амплітуду руху, частинки зламу на першому етапі не можуть вийти за межі плями контакту деталей, що взаємодіють. Частинки, що рухаються, внаслідок циклічного руху під дією навантаження призводить до утворення нових частинок зносу.

Етап-3. На третьому етапі підвищується швидкість фреттинг-зносу, що призводить до критичного стану пари контр-тіло і основний матеріал. Підвищення швидкості фреттинг-зносу зумовлене низкою причин: зростання кількості частинок зносу, що перебувають у зоні плями контакту; виникнення мікротріщин та їхнє зростання на межі плями контакту. Яка з причин призводить до критичного стану визначає, що це фреттинг-знос або фреттинг-втома.

Залежно від схеми контакту та умов навантаження механізм фреттинг-зносу змінюється.

Висновок

1. На етапі проєктування деталей і вузлів під час вибору матеріалу необхідно враховувати механізм фреттинг-зносу
2. Механізм фреттинг-зносу і геометрія плями зносу залежить від схеми контакту та умов навантаження.

Література

1. Кузьменко, А.Г., Яріш О.В. Дослідження на фреттинг-знос по схемі стиснених плоских консольних пластин. *Проблеми трибології*. 2013. № 3. С. 28-33.
2. Шалапко Ю.І., Радек Н., Бонек М. Ієрархія глобальної моделі фреттингу. *Проблеми трибології*. 2010. №3. С. 85-89.
3. Журавель Д.П. Триботехніка. Курс лекцій з навчальної дисципліни. Мелітополь: ВПЦ «Люкс», 2019. 280 с.
4. Підвищення стійкості різального інструменту технологічними методами : навчальний посібник / Тарельник В. Б., Конплянченко Є. В., Марцинковський В. С. та ін.; за ред. проф. В. Б. Тарельника. Суми : Університетська книга, 2011. 189 с
5. Розробка та дослідження покриттів для захисту від фреттинг-корозії / В.І. Похмурський, В.М. Мацевітий, О.С. Калахан, І.Б. Казак, К.В. Вакуленко, С.В. Ляшок // Проблеми машинобудування. 2010. Т. 13, № 2. С. 61-67.
6. Kuz'menko A. G. Variacionno-jeksperimental'nyj metod v kontaktnoj mehanike sdvigovyh peremeshhenij i naprjazhenij. *Problemy tribologii*. 2013. № 1. S. 144-153.
7. Kim, H.K.; Lee, Y.H.; Heo, S.P. Mechanical and experimental investigation on nuclear fuel fretting. *Tribol. Int.* 2016, 39. pp 1305–1319.
8. McColl, I.R., Ding, J. and Leen, S.B., 2004. Finite element simulation and experimental validation of fretting wear. *Wear*, 256(11-12). pp.1114-1127.

FEATURES OF CAST IRON WELDING WITH ELECTRODES WITH OXIDIZING COATING²¹

Elfimov V., student of group MC-41-20
Kharkiv National Automobile and Highway University

Annotation. Application issues of manual arc cold-welding of cast iron by electrodes on Cv-08A wire with oxidizing coating containing oxidizing agents, slag-forming and stabilizing elements of marble, hematite, quartz sand, chromium oxide, aluminum powder, mica and soda are considered.

Key words: cast iron, welding, oxidizing agents, hematite, coating.

ОСОБЛИВОСТІ ЗВАРЮВАННЯ ЧАВУНУ ЕЛЕКТРОДАМИ З ОКИСЛЮВАЛЬНИМ ПОКРИТТЯМ

Єлфімов В.В., студент групи МС-41-20
Харківський національний автомобільно-дорожній університет

Анотація. Розглянуті питання застосування ручного дугового холодного зварювання чавуну електродами на дроті Св-08А з окислювальним покриттям, що містить окислювачі, шлакообразующие і стабілізуючі елементи - мармур, гематит, кварцовий пісок, оксид хрому, алюмінієвий порошок, слюду і соду.

Ключові слова: чавун, зварювання, окислювачі, гематит, покриття.

Introduction

In iron castings different defects are detected at different processing stages. In addition, the reduced strength and high brittleness of grey irons in some cases lead to breakdowns during operation of the parts made of them, which in turn leads to failure or downtime [1].

Welding processes are widely used to eliminate defects in cast iron castings and to repair damaged parts.

State of the question

Noteworthy is the work carried out by P.S. Elistratov on the development of EMF type electrodes on Sv-08 wire coated with oxidative form. Under conditions of high-temperature phase of the welding arc carbon is the most active oxidizing agent. Oxidized carbon as CO gas is removed from the welding bath. The large thickness of the coating and high values of welding current used at welding by the electrodes of MES did not allow to establish optimal limits of electrode manufacturability [1].

Purpose and mission statement

The purpose of this work was to create electrodes for cold welding of cast iron on the rods from Cv-08A wire and coating containing oxygen-containing component - hematite, which differ

²¹ Робота виконана під керівництвом доцента Багрова В.А.

from the electrodes of the brand MES with improved welding and technological properties and high quality of the molten metal by changing the slag and alloying coating system.

Research Materials and Methodology

Metal electrodes for manual arc welding, manufactured by pressing method, were used for research. Rods of electrodes were made of steel welding wire of Sv-08A grade according to GOST 2246 with diameter of 3 and 4 mm.

The electrodes were coated with sour look. Aluminium powder of PAP-1 grade according to GOST 4135 was used as a weld metal deoxidizer. Hematite (Fe_2O_3) in accordance with GOST 4418 was used as an oxidizing component.

Coating weight factor of electrodes was 0.45...0.47 at coating thickness on the side of 0.8 mm of electrodes with diameter of 3 mm, and 1 mm - electrodes with diameter of 4 mm. 5 versions of electrodes were produced. For comparison, the EMF electrodes were manufactured.

Welding and surfacing of samples for testing hardness and chemical composition of weld metal and molten metal, as well as welding and technological properties of electrodes, in accordance with the requirements of GOST 9466, were produced both on alternating and direct current of forward and reverse polarity. Welding transformer TD-502.U3 and rectifier VDU-504 were used as power sources. Current strength for 3 mm diameter electrodes was 100 ... 120 A, and for 4 mm diameter electrodes - 160 ... 180 A.

For manufacture of welded samples plates from cast iron of mark Ч 21 according to GOST 1412 with thickness of 30 mm were used. Preparation of edges for welding of butt joints corresponded to GOST 9466. Hardness of metal of a seam and the clad metal was measured on device TK-2 (on a scale C), microhardness was measured on device ПМТ-3, at loading 100 g. Samples for chemical analysis of molten metal were taken from three upper layers of eight-layer cladding in accordance with GOST 7122.

Results of the study and their discussion

The general character of the microstructure of the welded seams was estimated with the help of the optical microscope ММ-8М on transverse microsections of 15x25x30 mm, etched in 5% nitric acid alcohol solution.

The main task in the development of ZTM-Ch electrodes was the maximum removal of carbon from the weld metal due to its oxidation with oxygen of the gas and slag phases of the arc.

To study the degree of carbon burnout from the weld metal the multilayer cladding with the height of 20 mm by the studied electrodes on the mechanically processed plate surface from grey cast iron of mark Ч 21 was made and the chemical analysis of the weld metal by depth with the step of 1 mm from the top of the clad metal to the base metal was made.

The obtained results show that in the weld metal molten by the developed electrodes with increasing distance from the base metal the carbon content in the weld metal decreases sharply and reaches the minimum required values at the height of 6-7 mm. This corresponds to the second pass at welding with 4 mm diameter electrodes. The content of Si, Mn alloying elements as well as P and S harmful impurities is also reduced.

At welding by electrodes of mark SES the decrease in the content of carbon in weld metal is less intensive and the level of carbon below 0,12 % is reached at height more than 10 mm that corresponds to the third pass. The reduction is similar to that of other elements.

The results obtained confirm the assumption of a more complete decarburization of the weld metal by the composition of ZTM-Ch electrodes coating, which makes it possible to conduct further studies.

Graphically, the results of these studies are shown in fig. 1.

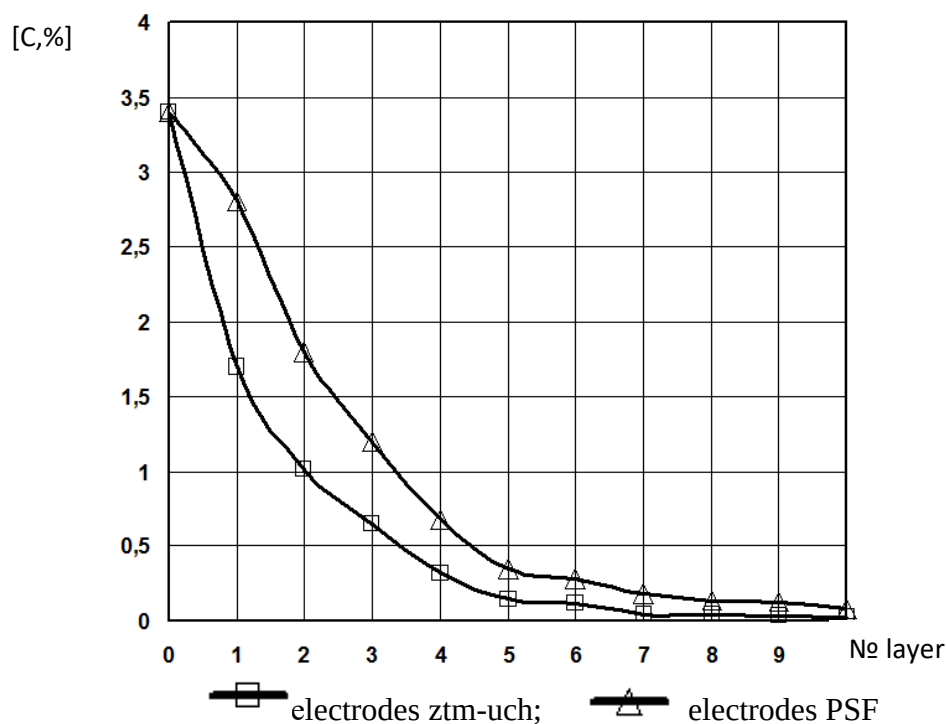


Figure 1 - Dependence of carbon content in metal on seam height

In order to study the effect of carbon content in the molten metal on the hardness, the dependence of the hardness of the molten metal on the seam height was studied. Measurements were made on three-layer cladding grinding in seven points with a pitch of 1 mm (fig. 2).

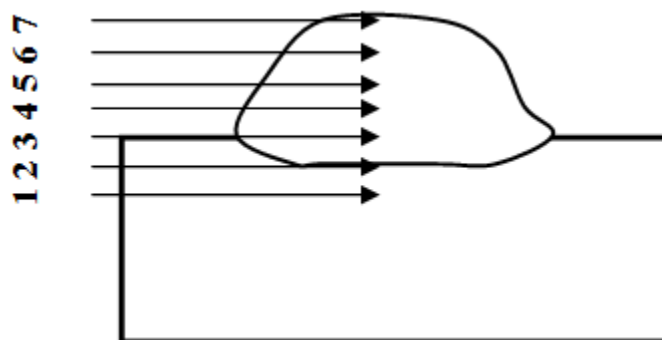


Figure 2 - Diagram of hardness measurement of molten metal

The results of hardness measurements are given in table 1.

As can be seen from Table 1, the hardness of the molten metal decreases in the height of the seam. Maximum weld metal hardness in the fusion zone (point #2).

As can be seen from Table 1, the hardness of the molten metal decreases in the height of the seam. Maximum weld metal hardness in the fusion zone (point #2).

At electrodes ZTM-UCH hardness of metal in the fusion zone is much lower than at electrodes of PSF that allows to mechanically process welded seams.

The study of macrostructure of welded samples at cladding from 1 to 5 layers (fig. 3) showed that the alloy line of cast iron-steel is smooth without obvious defects and discontinuities. The molten metal in all samples is dense, without cracks and slips.

A smooth transition from the base metal (grey cast iron CЧ 21) to the cladding is seen on the undressed slate (fig. 4). The amount of structurally free graphite gradually decreases as it is removed from the base metal in full accordance with the degree of cast iron decarburization with oxygen of coating.

Table 1 - Hardness of the molten metal, HRC

Electrode option	Numbers of points (from below up through 1 mm)						
	1	2	3	4	5	6	7
electrodes PSF	18	55	48	46	42	35	20
electrodes ztm-uch	18	43	38	30	20	17	16

The width of the thermal influence zone revealed after metallographic etching (fig. 5) is 0.3-0.35 mm.

The structure of the basic metal is plate graphite, matrix is sorbite-like and thin-plate pearlite with insignificant amount of ferrite.

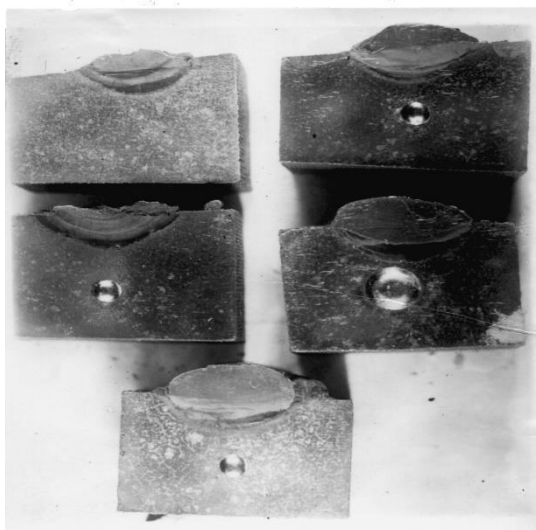
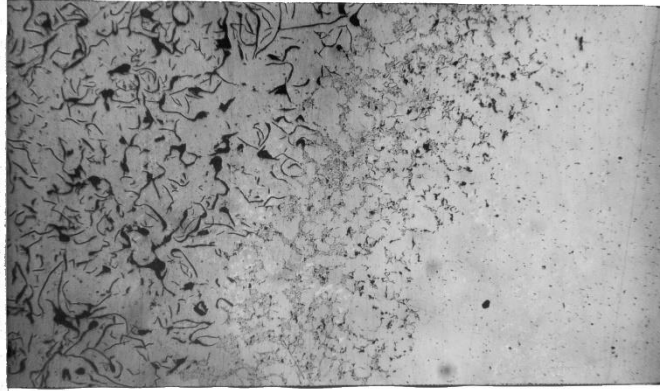


Figure 3 - Macrostructure of Weld Joints

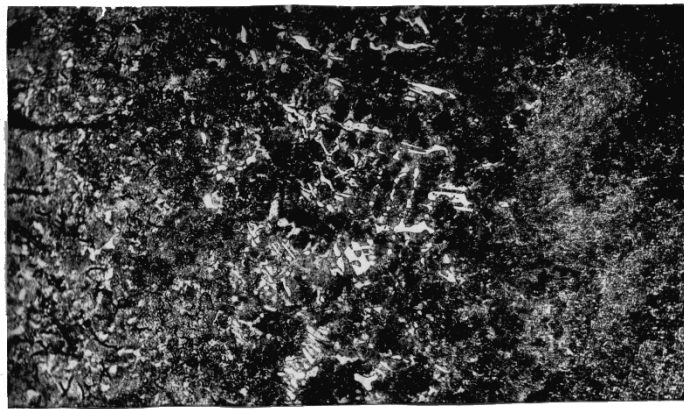
In the zone of thermal influence - troosto sorbitol and annealed graphite, $H_{\mu} = 297-420$ (HRC = 29-43). Cement and ledeburitis needles are also observed (needle hardness $H_{\mu} = 742$, HRC 61). The width of the section with the presence of needle structure is 0.1-0.2 mm.

The structure of the molten metal in the area immediately adjacent to the main one is a large grain of troto-sorbit with a hardness of $H_{\mu} = 420$ (HRC = 43). Then troostosorbit $N_{\mu} = 322-420$ (HRC 32-43) with light areas of troosto-martensite $N_{\mu} = 464$ (HRC 46).



×100, not damaged

Figure 4 - Melting zone of cast iron-steel



×450

Figure 5 - Microstructure of cast iron-steel melting zone

With removal - troostosorbit and small ferrite inclusions $N_{\mu} = 254-350$ (NRC 23-35).

Near the surface - a structure typical for cast low-carbon steel ($H_{\mu} = 170-254$).

The results of chemical analysis of three-layer surfacing of cast iron plates CЧ 21, made by electrodes ZTM-UCH diameter of 4 mm at currents 140, 160 and 180 A in reverse polarity are presented in Fig. 6, 7.

As can be seen from the results of research with increasing current strength at welding at straight and reverse polarity the degree of carburization of weld metal increases, which is explained by an increase in melting of the main metal - cast iron. Depending on the number of welds, the carbon content of the weld decreases, which is explained by dilution of metal of previous welds with molten electrode metal. Similar dependencies are observed for Mn and Si.

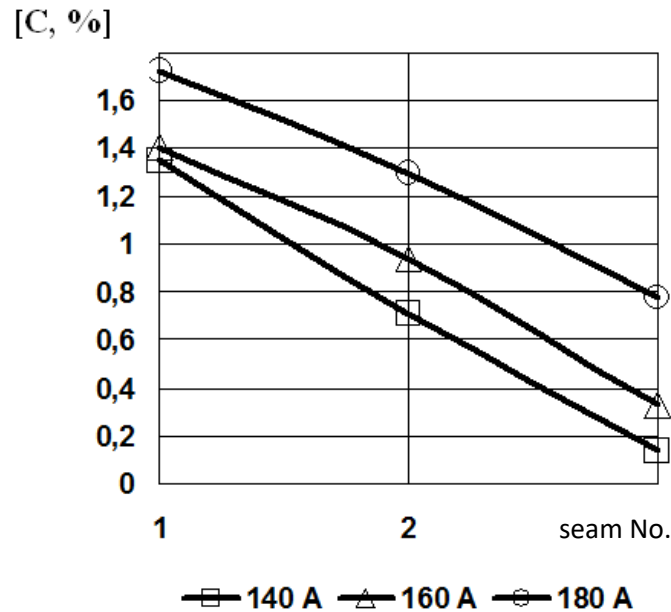


Figure 6 - Dependence of the carbon content in the weld metal on the current strength at reverse polarity welding

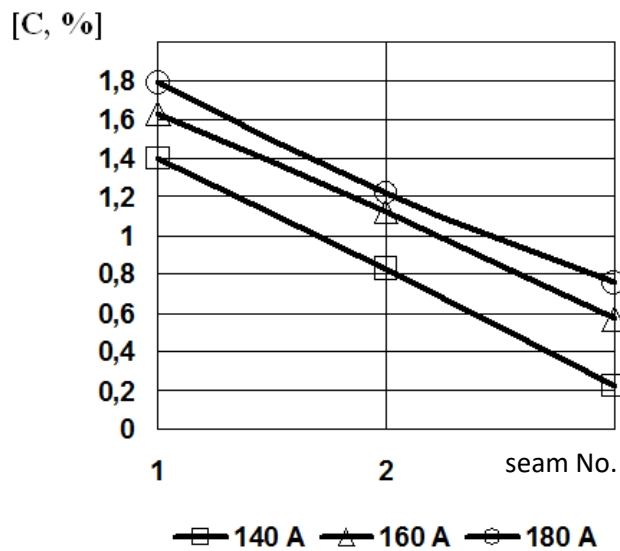


Figure 7 - Dependence of carbon content in the weld metal on the current strength at direct polarity welding

Conclusions

1. Electrodes for cold welding of cast iron on Cv-08A wire with oxidizing coating have been developed.
2. The quality of the molten metal is high, without pores and cracks. Alloy line of steel-iron is smooth, with gradual change of carbon content.
- 3) The hardness of the molten metal varies in height of the molten metal from HB 200 in the upper layers to HRC up to 43 - near the alloy zone. In the thermal-influence zone, the hardness increases to 61 NRC. The width of the cement-ledgeburite zone is 0.1-0.2 mm.
4. With increasing current strength at welding at straight and reverse polarity the degree of carburization of weld metal increases.

5. The technology of multilayer cold arc welding of cast iron parts and welding of defects in castings is developed.

6. Introduction of the developed electrodes will allow to correct foundry defects in castings and to restore the broken cast iron parts of various machines and mechanisms that will prolong their service life.

Literature

1. Биковський А.Г. Зварювання, різання й контроль якості : підручник. К. : Основа, 2021. 400 с.

2. Ізотова К.О. Спосіб зварювання чавуну сталевими електродами з видаленням облицювального металу шва. *Машинобудування*. 2016, №18. С. 93 – 96.

ВПЛИВ ВУГЛЕЦЮ НА СТРУКТУРУ І СТІЙКІСТЬ ДО МІЖКРИСТАЛІТНОЇ КОРОЗІЇ АУСТЕНІТНИХ СТАЛЕЙ²²

Шахов Є.Е., студент групи МС-21-22
Харківський національний автомобільно-дорожній університет

Анотація. Мета роботи: встановлення гранично допустимого вмісту вуглецю в аустенітних Cr-Ni та Cr-Ni-Mo сталях, який не чинить негативного впливу на стійкість до міжкристалітної корозії (МКК) у сильно окисних і слабо окисних середовищах. Досліджено мікроструктуру і стійкість до МКК сталей 03X18H11 (304L) і 03X17H14M3 (316L) з вмістом 0,015-0,03 % C після сенсibiliзації. Встановлено відсутність виділення карбідів хрому на границях зерен загального типу при вмісті $\leq 0,015$ % C і на спеціальних границях $\Sigma 3$ у теорії ґраток співпадаючих вузлів (СГ $\Sigma 3$ ГСВ) у всіх досліджуваних сталях. Доведено, що висока стійкість до МКК при випробуванні в киплячій 65 % HNO₃ за методом C, ASTM A-262 забезпечується при вмісті C у сталі 03X18H11 (304L) $\leq 0,025$ %, а у сталі 03X17H14M3 (316L) $\leq 0,015$ %; при випробуванні у киплячій 35% H₂SO₄ за методом E, ASTM A-262, – в обох сталях допускається 0,030 % C.

Ключові слова: аустенітні Cr-Ni та Cr-Ni-Mo сталі, вуглець, мікроструктура, спеціальні границі зерен ГСВ, міжкристалітна корозія.

INFUSION OF CARBON ON THE STRUCTURE AND STABILITY TO INTERCRYSTALITE CORROSS PIPES FOR AUSTENITIC STEEL

Shakhov E., student of group MC-11-23
Kharkiv National Automobile and Highway University

Abstract The purpose of the work: to establish the maximum permissible carbon content in low-carbon austenitic Cr-Ni and Cr-Ni-Mo steels, which do not have a negative effect on resistance to intergranular corrosion (IGC) in strongly oxidizing and weakly oxidizing environments. The microstructure and resistance to IGC of steels 03X18N11 (304L) and 03X17N14M3 (316L) with a content of 0.015-0.03 % C after sensitization were studied. It was established that there is no segregation of chromium carbides at grain boundaries of the general type with a content $\leq 0,015$ % C and at special boundaries $\Sigma 3$ in the theory of coincident site lattices (SG $\Sigma 3$ CSL) in all studied steels. It has been proven that high resistance to IGC when tested in boiling 65 % HNO₃ according to method C, ASTM A-262 is ensured when the content of C in steel 03X18N11 (304L) ≤ 0.025 % and in steel 03X17N14M3 (316L) ≤ 0.015 %; when tested in boiling 35 % H₂SO₄ according to method E, ASTM A-262, – 0.030 % C is allowed in both steels.

Key words: austenitic Cr-Ni and Cr-Ni-Mo steels, carbon, microstructure, special grain boundaries CSL, intergranular corrosion.

Вступ

Корозійностійкі аустенітні низьковуглецеві хромонікелеві й хромонікельмолібденові сталі 03X18H11 (304L) і 03X17H14M3 (316L) та металопродукція з них широко

²² Робота виконана під керівництвом професора Дергач Т.О.

використовуються у світовій практиці при створенні обладнання для хімічної, нафтохімічної, енергетичної, аерокосмічної, автомобілебудівної та інших галузей промисловості [1–3], де вони експлуатуються у корозійно агресивних середовищах та через здатність до пасивації піддаються локальним видам корозії. Для забезпечення надійної роботи в таких умовах, металопродукція з аустенітних корозійностійких сталей повинна витримувати випробування на стійкість до міжкристалітної корозії (МКК) у сильно- і слабо окисних середовищах стандартними методами. Відомо, що на стійкість до МКК вказаних сталей впливає ціла низка факторів: хімічний склад за вмістом основних легуючих елементів, технологічних добавок і домішок, загальна і зерногранична структура, тощо. Основним домішковим хімічним елементом, який чинить негативний вплив на стійкість корозійностійких сталей проти міжкристалітної корозії, є вуглець [4–6]. На цей час існують різні способи зменшення вмісту вуглецю при виплавці сталі, але їх застосування призводить до подорожчання металопродукції. Отже актуальним є визначення оптимального вмісту вуглецю в у металопродукції з аустенітних хромнікелевих і хромонікельмолібденових сталей, який би забезпечував їх задовільну стійкість проти МКК при здавально-приймальних випробуваннях і в умовах експлуатації.

Мета роботи: встановлення гранично допустимих вмістів вуглецю в низьковуглецевих аустенітних Cr-Ni та Cr-Ni-Mo сталях, які не чинять негативного впливу на стійкість до міжкристалітної корозії (МКК) у сильноокисних і слабоокисних середовищах.

Аналіз публікацій

Вуглець має визначальний вплив на стійкість аустенітних Cr-Ni й Cr-Ni-Mo сталей до МКК [4–6], адже найбільш поширеною причиною її виникнення є виділення на границях зерен карбідів хрому і молібдену, зумовлене поверхневою активністю і низькою розчинністю вуглецю в аустеніті при температурах 400...850°C (до 0,005 %) [4], значно меншою, ніж вміст С у промислових сталях. Утворення карбідів хрому і молібдену на границях зерен при сенсibiliзації або тривалій експлуатації металопродукції при температурах сенсibiliзації, призводить до збіднення цими пасивуючими елементами приграничних ділянок твердого розчину і зниженню корозійної стійкості границь. Причиною МКК сталей у сильно окисних середовищах може бути розчинення самих високохромистих і хромомолібденових карбідів [5].

Незважаючи на велику кількість досліджень з впливу вуглецю на структуру і стійкість до МКК аустенітних Cr-Ni і Cr-Ni-Mo сталей, дані стосовно його гранично допустимого вмісту неоднозначні. Це пов'язано з різноманіттям факторів, які впливають на стійкість сталей до МКК; невизначеністю оптимальної структури сталі та режиму термічної обробки для її створення; недостатньою увагою до впливу енергії границь зерен і спеціальних низькоенергетичних границь у теорії ґраток співпадаючих вузлів, а також до застосування принципу зернограничного конструювання полікристалічних матеріалів [6, 7] для збільшення їх кількості в структурі сталі.

Матеріали і методи дослідження

Матеріалами досліджень були низьковуглецеві аустенітні сталі: 03X18H11 (304L) і 03X17H14M3 (316L) з вмістом 0,010...0,030 % С дослідних і промислових плавок (табл. 1), після гартувань від температур 950...1200°C, стандартних відпусків при 650°C, 1 год. і тривалих відпусків у інтервалі температур 500...700°C.

Таблиця 1. Хімічний склад (% ваг.) досліджуваних сталей

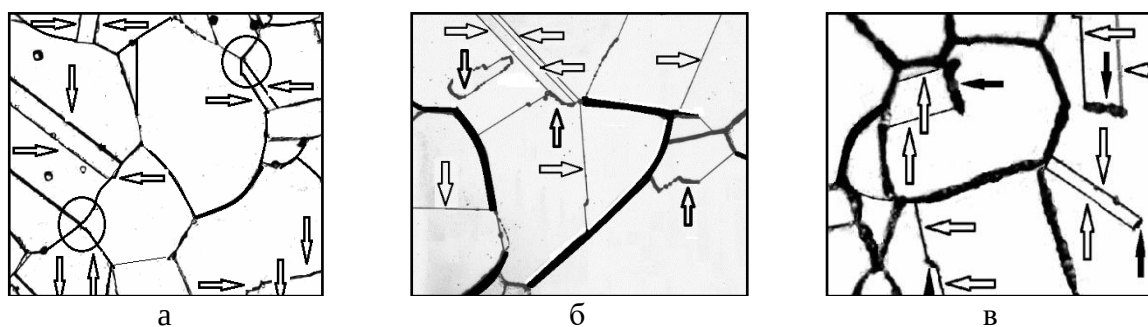
Steel	C	Cr	Ni	Mo	Mn	P	S	Si
304L	0,012-0,030	17,8-18,5	10,5-11,2	0,06-0,07	1,2-1,3	0,02-0,03	0,01-0,02	0,23-0,6
316L	0,010-0,030	17,2-17,6	13,5-14,1	2,6-3,4	1,3-1,8	0,02-0,03	0,01-0,02	0,2-0,4

Основними методами досліджень були: світлова мікроскопія з аналізом границь зерен сталей за методикою, описаною у роботі [8]; випробування на стійкість до міжкристалітної корозії (МКК) зразків у сильно окисних середовищах – киплячій 65 % HNO_3 (за методом С, ASTM A-262) і анодним травленням металографічних шліфів у 10 % $\text{H}_2\text{C}_2\text{O}_4 \times 2 \text{H}_2\text{O}$ при щільності струму $1 \cdot 10^4 \text{ A/m}^2$ (метод А, ASTM A-262) та у слабо окисному середовищі, – киплячій 35 % H_2SO_4 з додаванням CuSO_4 і металевої міді (за методом Е, ASTM A-262).

Результати дослідження

Дослідженнями впливу вуглецю на структуру Cr-Ni і Cr-Ni-Mo сталей встановлено наступне. У структурі сталей з вмістом 0,010...0,030 % С після гартувань і в сталях з 0,010...0,015 % С після гартувань і наступних відпусків при 650, 1 год., виділення карбідів хрому і молібдену на границях зерен (ГЗ) були відсутні (рис. 1, а). Після відпусків сталей з вмістом $\text{C} \geq 0,025$ % вони виділялися на ГЗ загального типу (рис. 1, б). При подальшому збільшенні вуглецю кількість карбідів на границях збільшувалася і при $\geq 0,030$ % С вони утворювали на них безперервні ланцюжки (рис. 1, в).

На когерентних (прямолінійних) ділянках двійникових спеціальних границь $\Sigma 3$ ГСВ з пониженою поверхневою енергією ($19 \cdot 10^{-3} \text{ Дж/м}^2$) порівняно з енергією границь загального типу ($835 \cdot 10^{-3} \text{ Дж/м}^2$) [9], після відпусків карбіди були відсутні, навіть при 0,030 % С (рис. 1). При підвищеному вмісті С вони спостерігалися на некогерентних (зигзагоподібних) ділянках СГ $\Sigma 3$ (показані чорними стрілками на рис. 1, в) з більш високою поверхневою енергією порівняно з когерентними СГ $\Sigma 3$.



а – 0,015 % С; б – 0,025 % С; в – 0,030 % С

Рисунок 1 – Вплив С на зернограничну структуру сталі 304L (СГ $\Sigma 3$ ГСВ вказані стрілками)

Експерименти на зразках сталей дослідних плавів і на прокаті промислового виробництва доведено, що гранично допустимий вміст С у Cr-Ni сталі 304L, який забезпечує її стійкість до МКК при випробуванні в сильно окисному середовищі становить 0,025 %. Збільшення вмісту С понад цю межу призводить до підвищеної швидкості корозії сталі (до більшої регламентованої стандартами величини 0,05 мм/рік) та до розкиду результатів випробувань (рис. 2, а). Встановлено також суттєвий вплив на результати випробувань

технології готування випробних зразків; результати, отримані на зразках, виготовлених за різними технологіями, на рис. 2, а мають різне позначення.

Для забезпечення високої стійкості до МКК у сильно окисному середовищі Cr-Ni-Mo сталі 316L, вміст вуглецю в ній має бути нижчим, ніж у сталі 304L, а саме, $\leq 0,015\%$ (рис. 2, б). Це зумовлено підвищенням ефективної кількості вуглецю зі збільшенням вмісту нікелю в сталі та більшою розчинністю у сильно окисних середовищах карбідів молібдену порівняно з карбідами хрому через утворення їх розчинних оксидів.

У менш агресивному слабо окисному середовищі, стійкість до МКК обох сталей забезпечується при більш високому вмісті С – до $0,030\%$, що пояснюється різними механізмами МКК у сильно- і слабо окисних середовищах.

Побудовані на основі результатів досліджень температурно-часові залежності схильності до МКК сталі 304L з вмістом $0,015-0,030\%$ С показали, що висока стійкість сталі до МКК у широкому температурно-часовому інтервалі досягається при вмісті $\leq 0,015\%$ С (рис. 3).

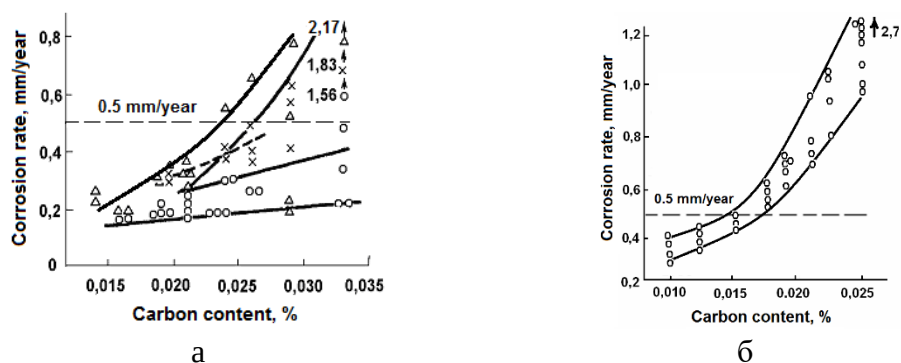


Рисунок 2 – Вплив вмісту С на стійкість до МКК сталі 304L (а) і 316L (б) у киплячій $65\% \text{HNO}_3$

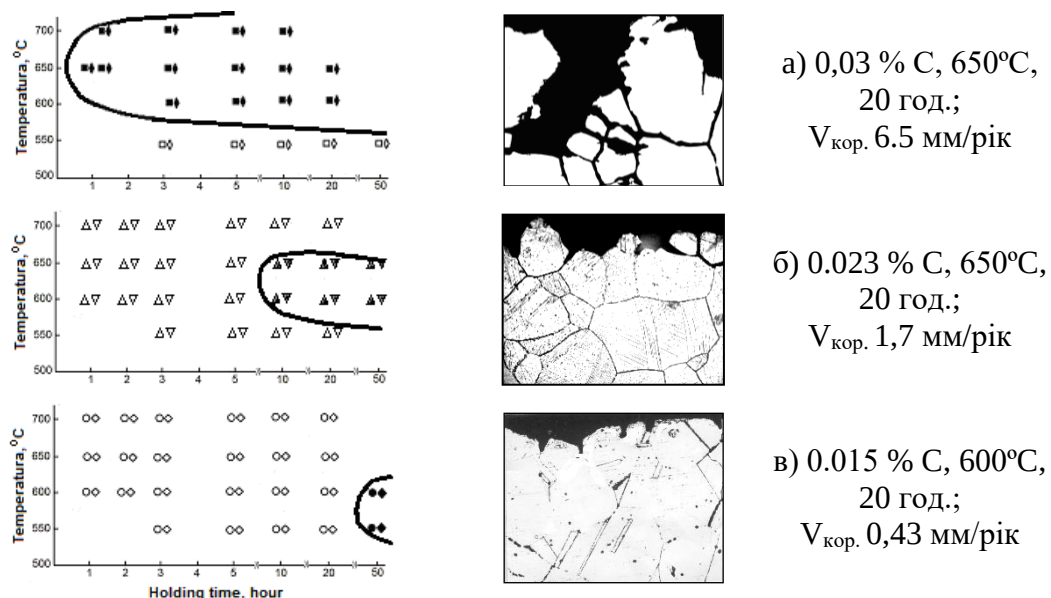


Рисунок 3 – Вплив вмісту С, % (а – $0,03$; б – $0,023$; в – $0,015$) і відпуску в інтервалі $500\ldots 700^\circ\text{C}$; $1\ldots 50$ год. на МКК сталі 304L у сильно окисному середовищі

Ці обставини необхідно враховувати на практиці, зокрема, при тривалій експлуатації

обладнання з цієї сталі при «небезпечних» температурах 600...700°C.

Встановлено також технологічну можливість підвищення стійкості до МКК продукції з низьковуглецевих аустенітних Cr-Ni і Cr-Ni-Mo сталей у сильно окисних середовищах шляхом гартування при підвищених температурах [8, 9]. При такій обробці відбувається гомогенізація сталі й більш повне розчинення шкідливих надлишкових фаз на границях зерен і в тілі зерна, збільшується кількість СГ $\Sigma 3$ ГСВ підвищеної корозійної стійкості та зменшується загальна поверхня менш корозійностійких границь зерен загального типу, які піддаються сенсibiliзації та при випробуваннях зразків і при експлуатації металопродукції контактують з агресивним середовищем.

Висновки

1. Встановлено вплив вмісту поверхнево-активного елементу вуглецю на зернограничну структуру і стійкість до МКК дослідних і промислових низьковуглецевих аустенітних Cr-Ni та Cr-Ni-Mo сталей при випробуванні в сильно і слабо окисних середовищах.

2. Висока стійкість до МКК сталей 304L і 316L при випробуванні у сильно окисних середовищах забезпечується при вмісті $C \leq 0,025\%$ і $i \leq 0,015\%$, відповідно, а у слабо окисному середовищі – допускається 0,030 % C.

3. Показано важливу роль спеціальних низькоенергетичних границь зерен СГ $\Sigma 3$ у теорії ґраток співпадаючих вузлів у підвищенні стійкості досліджуваних сталей проти МКК, особливо у найбільш корозійно агресивних сильно окисних середовищах.

4. З огляду на це, перспективним для підвищення стійкості сталей проти МКК є застосування при виготовленні металопродукції принципу зернограничного конструювання матеріалів.

Література

1. KH Lo, CH Shek, JKL Lai. Recent developments in stainless steels // Materials Science and Engineering. 2009. No 65. P. 39–104.
2. Yane Y. Application of stainless-steel pipe in petroleum and petrochemical // Materials from «Yaang Pipe Industry Co., Limited». 2019.
3. Philip J. Maziasz, Jeremy T. Busby. Properties of Austenitic Steels for Nuclear Reactor Applications // Comprehensive Nuclear Materials. 2020. No 7. P. 303–318.
4. В. Чигал. Межкристаллитная коррозия нержавеющей сталей. 1969. 232 с.
5. Dergach T., Sukhomlin G., Deyneko L., Jiang Z.-H. and Tian J. The influence of surface-active elements on grains boundary structure and resistance against intergranular corrosion of austenitic CR–NI and CR–NI–MO steels // Materials Science. 2023. V. 59. P. 56–61.
6. Дергач Т. А., Дейнеко Л. Н. Влияние технологических факторов на структуру и стойкость против МКК труб из низкоуглеродистой аустенитной стали // Металлургическая и горнорудная промышленность. 2003. № 6. С. 57–61.
7. Watanabe T. Grain boundary engineering: historical perspective and future prospects // J. Mater Sci. 2011. Vol. 46. № 12. P. 4095–4115.
8. Большаков В. И., Сухомлин Г. Д., Дергач Т. О. Методичні основи дослідження зернограничної структури в сталях з γ , α і $\alpha + \gamma$ фазовим станом // Вісник Придніпровської державної академії будівництва та архітектури. 2017. № 3 (229-230). С. 10-21.
9. Murr L. E. Investigation of relative interfacial free energies in 304 stainless steel by electron transmission and diffraction microscopy // Acta Metall. 1968. Vol. 16. P. 1127-1145.

INVESTIGATION OF THE CAUSES OF THE CRIMINATION OF TURBINE CASTINGS AFTER OPERATION OF 100 THOUSANDS. HOURS²³

**Tkachenko D., master of group MC-55-23
Kharkiv National Automobile and Highway University**

Abstract. One of the most important tasks of power engineering is to increase the reliability and performance of turbine parts. In our work, the research material was casting of a steam distribution housing made of steel 15X2M2ФБС turbine Pridneprovskaya state district power station after operating 100 thousand hours. One of the main factors preventing the formation of a stone-like fracture is the purity of steel and, above all, the absence of sulfides and nitrides.

Key words: turbine, stone-like fracture, steel purity, sulfides, nitrides.

ДОСЛІДЖЕННЯ ПРИЧИН ОКРИХЧУВАННЯ ВИЛИВКІВ ТУРБІН ПІСЛЯ ЕКСПЛУАТАЦІЇ 100 ТИС. ГОДИН

**Ткаченко Д.М., магістр групи МС-55-23
Харківський національний автомобільно-дорожній університет**

Анотація. Для оцінки стану металу і прогнозування довговічності корпусів блоку клапанів паророзподілу доцільним є дослідження структури виливків після тривалих термінів експлуатації. У нашій роботі матеріалом дослідження був вилівок корпусу паророзподілу, виготовлений зі сталі 15Х2М2ФБС турбіни Придніпровської ГРЕС після експлуатації 100 тис. годин. Показано, що одним з головних чинників, що перешкоджають утворенню каменеподібного зламу, є чистота сталі і, перш за все, відсутність сульфідів і нітридів.

Ключові слова: турбіна, кам'яноподібний злам, чистота сталі, сульфідів, нітриди.

One of the most important tasks of power engineering is to increase the reliability and performance of turbine parts. During the operation of castings of turbines in a metal, structural transformations occur, which results in a change in the level of mechanical properties. Individual turbine parts operate under very difficult conditions. So, the valve block of steam distribution works under conditions of a difficult stress state with an alternating loading cycle, being subjected to various types of deformation - tension, compression, shear, etc.

To assess the condition of the metal and predict the durability of the valve body of the steam distribution valve block, it seems advisable to study the structure of castings after long periods of operation. In our work, the research material was casting of a steam distribution housing made of steel 15X2M2ФБС turbine Pridneprovskaya state district power station after operating 100 thousand hours. To study the state of the metal after operation, metallographic and electron microscopic analyzes were performed.

The nature of the fracture was studied using electron diffraction studies of the surface of fractures using a scanning microscope. As shown by metallographic studies, the structure of the casting consists of bainite, ferrite and ferrite-carbide mixture. During operation, the decomposition of bainite into a ferrite-carbide mixture and the differentiation of structural components are observed.

The study of the mechanical properties of the metal after operation showed that of all the properties, the toughness is most significantly reduced. Typically, when evaluating the properties of

²³ Робота виконана під керівництвом професора Глушкової Д.Б.

heat-resistant steels, a low level of toughness at 20 ° C is alarming, since it is assumed that such "embrittlement" reduces the ductility of steel and can cause accidental destruction of the metal in operation.

To obtain complete information about the structural state of the metal after operation, the microstructure of fractures was studied. The need for such a study is due to the fact that the feature of steel 15X2M2FBS is the presence of a stone-like fracture. In the table 1 shows a comparison of the impact strength with the microfractographic characteristics of metal fractures. The ever-increasing needs of modern engineering raise an acute question about the use of steels prone to stone-like fracture.

So, in [1], a theory of the formation of a stone-like fracture was developed, which relates the appearance of this defect to precipitation from austenite during slow cooling after overheating of non-metallic impurities — sulfides — due to a change in solubility with temperature.

Table 1. Comparison of microfractographic characteristics of the fracture of the casting with the number of sections of the stone-like fracture and the values of impact strength

impact strength, j / cm ²	stone fracture percentage	micrographic signs of plastic deformation
65	80	fracture areas with accumulation of pits of various sizes, mainly small
55	10	the accumulation of pits alternate with traces of micro bursts, there are tongues and ridges
23	30	the fracture surface consists of facets of quasi-splits and steps
15	-	grooves of fatigue with a rough steep relief, elements of a brooky pattern

As can be seen from a comparison of the results given in table. 1, the presence of a large percentage of stone-like fracture is not accompanied by brittle fracture. Thus, in the presence of 80% stone-like fracture, accumulations of small dimples are observed in fractograms, which is a hallmark of fracture.

Particles with a higher tendency to form a stable stone-like fracture are studied on the chips of the samples by electron fractal studies. It can be sulfide inclusions, nitride phase. Local enrichment of grain boundary volumes with such inclusions leads to the fact that subsequent heat treatment cannot "remove" these particles from the boundaries of former austenitic grains, and they appear to be "fixed", and the boundaries are sharply weakened, hence the stone-like fracture.

It should be noted that the sections of the stone-like fracture are fragile and viscous.

A comparison of the microstructure with the fractures indicates that one of the causes of the stone-like fracture is large grain.

Another reason for the appearance of a stone-like fracture is the presence of impurities in steel in the form of sulfides or nitrides, which are located at the grain boundaries and weaken them. The nature of the destruction is affected by ferritic layers around the bainitic grains, which, participating in the destruction, form a streamy pattern.

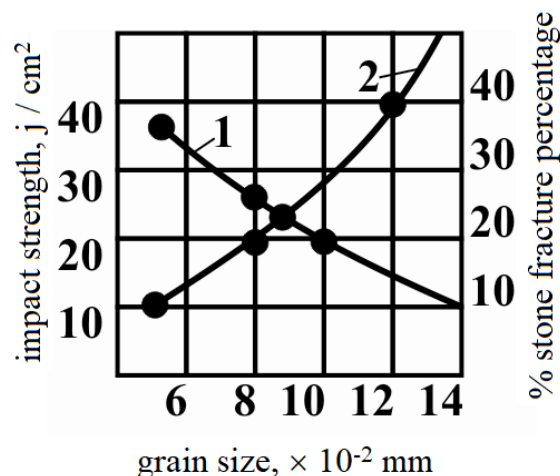


Figure 1 - The relationship between toughness and fracture structure parameters: curve 1 - between toughness and grain size; curve 2 - between the percentage of stone-like fracture and grain size

Summarizing the results obtained, we can say that a stone-like fracture can be brittle and viscous. If, for some reason, either related to the initial heat treatment, or to the operating conditions, the cold brittleness threshold is shifted to the right, in this case a stone-like fracture is accompanied by brittle fracture.

Conclusion

1. One of the main factors preventing the formation of a stone-like fracture is the purity of steel and, above all, the absence of sulfides and nitrides.

2. Overheating of steel during preliminary or final heat treatment makes grain boundaries weakened. Subsequent operation, which takes place under conditions of elevated temperatures and stresses, leads to the fact that the grain boundaries are the place where local enrichment with inclusions occurs, which contributes to the formation of a stone-like fracture.

Literature

1. Гапонова, О.П., Будник А.Ф. Сталі та сплави з особливими властивостями [Текст]: навч. посіб. Суми: СумДУ, 2014. 240 с.

ПІДВИЩЕННЯ ДОВГОВІЧНОСТІ ДЕТАЛЕЙ НАСОСІВ ІЗ СІРОГО ЧАВУНУ²⁴

Вознюк О.І. студент групи МС-41-20

Харківський національний автомобільно-дорожній університет

Анотація. Відцентрові насоси – ефективне та високошвидкісне обладнання для перекачування різноманітних рідин: від чистої води – до стічних вод та хімічно активних речовин. Слабкою ланкою, що знижує строк експлуатації насосів, є вузол, який включає ущільнення і захисні втулки. Призначення захисних втулок в комплекті ротора – захищати вал від корозії та зносу. Захисні втулки із сірого чавуну мають малу товщину і не вдовольняють строку служби у зв'язку з прискореним поверхневим зносом. Для підвищення зносостійкості, покращення прироблюваності і попередження утворення задиру виробів із сірого чавуну було запропоновано використовувати низькотемпературне сульфокіанування.

Ключові слова: сірий чавун, хіміко-термічна обробка, сульфокіанування, зносостійкість

INCREASING THE DURABILITY OF GRAY IRON PUMP PARTS

Vozniuk O., student of group MC-41-20

Kharkiv National Automobile and Highway University

Abstract. Centrifugal pumps are efficient and high-speed equipment for pumping various liquids: from clean water to sewage and chemically active substances. The weak link, which reduces the service life of the pumps, is the unit, which includes seals and protective sleeves. The purpose of the protective sleeves in the rotor set is to protect the shaft from corrosion and wear. Protective bushings made of gray cast iron have a small thickness and do not satisfy the service life due to accelerated surface wear. In order to increase wear resistance, improve workability and prevent burr formation of products made of gray cast iron, it was proposed to use low-temperature sulfocyanation.

Key words: gray cast iron, chemical-thermal treatment, sulfocyanation, wear resistance

Вступ

Відцентрові насоси – ефективне та високошвидкісне обладнання для перекачування різноманітних рідин: від чистої води – до стічних вод та хімічно активних речовин [1]. Слабкою ланкою, що знижує строк експлуатації насосів, є вузол, який включає ущільнення і захисні втулки. Призначення захисних втулок в комплекті ротора – захищати вал від корозії та зносу. Захисні втулки із сірого чавуну мають малу товщину і не вдовольняють строку служби у зв'язку з прискореним поверхневим зносом.

Для підвищення зносостійкості, покращення прироблюваності і попередження утворення задиру виробів із сірого чавуну було запропоновано використовувати низькотемпературне сульфокіанування.

В процесі сульфокіанування утворюється тонкий карбонітридний шар, який забезпечує підвищення зносостійкості і корозійної стійкості захисної втулки. Над карбонітридним шаром утворюється шар із сульфідів заліза, який має низьку мікротвердість і є твердим змащенням – забезпечує високу прироблюваність та стійкість до задиру.

²⁴ Робота виконана під керівництвом доцента Лалазарової Н.О.

Мета роботи

Мета даної роботи – вибір параметрів сульфювання тонкостінних втулок із сірого чавуну для підвищення їх довговічності.

Аналіз публікацій

Захисні втулки виготовляють із сірого чавуну з пластинчастим графітом. Сірий чавун має добрі ливарні властивості, що дозволяє отримувати якісні виливки [2(3), 3 (4)].

Для поверхневого зміцнення використовують різні методи: лазерну [4 (10), 5 (11)] та плазмову обробку [6 (12)] (забезпечують погану якість поверхні, висока вартість обладнання); індукційне гартування [7 (13)], азотування [14], нітроцентацію, сіліціювання, алітування [8 (15)], хромування [9 (16)] (забезпечують високу твердість і зносостійкість поверхневого шару); оброблення в середовищі перегрітої пари водяного розчину солей [10 (17)], сульфідкування (забезпечує добру прироблюваність), сульфювання (забезпечує підвищення зносостійкості, покращення прироблюваності і попередження утворення задиру) [11 (18), 12 (19)]. Для вибору оптимального методу поверхневого зміцнення потрібно, щоб він забезпечував високу твердість поверхневого шару, покращення прироблюваності і попередження утворення задиру, тому що робота в умовах обмеженого змащення може сприяти утворенню задиру. Температура нагріву деталі при поверхневому зміцненні не повинна бути дуже високою, щоб не було короблення, так як втулка тонкостінна деталь.

Проведений аналіз методів поверхневого зміцнення виробів із сірого чавуну показав, що для забезпечення високої зносостійкості захисної втулки можуть використовуватися різні методи, загальними недоліками яких є їх тривалість, висока вартість та висока температура. Виходячи з перерахованих вище умов та обмежень для підвищення зносостійкості, покращення прироблюваності і попередження утворення задиру було запропоновано використовувати низькотемпературне сульфювання.

Матеріал та методики досліджень

В якості матеріалу захисної втулки був обраний сірий чавун СЧ21. Хімічний склад чавуну: 3,19 % С, 1,76 % Si, 0,38 % Mn, 0,082 % S, $\leq 0,21$ % P, сліди Cr, 0,16 % Cu.

Хімічний склад визначали на портативному лазерному аналізаторі Laser Z200 C+.

Металографічні дослідження проводилися за загальноприйнятою методикою на цифровому металографічному мікроскопі. Для виявлення структури чавуну застосовували травлення реактивом: 5 % пікринової кислоти та етиловий спирт.

Для вимірювання мікротвердості використовували дослідницький комплекс на основі мікротвердоміра ПМТ-3 з чотиригранною алмазною пірамідою при навантаженні 50 г.

Сульфювання чавунних зразків проводили в розплаві солей (K_2CO_3 , $CO(NH_2)_2$, Na_2S).

Для випробувань на тертя та зношування використовували схему «ролик-колодка» на машині тертя СМЦ-2. Дослідження на тертя проводили в середовищі води. Швидкість ковзання контртіл – 1,0 м/с, навантаження – 1500 МПа.

Зносостійкість також оцінювали за часом до початку задиру зразка, що є важливою характеристикою, так як з початку задиру зразка різко падає момент тертя і починається інтенсивний знос.

Результати досліджень та їх обговорення

Основне призначення втулок в комплекті ротора відцентрового насоса – захищати вал від зносу, корозії та ерозії. Найбільш відповідальною є втулка валу в зоні кінцевих ущільнень насоса. При м'яких сальникових ущільненнях втулки служать для попередження зносу валу набивкою. Поверхневий шар втулки повинен мати високу твердість і зносостійкість, а також задиристійкість. Запропоновано на основі проведеного аналізу літературних джерел для виготовлення захисної втулки використовувати сірий чавун СЧ21.

В литому стані мікроструктура сірого чавуну складається з фериту, перліту, подвійної фосфідної евтектики та пластинчастого графіту (рис. 1).



Рисунок 1 – Мікроструктура чавуну в литому стані, не травлено, $\times 200$

Перліт має мікротвердість $H_{50} = 1610 - 2100$ МПа, фосфідна евтектика – $H_{50} = 6440 - 7660$ МПа.

Для підвищення довговічності виробів із сірого чавуну, тобто твердості, зносостійкості та задиристійкості зразки із сірого чавуну в литому стані піддавали низькотемпературному поверхневому зміцненню, яке не викликає короблення тонкостінних виливків із сірого чавуну – сульфюціануванню.

Температура сульфюціанування – 560°C , видержка при цій температурі варіювалася – 1,45; 2,0; 3,5; 6,0 годин.

Процес сульфюціанування подібний до процесу ціанування, тобто насичення поверхні виробів вуглецем і азотом у розплаві солей. При температурі 560°C процес ціанування більше подібний до процесу азотування, тобто відбувається в більшому ступені насичення азотом, а в меншому – вуглецем. В процесі насичення чавуну при температурі 560°C азотом і вуглецем утворюються наступні фази: твердий розчин азота в α -залізі (α -фаза), γ' -фаза – твердий розчин на основі карбонітриду заліза $\text{Fe}_3(\text{N}, \text{C})$, ϵ -фаза – твердий розчин на основі карбонітриду заліза Fe_4NC . В результаті такої обробки формується тонкий карбонітридний шар, який менш крихкий, ніж чисті карбіди (Fe_3C) або нітриди (Fe_2N) [6]. Утворення карбонітридного шару сприяє підвищенню зносостійкості і корозійної стійкості сірого чавуну.

Над карбонітридним шаром розташований шар, який складається із сірчаного заліза, товщина якого 0,05 мм.

Мікротвердість карбонітридного шару $H_{50} = 5500 - 6000$ МПа, мікротвердість шару сульфиду заліза $H_{50} = 750 - 1580$ МПа, мікротвердість перліту в зоні карбонітридного шару $H_{50} = 2210 - 3210$ МПа.

Поверхневий шар захисної втулки працює в умовах абразивного зносу при значних питомих навантаженнях і обмеженого змащування. При терті втулки і набивки кінцевого ущільнення має місце молекулярне зчеплення, яке є причиною задиру. Для попередження молекулярного зчеплення можна створити на поверхні тертя плівки, які будуть виконувати

роль змащення. При створенні на поверхні втулки захисної плівки тертя буде відбуватися між захисною плівкою і твердою поверхнею набивки ущільнення.

В роботі досліджувалися процеси тертя зразків сірого чавуну, на поверхні яких були отримані захисні плівки.

Результати випробувань зносостійкості зразків чавуну в литому стані, після сульфювання на глибині 150 мм в ванні (режим А); режими Б, В, Г – сульфювання на дні ванни з різною видержкою наведені в таблиці 1. Відносну зносостійкість визначали по відношенню до вихідного (литого) стану чавуну, зносостійкість якого була прийнята за одиницю. Визначали також час до початку задиру зразка. Це важлива характеристика, так як з початку задиру зразка різко знижується момент тертя і починається інтенсивний знос.

Таблиця 1 – Режими сульфювання, склад поверхневого шару, відносна зносостійкість сірого чавуну

Позначення режиму	Режим ХТО	Видержка, хв	Загальна товщина шару при сульфюванні, мм	Товщина карбонітريدного шару, мм	Відносна зносостійкість	Час до початку задиру, хв
А	Сульфювання (на глибині 150 мм)	1 год 45 хв	0,025	-	1,3	3,6
Б	Сульфювання (на дні ванни)	2 год	0,06	0,008	3,9	42
В	Сульфювання (на дні ванни)	3 год 30 хв	0,065	0,01	4,8	57
Г	Сульфювання (на дні ванни)	6 год	0,066	0,01	4,85	61
	Сірий чавун в литому стані				1	0

Високу зносостійкість має чавун після сульфювання на дні ванни (режими В і Г) на протязі 3 години 30 хв і 6 годин, коли утворюється карбонітريدний шар і шар сульфідів заліза. Збільшення часу видержки з 3 годин 30 хвилин до 6 годин практично не впливає на товщину сульфюваного шару і зносостійкість чавуну. Зносостійкість чавуну забезпечує твердий і зносостійкий карбонітريدний шар, а шар сульфідів заліза, який виконує роль змащення, забезпечує високу задиростійкість (час до задиру), гарну припрацьовуваність.

Розподіл хімічних елементів змінюється за товщиною шару. Максимальна концентрація N, C спостерігається у нижньому підшару [6]. Вказана будова поверхневого шару чавуну забезпечує при низьких значеннях коефіцієнту тертя підвищену зносостійкість і покращену припрацьовуваність та стійкість до задиру.

Таким чином, на основі проведених досліджень було встановлено, що максимальну зносостійкість і стійкість до задиру має чавун після сульфювання за режимом В, який можна рекомендувати для поверхневого зміцнення тонкостінної втулки з сірого чавуну, як найбільш економічний процес ХТО.

Висновки

1. Для поверхневого зміцнення тонкостінної втулки із сірого чавуну використовують низькотемпературну хіміко-термічну обробку, що не викликає короблення втулки – сульфокіанування.
2. В процесі сульфокіанування утворюється тонкий карбонітридний шар, до складу якого входять фази: γ' – твердий розчин на основі карбонітриду заліза $\text{Fe}_3(\text{N}, \text{C})$, ϵ -фаза – твердий розчин на базі карбонітриду заліза Fe_4NC , а зверху формується шар із сульфідів заліза FeS_2 .
3. Карбонітридний шар, що має мікротвердість $H_{50} = 5500 - 6000$ МПа, забезпечує підвищення зносостійкості і корозійної стійкості сірого чавуну, а шар із сульфідів заліза, що має мікротвердість $H_{50} = 750 - 1580$ МПа, забезпечує добру припрацьовуваність і задиростійкість (час до задиру).
4. Максимальну зносостійкість і стійкість до задиру має чавун після сульфокіанування за режимом В, який можна рекомендувати для поверхневого зміцнення тонкостінної втулки з сірого чавуну, як найбільш економічний процес хіміко-термічної обробки.

Література

1. Омельченко О.В., Цвіркун Л.О. Гідравлічні машини : навч. посіб. Кривий Ріг: ДонНУЕТ, 2020. 100 с.
2. Методичні вказівки до виконання лабораторних робіт з дисципліни «Матеріалознавство» для здобувачів першого (бакалаврського) рівня вищої освіти зі спеціальності 132 Матеріалознавство всіх форм навчання / Укл.: Лисенко О.Б, Калініна Т.В. Кам'янське, ДДТУ, 2019. 24 с.
3. Корпусні деталі з чавунів та їх якісні показники: Монографія / Т.С. Скобло, О.І. Сідашенко, О.В. Сайчук. Під ред. д.т.н. проф. Скобло Т.С. Х : Діса плюс, 2019. 282 с.
4. Сігова В.І., Руденко П.В. С-34 Методи локальної поверхневої обробки деталей машин: Навчальний посібник. Суми: Вид-во СумДУ, 2008. 218 с.
5. Афанасьєва О. В., Лалазарова Н. О., Федоренко Є. П. Лазерна поверхнева обробка матеріалів : монографія. Харків : ФОП Панов А. М., 2020. 100 с.
6. Застосування лазерно-плазмового методу зміцнення деталей двигунів внутрішнього згоряння із чавуну / Ковальчук Ю.О., Пушка О.С., Войтік А.В., Ковальчук А.О., Садовий К.В. *Вчені записки ТНУ імені В.І. Вернадського. Серія: технічні науки*. Том 31 (70) Ч. 1 № 2 2020. С. 7-12.
7. E. L. Castellanos-Leal, D. A. Miranda, A. E. Coy, J G Barrero, J. A. González, O. P. Vesga Rueda. Induction hardening treatment and simulation for a grey cast iron used in engine cylinder liners. *Journal of Physics: Conf. Series* 786 (2017) 012013.
8. Основи фізико-технічних та хіміко-термічних процесів для підвищення ресурсу виробів машинобудування. Навчальний посібник з вибіркової компоненти "Основи фізико-технічних та хіміко-термічних процесів для підвищення ресурсу виробів машинобудування" для студентів галузі знань 13 Механічна інженерія, спеціальностей 131 Прикладна механіка усіх форм навчання. / Уклад. С.П. Гожій. Київ : КПІ ім. Ігоря Сікорського, 2022. 104 с.
9. Shailesh Kumar Singh and others. Tribological Properties of Chromium Nitride on the Cylinder Liner under the Influence of High Temperature. *Materials* 2020, 13(20), 4497.
10. Підвищення трибологічних властивостей поверхневого шару чавуну за допомогою оброблення в середовищі перегрітої пари водяного розчину солей / Тимофєєва Л. А., Тимофєєв С. С., Волошина Л. В., Колесник М. А. *Вісник ХНАДУ*, 2021. Вип. 94. С. 123-127.

11. Технологічне забезпечення якості продукції машинобудування : монографія / Є.А. Фролов, С.І. Кравченко, С.В. Попов, С.М. Гнітько. Полтава, 2019. 204 с.
12. Іванов Я.Р., Круглова Ірина. Підвищення конструкційної зносостійкості сталей за рахунок створення поверхневих шарів деталей при ХТО // VII Всеукраїнська науково-технічна конференція магістрантів і студентів ТДАТУ. Механіко-технологічний факультет: матеріали VII Всеукр. наук.-техн. конф., 11-22 листопада 2019 р. Мелітополь: ТДАТУ, 2019. С. 27.

ЕФЕКТИВНИЙ МЕТОД ПІДВИЩЕННЯ КОНСТРУКТИВНОЇ МІЦНОСТІ ВИРОБІВ²⁵

Дуліч Д.В., магістр групи МС-51-23
Харківський національний автомобільно-дорожній університет

Анотація. Досліджено вплив модифікування поверхні методом іонного бомбардування на стан поверхневого шару на властивості виробу в цілому.

Ключові слова: сталь 20, поверхня, іонне бомбардування, субструктура, шорсткість, нанотвердість, міцність, пластичність

EFFECTIVE METHOD OF INCREASE CONSTRUCTIVE PRODUCT STRENGTHS

Dulich D.V., master of group MC-51-23
Kharkiv National Automobile and Highway University

Abstract. The impact of surface modification by ion bombardment on the state of the surface layer on the properties of the product as a whole was studied..

Key words: steel 20, surface, ion bombardment, substructure, roughness, nanohardness, strength, ductility

Вступ

Важливою задачею сучасного машинобудування є підвищення надійності деталей і конструкцій розрахованих на довготривалу експлуатацію. Визначальним фактором при цьому є конструкційна міцність (КП). У зв'язку з цим постає актуальне питання пошуку нових технологій обробки конструкційних матеріалів, що забезпечать підвищення КП.

Відомо, що найбільш ефективним способом збільшення КП є обробкою на ультрадрібне зерно. Особливо значущих успіхів можна досягти, отримавши в матеріалі нанокристалічну будову що дозволяє істотно зміцнити матеріал і зберегти при цьому високі значення пластичності, ударної в'язкості і в'язкості руйнування.

Однак отримати нанорозмірну структуру по всьому перерізу масивних виробів досить важко і це вимагає використання складних і дорогих методів (інтенсивної пластичної деформації, способів порошкової металургії). В той же час поверхнєве наноструктурування можна створити досить просто: шляхом лазерної або іонно-плазмової обробки (ІПО). Питанню про те, як стан тонкого робочого шару може вплинути на механічні властивості та довговічність виробу в цілому, і присвячена дана робота

Аналіз публікацій

Аналіз літературних джерел свідчить, що стан поверхневого шару визначає суттєві відмінності поведінки під деформацією поверхневих та внутрішніх шарів металу, вносить зміни до діаграми розтягування та характер руйнування виробу [1- 4].

²⁵ Робота виконана під керівництвом доцента Дощечкіної І.В.

Мета роботи і завдання

Метою даної роботи було дослідження впливу модифікованого поверхневого шару іонним бомбардуванням на поведінку та формування властивостей виробу під навантаженням..

Матеріал і методи дослідження

Дослідженню підлягали стандартні циліндричні зразки ($l_0 = 25$ мм, $d_0 = 5$ мм) відпаленої сталі 20, які піддавалися іонному бомбардуванню (ІБ) низькоенергетичними (до 3 кеВ) іонами титану на установці «Булат - 3Т» в атмосфері аргону. Для рівномірності обробки зразки обертали навколо осі.

Випробування зразків на розтягання проводили за стандартною методикою на машині UIT-STM-50.

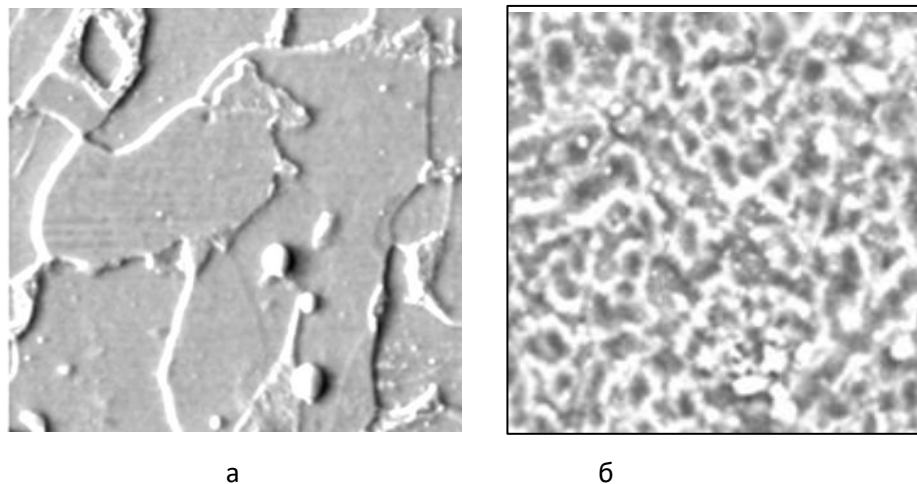
Шорсткість та профіль поверхні оцінювали за допомогою профілометра-профілографа NR200.

Мікроструктуру досліджували на оптичному (UIT MicroMet-I-102 BD) та растровому електронному (РЕМ–106) мікроскопах.

Вимірювання нанотвердості проводили на нанотвердомірі Nanoindenter II (MTS Systems Corporation, OakRidge, USA) індентором Берковича. Для визначення розподілу нанотвердості за глибиною поверхневого шару використана методика середнього контактного тиску, що дозволило визначити середній контактний тиск для усіх точок діаграми навантаження.

Результати дослідження

Мікроструктурним аналізом зафіксоване значне подрібнення зерен фериту: до ІБ середній розмір зерен дорівнював 40 мкм і в середині їх субграниці не виявлялися (рис. 1). Після ж ІБ фіксується розвинена субструктура із розміром елементів 150 – 200 нм з чіткими субграницями, шириною 130 – 255 нм (рис. 1). Як відомо, така модель структури характерна для наноматеріалів.



а– відпал; б –відпал + ІБ

Рисунок 1– Мікроструктура сталі 20; $\times 10000$

Виявлений ще один безперечно позитивний фактор - «заліковування» поверхневих дефектів (пор, мікротріщин, западин після механічної обробки, які є потенційними концентраторами напружень), за рахунок осідання в них окремих дрібних крапель титану, що залишилися після сепарації. Слідством згладжування рельєфу при ІБ є суттєве зменшення шорсткості поверхні Ra - з 1,26 до 0,23 мкм.

З використанням методу розрахунку середнього контактного тиску для кожної точки діаграми навантаження при індентуванні була визначена нанотвердість тонкого поверхневого шару. На самій поверхні зареєстрована нанотвердість 11 ГПа, на глибині 30 нм вона різко зменшилася до 5 ГПа, а далі монотонно знижується, і наближається до вихідного значення 2,7 ГПа на глибині до 100 нм.

З метою дослідити зміни стану дуже тонкого нанорозмірного модифікованого поверхневого шару на деформаційну поведінку зразків та характер руйнування були проведені випробування на розтяг. Кількісні значення показників механічних властивостей наведені в таблиці 1.

Таблиця 1– Механічні характеристики зразків зі сталі 20 після різної обробки

Стан	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	S_k , МПа	δ , %	ψ , %	HV 5/15
Відпал	445	230	910	31	58	130 - 133
Відпал + ІБ	515	290	1010	31	60	129 - 133
Шар знятий	440	230	905	30	60	128 - 132

Результати свідчать, що ІБ поверхні помітно підвищує показники міцності (σ_b на 16 % і $\sigma_{0,2}$ на 26 %) і при цьому зменшує вірогідність крихкого руйнування, оскільки зберігаються високим показник S_k (дійсне напруження руйнування) і характеристики пластичності. Мікротвердість залишається незмінною, тобто на глибині проникнення індентора (алмазної піраміди Віккерса) зміцнення не реєструється. Після видалення модифікованого шару властивості повертаються до вихідного стану (без ІБ). Прямими експериментами доведено, що йдеться не про зміну властивостей матеріалу, а про іншу деформаційну поведінку зразка.

Висновки

Зміни поведінки зразків, які підлягали ІБ, і їх властивостей при розтяганні можна пояснити тим, що в дуже тонкому модифікованому шарі із субмікrokристалічним (нанорозмірним) зерном не може реалізуватися дислокаційний механізм пластичної деформації і змінюється на бездислокаційний механізм субзеренного проковзування і ротаційних мод. Поверхневий шар є більш рухомим, має більшу деформаційну здатність в порівнянні із основним металом, і тому в тілі виробу під навантаженням продовжується пластична течія. До того ж «залікування» дефектів (зменшення числа концентраторів напружень і пов'язаного з ними окрихчування металу) також продовжує пружно-пластичну стадію при розтягу твердого тіла. ІБ можна розглядати як самостійну обробку для підвищення конструктивної міцності та надійності виробів. Ефект зміцнення при збереженні пластичності виробу під впливом стану та товщини тонкого модифікованого ІБ поверхневого шару має значний практичний інтерес

Література

1. Doschechkina I., Sazonov O. Increasing the fatigue strength of machine parts using surface engineering methods. *Slovak international scientific journal* , 2024, Vol 83, pp..61-67
2. Doshchechkina I. V., S. S. D'yachenko S. S., Ponomarenko I. V., Tatarkina I. S. Improving the plasticity of thin cold-rolled steel sheet for cold stamping, *Steel in Translation..* 2021, Vol. 46, pp. 364 – 367.
3. Doshchechkina I.V., Lalazarova N.A., Tatarkina I. S. The effect of substructured surface layer on deformation behavior of products and change of their on-load properties. *Матеріали III міжнародної конференції «Інноваційні технології в науці та освіті. Європейський досвід»*, Нідерланди, 2019. С. 211-215.
4. Dyachenko S.S., Doshchechkina I.V., Ponomarenko I.V., Tatarkina I. S Use of the Ion-Plasma Treatment for Improving the Structural Strength of Items *Jornal of Nano- and Electronic Physics*. Sumy State University , 2012, Vol. 4, pp. 1 – 4.