

# МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ

Харківський національний автомобільнодорожній університет ТОВ НВО «Укрінтех» ДП «Завод ім. В.О. Малишева» АТ ХМЗ «Світло Шахтаря»

Кафедра технології металів та матеріалознавства імені О.М. Петриченка

# ЗБІРНИК НАУКОВИХ ПРАЦЬ

Міжнародної конференції здобувачів вищої освіти і молодих учених «СУЧАСНІ МАТЕРІАЛИ ТА ТЕХНОЛОГІЇ ЇХ ОБРОБКИ»



20-21 квітня 2023 року

Харків Україна

УДК 621.878+УДК 621.791+УДК 669.14.018:621.78+УДК 669-155.3:539.378.6+ +УДК 669.018+УДК 620.179.14 + УДК 541.124+УДК 669.018.8+621.78+ УДК 669.141.24+УДК 629.693+УДК 621.91.01+ УДК 669.018.8+621.78+ УДК 669.245+ УДК 669.715+УДК 669.018+ УДК 669.15+УДК 669.017+ УДК 669.14.018:621.78+УДК 669.15-194.53:620.18:621.771.12+ УДК 693.6.002.5 +УДК 621.791.01+УДК 669.295.5: 621.9.048.6+УДК 669.715+УДК 652. 621.76;621.79 +УДК 621.771.23.09

Збірник наукових праць. Міжнародна конференція здобувачів вищої освіти і молодих учених «Сучасні матеріали та технології їх обробки» (20-21 квітня 2023 року, м. Харків). Харків, 2023. 174 с.

# РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

Глушкова Д.Б. – професор, д.т.н. Дощечкіна І.В. – професор, к.т.н. Лалазарова Н.О. – доцент, к.т.н.

# Зміст

Вступ
<i>Wasilewski E.</i> FORCE CONTROL STRATEGIES TO REDUCE WELD DISTORTION AND COLD CRACKING IN LASER BEAM WELDINGA
Sayenko V. ENVIRONMENTAL INNOVATIONS IN INDUSTRY 17
<i>Луценко О.В., Голубенко Т.М.</i> ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ ПЕРЛІТНОЇ СТРУКТУРИ ВИСОКОВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ ПІСЛЯ ГАРЯЧОЇ ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ28
<i>Дуліч Д.В.</i> ГІДРОДИНАМІЧНЕ ВИДАВЛЮВАННЯ – ЕФЕКТИВНИЙ СПОСІБ ЗАМІНИ ГІДРОПРЕСУВАННЯ ПРИ ВИГОТОВЛЕННІ ВИРОБІВ З ВИСОКОМІЦНИХ І МАЛОПЛАСТИЧНИХ СТАЛЕЙ <u>3</u> 3
<i>Буравльов Н.А., Волошко С.М., Бурмак А.П., Франчік Н.В.</i> ЗМІЦНЕННЯ ПОВЕРХНЕВИХ ШАРІВ 3D-ДРУКОВАНОГО СПЛАВУ Ті-6АІ-4V УЛЬТРАЗВУКОВОЮ УДАРНОЮ ОБРОБКОЮ4
Шпеньович А.В. ЗМІНА СТРУКТУРНОГО СТАНУ В СТАЛІ АУСТЕНІТНОГО КЛАСУ ПІД ВПЛИВОМ НАГРІВАННЯ4
<i>Нор М.Р.</i> ДОСЛІДЖЕННЯ СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ ЖАРОМІЦНОГО НІКЕЛЕВОГО СПЛАВУ ПРИ МОДИФІКУВАННІ57
<i>Трембач Б.О., Глушкова Д.Б., Трембач І.О.</i> АНАЛІЗ ВІТЧИЗНЯННИХ МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ НАПЛАВЛЕННЯ ТА ЇХ ТРИБОЛОГІЧНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ 60
Onikienko V. ENVIRONMENTAL COMPONENT OF THE PROBLEM OF INCREASINGTHE DURABILITY OF PISTON RINGS62
<i>Цокур Н.І., Мороз Я.В.</i> ОБҐРУНТУВАННЯ ВИБОРУ НАНОМОДИФІКАТОРІВ ЛИВАРНИХ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ72
Tunyk V. ENVIRONMENTALLY SAFE TECHNOLOGY FOR INCREASING THE70DURABILITY OF HYDRAULIC HAMMER PARTS70
<i>Руденко М.В.</i> ПІДВИЩЕННЯ ЗНОСОСТІЙКОСТІ ВІДНОВЛЕНИХ ДЕТАЛЕЙ ПОКРИТТЯМ ІЗ ЗАСТОСУВАННЯМ МОДИФІКУВАННЯ ВТОРИНОЮ СИРОВИНОЮ87
<i>Мельниченко О.І., Ткач Р.Р.</i> ВИКОРИСТАННЯ АУСТЕНІТНИХ СТАЛЕЙ ДЛЯ ВІД- НОВЛЕННЯ ДЕТАЛЕЙ АВТОМОБІЛІВ91
<i>Даниленко О.С.</i> ШВИДКІСНИЙ ВІДПАЛ ХОЛОДНОКАТАНИХ ПОЛОС ІЗ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ94
<i>Дідик Д.Ю., Носова Т.Н.</i> ВИВЧЕННЯ ОСОБЛИВИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ НАНОДИСПЕРСНИХ МАТЕРІАЛІВ <u>10</u> 2

Orlova E. IMPERATIVES OF DEVELOPMENT OF ENVIRONMENTALLY CLEANTECHNOLOGY IN MECHANICAL ENGINEERING10	)5
<i>Аджамський С.В., Кононенко Г.А., Подольський Р.В.</i> ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ПАРАМЕТРІВ ПІДТРИМОК ОСНОВНОГО ТІЛА, ВИГОТОВЛЕНОГО ЗА ТЕХНОЛО- ГІЄЮ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕННЯ11	.5
<i>Онікієнко В.І.</i> ВПЛИВ МОДИФІКУВАННЯ ПОВЕРХНІ НА ПОВЕДІНКУ ПІД НАВАНТАЖЕННЯМ ТА ВЛАСТИВОСТІ ВИРОБУ11	9
Aiupov Oleksandr, Nosko Olha, Aiupova Tetyana, Kupchinska Alina. INFLUENCE OFPHYSICO-CHEMICAL PROCESSING IN SOLID AND LIQ-UID STATES ONHYPEREUTECTIC AISi18(B-SN) ALLOY STRUCTURE AND PROPERTIES12	4
<i>Мачан І.С., Трунов І.Р.</i> ДОСЛІДЖЕННЯ ЯКОСТІ ДЕТАЛЕЙ З ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ13	51
<i>Ісмаїлов Р.С., Котова Т.В.</i> ДРЕСИРУВАННЯ ЛИСТОВОЇ СТАЛІ ДЛЯ ХОЛОДНОЇ ШТАМПОВКИ13	5
<i>Яременко О.Ю.</i> МОДИФІКУВАННЯ ВТОРИНОЮ СИРОВИНОЮ 13	8
Шаповал М.В., Вірченко В.В., Криворот А.І., Скорик М.О. АНАЛІЗ КОНСТРУКТИВНИХ ОСОБЛИВОСТЕЙ ОДНОПОРШНЕВОГО РОЗЧИНО-НАСОСА З КОМБІНОВАНИМ КОМПЕНСАТОРОМ ЗБІЛЬШЕНОГО ОБ'ЄМУ, ЩО ВПЛИВАЮТЬ НА ЙОГО НАДІЙНІСТЬ14	2
<i>Алефіров О.С.</i> ДОСЛІДЖЕННЯ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ Й ТРІЩИНОСТІЙКОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ СТАЛІ 09Г2С 14	9
Вознюк О.І. КОНТРОЛЬ ЯКОСТІ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ ЗА КОЕРЦИТИВНОЮ СИЛОЮ15	5
<i>Мамчур І.О.</i> ДИФУЗІЙНЕ ЗВАРЮВАННЯ У ВАКУУМІ РІЗНОРІДНИХ МАТЕРІАЛІВ 16	0
Ye.G. Plakhtii, D.B. Hlushkova, V.M.Volchuk. DEVELOPMENT OF ZnSxSe1-xNANOCRYSTALS WITH IMPROVED PHYSICAL AND OPTICAL PROPERTIESOBTAINED BY THE COMBUSTION SYNTHESIS METHOD16	3
<i>Єгоров Н.О.</i> ВСТАНОВЛЕННЯ ЗАЛЕЖНОСТІ ТВЕРДОСТІ ЗА МАРТЕНСОМ ВІД МІКРОСТРУКТУРИ ПРИ ІНДЕНТУВАННІ ЗРАЗКІВ З ВУГЛЕЦЕВОЇ ІНСТРУМЕНТАЛЬНОЇ СТАЛІ У12А16	6
Shpenovych V.V. IMPROVING THE QUALITY OF WELDED JOINTS OF CAST IRON         DURING COLD ELDING         16	i9
Murzakhmetova U.A., Seitkazenov K.K., Alshynova A.M. DURABILITY OF MATERIALS         UNDER REPEATED DYNAMIC LOADING         17	'5
<i>Мощенок А.В.</i> ВСТАНОВЛЕННЯ ЗАЛЕЖНОСТІ ТВЕРДОСТІ ІНДЕНТУВАННЯ ТА МОДУЛЯ ПРУЖНОСТІ ВІД МІКРОСТРУКТУРИ ПРИ ДОСЛІДЖЕННІ ЗРАЗКІВ З ВУГЛЕЦЕВОЇ ІНСТРУМЕНТАЛЬНОЇ СТАЛІ У12А18	81

# Bcmyn

20-21 квітня 2023 року на кафедрі технології металів та матеріалознавства відбулася Міжнародна конференція здобувачів вищої освіти і молодих учених «Сучасні матеріали та технології їх обробки», яка проводилася онлайн.

На конференції розглядалися питання підвищення довговічності деталей машин, які вирішуються в основному за рахунок вибору якісних матеріалів та ефективних способів їх обробки. Широко використовується поверхнева обробка для підвищення зносостійкості і механічних властивостей виробу в цілому – нанесення іонно-плазмових покриттів, іонне бомбардування та ін., комбіновані методи обробки.

Для зміцнення поверхневого шару широко використовують наплавлення робочих поверхонь, модифікування вторинною сировиною, що дозволяє одержувати покриття з високими фізико-механічними й триботехнічними властивостями.

Значна увага приділена нанотехнологіям – наномодифікуванню алюмінієвих сплавів, вивченню особливих властивостей нанодисперсних матеріалів.

На конференції була приділена увага технологіям зварювання, розвиток яких впливає на прогрес у різних галузях промисловості і будівництва, дослідженню структури та властивостей зварних з'єднань. Розглядалися також питання обробки тиском гідродинамічне видавлювання, особливості формування структури високовуглецевої сталі після гарячої пластичної деформації, дресирування сталі.

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

# FORCE CONTROL STRATEGIES TO REDUCE WELD DISTORTION AND COLD CRACKING IN LASER BEAM WELDING

# Wasilewski E., M.Sc., research associate Brandenburg University of Technology Cottbus-Senftenberg

Abstract. In recent years, lightweight construction and the demand for resource and energy efficiency have increasingly supported the use of high-strength steels. Laser beam welding (LBW) of these materials is used in industrial mass production to efficiently manufacture high-precise components and parts with the highest quality requirements. Avoiding welding-related defects such as weld distortion and cold cracking is critical. Conventional applications currently meet this requirement to a limited extent due to very restricted process tolerances and the use of non-critical materials, which limits the potential of the joining process. Based on FE welding process simulations, concepts have been developed to reduce distortion and cracking through active control of the LBW process. The underlying models consider the weld induced temperature field, microstructure transformations, and residual stresses to calculate distortion. In addition, the local hydrogen concentration is calculated, and the results of the welding process simulation are evaluated using a cold cracking behavior opens up the possibility of parameter variation. From the data collected, concepts of active force introduction with dynamic workpiece clamping have been derived that lead to distortion and cold cracking reduction and promote the weldability of high-strength materials.

*Keywords:* Laser beam welding, High-strength steel, Weld Distortion, Cold-Cracking, Finite element welding simulations

# СТРАТЕГІЇ КЕРУВАННЯ ЗУСИЛЛЯМ ДЛЯ ЗМЕНШЕННЯ ВИКРИВЛЕННЯ ЗВАР-НОГО ШВА І ХОЛОДНОГО РОЗТРІСКУВАННЯ ПРИ ЛАЗЕРНОМУ ЗВАРЮВАННІ

# Wasilewski E., магістр наук., науковий співробітник Бранденбурзький технічний університет Котбус-Зенфтенберг

Анотація. Останніми роками будівництво і попит на ресурсо- та енергоефективність дедалі більше сприяють використанню високоміцних сталей. Лазерне променеве зварювання (ЛПЗ) цих матеріалів використовується в промисловому масовому виробництві для ефективного виготовлення високоточних компонентів і деталей з найвищими вимогами до якості. Уникнення дефектів, пов'язаних зі зварюванням, таких як викривлення шва і холодне розтріскування, має вирішальне значення. Традиційні способи зварювання в даний час відповідають цій вимозі в обмеженій мірі через дуже жорсткі технологічні допуски і використання некритичних матеріалів, що обмежує потенціал процесу з'єднання. На основі моделювання процесу зварювання методом кінцевих елементів були розроблені концепції зменшення викривлення та розтріскування за рахунок активного керування процесом зварювання під флюсом. Основні моделі враховують індуковане зварювальним швом температурне поле, перетворення мікроструктури та залишкові напруження для розрахунку викривлення. Крім того, розраховується локальна концентрація водню, а результати моделювання процесу зварювання оцінюються за допомогою інструменту холодного розтріскування, який включає критерії розтріскування, специфічні для конкретного матеріалу. Здатність моделювати деформацію і поведінку холодного розтріскування відкриває можливість варіювання параметрів. На основі отриманих даних розроблено концепції прикладання активної сили з динамічним затисканням заготовки, які призводять до зменшення деформації та холодного розтріскування і сприяють зварюваності високоміцних матеріалів.

**Ключові слова:** зварювання лазерним променем, Високоміцна сталь, Викривлення зварного шва, Холодне розтріскування, Моделювання зварювання методом скінченних елементів.

#### Introduction

To achieve the quality standards and economic productivity required for Laser Beam Welding (LBW), it is essential to prevent welding-related defects like distortion and cracking, particularly in the context of industrial mass production. Active process control for reducing distortion and cracking has not been technically implemented jet, as these issues emerge after the welding process. Consequently, maintaining the required quality standards relies heavily on the strict tolerances of the components being welded. Furthermore, the utilization of high-strength materials is restricted due to their moderate weldability, preventing their full potential from being realized.

This study shows the development of a simulation-controlled process that employs dynamic workpiece clamping for precise force application during LBW. The aim is to develop concepts that guarantee excellent weld quality with minimal distortion, specifically focusing on the prevention of defects such as cold cracking. The methodical approach considers three key components: Finite Element (FE) welding simulation, cold crack prediction using a specialized tool, and process control using a clamping device with dynamically adjustable axes (as shown in the left portion of Figure 1). To accurately calculate distortion, it is essential to perform a combined thermo-metallurgical and thermomechanical analysis that considers both welding parameters and microstructure-dependent material properties. Cold cracking typically occurs during the cooling phase of a hardened structure in regions with high tensile stress and increased hydrogen concentrations. As such, the simulation also models the distribution of diffusible hydrogen. To assess the cold cracking susceptibility, the relevant influencing factors (heating rate, maximum temperature, cooling time, stresses, and hydrogen concentration) for all regions of the weld and heat-affected zone (HAZ) are analyzed using a coupled cold cracking tool. This tool is used in conjunction with a material-specific cold cracking criterion, as illustrated in Figure 1 within Chapters 2 and 3. By considering these factors, the approach aims to minimize the risk of cold cracking and improve overall weld quality.



Fig. 1. Three components: FE welding simulation, cold crack prediction using a cold crack tool

A dynamic clamping device, depicted in the right section of Figure 1, enables the application of time-varying axial forces and torques during the LBW process by adjusting a specific axis. The optimized control variables for mitigating cold cracking and distortion are derived from the simulations.

#### **Analysis of Publications**

Laser beam welding represents a cutting-edge welding technology that utilizes a highly focused and intense beam of monochromatic light as the energy source for welding. The focused nature of the laser beam enables precise control over the amount of energy applied to the material, resulting in a highly efficient and accurate welding process. LBW can be performed at high speeds, providing a significant advantage in terms of reducing the time and cost associated with welding operations. [1, 2]

In the automotive sector, LBW is widely used to join crucial components of vehicles, such as body panels, exhaust systems, and engine parts, as it results in stronger and more visually appealing welds. Coviello et al. [3] introduced a new method for joining Al-Si-coated blanks in automotive applications using a filler wire and laser optics with variable energy distribution. This approach resulted in high tensile strength and hardness while being stable, reliable, and suitable for production. Nayak et al. [4] covers the use of laser welding for advanced high-strength steels (AHSS) in automotive applications, highlighting its benefits in reducing weight and improving fuel efficiency. The aerospace industry also highly values LBW for its ability to produce high-quality, reliable welds that meet tight tolerances and minimize distortion, making it the preferred choice for welding critical aircraft components such as landing gear, engine parts, and turbine blades. Wen et al. [5] examine the formation of porosity and burn through holes in laser welding of titanium alloys in aerospace, considering different welding positions and parameters. With support of numerical simulations, the study finds that low heat input can reduce burn through holes in the vertical up position, while higher laser power and speed can reduce porosity in the vertical down position.

To address the problem of distortions in LBW, a number of control strategies have been developed to reduce it. Fahlström et al. [6] present a study that investigates the impact of laser welding on the distortion of ultra-high-strength steels in the automotive industry. The study identifies key parameters that influence the magnitude and distribution of distortions and provides effective measures to minimize them, for example, by adjusting the welding speed or the clamping setup. Babu et al. [7] studied the effect of aluminum heat sink and cooling medium on laser welding of duplex stainless steel. The results show that the use of a heat sink has a positive effect on distortion, while slower cooling rates in air quenching result in higher tensile strength. The objective of the study is to experimentally analyze the effect of cooling medium and heat sink on the mechanical and metallurgical properties of laser-welded duplex stainless steel. One of the most effective strategies is active force control, where an external force is introduced during the welding process to counteract the forces causing distortion. Schricker et al. [8], for example, developed an adaptive clamping device for laser-beam welding in a butt-joint configuration. The device uses sensors and actuators to acquire data and adjust the process conditions and workpiece position during welding.

Cold cracking is another major issue in LBW caused by hydrogen in the weld zone. Highstrength steels are particularly vulnerable to this issue due to their increased hardness and tensile stresses [9]. Velasquez et al. [10] assess the risk of hydrogen-induced cracking (HIC) in safetyrelevant SA-508 pressure vessels. The study aims to eliminate the 48-hour hold time requirement before non-destructive testing. The results show that the HIC susceptibility is ranked by the time to failure and sustained mechanical energy, highlighting the importance of proper testing to prevent potential failures in pressure vessels. To address the problem of cold cracking in LBW, the use of test procedures and simulations can be effective in reducing the susceptibility to cold cracking. Kannengiesser and Boellinghaus [11] provide an overview of current technologies and applications for assessing cold cracking susceptibility in welded joints. They evaluate the most important and internationally established tests, classifying them into self-restraint and externally loaded tests. The study covers both metallurgical weldability tests and advanced test methods for evaluating cold cracking susceptibility. It also presents numerical analyses for calculating the restraint intensity as a definitive factor affecting cold cracking. Simulations can be used to predict the hydrogen concentration in the weld zone and to understand the sources of hydrogen in the material. This information can be used to optimize the process parameters, such as laser power and speed, and to develop new strategies to reduce the risk of cold cracking [12]. Steppan et al. [13] study the risk of HIC in T-joints with fillet welds made from high-strength structural steels. They simulate the diffusion behavior and effectiveness of different post-weld heat treatments to eliminate cracking. The simulation shows that HIC can be avoided by applying post-weld heat treatment.

By coupling temperature field, microstructure and mechanics calculations with diffusion analysis, the hydrogen distribution can be calculated. According to the Gorsky effect, hydrogen diffuses via interstitial sites from regions of contraction to regions of expnaion. This is a time and distance dependent transient process (second Fick's law). Thereby, the concentration gradient is not constant, contrary to the first Fick's law. For the mathematical formulation of the diffusion process, permeability and solubility are material dependent. Using pipeline welds as an application Zhao et al. [14] describe that for X90 steel, it is mainly residual stresses that lead to hydrogen accumulation, while the change in microstructure leads to a reduction in the fusion zone. Diaz et al. [15] show that the diffusible hydrogen distribution in lattice sites follows the tendency of hydrostatic stresses near a crack tip in welded joints. They also state that microstructural influences lead to high concentrations of trapped hydrogen. Rhode et al. [16] describe the influence of hydrogen traps on TIG welded joints of low alloy steel T24. According to them, traps increase the solubility and decrease the diffusion rate. However, trap effects can also be neglected. For example, Boellinghaus et al. show that the ductility of the weld microstructure is reduced by hydrogen uptake and diffusion into crack-critical regions when welding pipelines of supermartensitic steel [17]. In [18], using a trap-free model, they also show that hydrogen diffusion is strongly geometry dependent, so that a correlation between hydrogen diffusion and layer thickness can be observed in multi-layer welding. Stadtaus et al. also neglected trapping phenomena in the FE simulation of the Tekken [19] and CTS [20] cold crack tests and found, for example, that preand post-heating can significantly reduce the hydrogen concentration in tensile stress zones.

In summary, LBW is a state-of-the-art technology that offers numerous advantages in various industries, however, improvements in the development of high-strength steels are necessary to further optimize the process. To achieve this, it is important to focus on reducing distortions and weld defects, such as cold cracks, through the use of tailored test methods and numerical simulations.

# Methods

# Experimental Setup

Axially symmetric hollow cylinders (heat-treated material 100Cr6) with a wall thickness of 2 mm, an outer diameter of 8 mm and a total length of 60 mm were welded into a butt joint with a 360° circumferential radial seam. The distance between the chuck and the center of the weld was 10 mm on both sides of the weld A welding speed of 1 m/min, a laser power of 300 W, and a focal spot of 100 µm were employed during the process. To validate the temperature field calculation, type K thermocouples with a wire diameter of 0.1 mm were used to record temperatures in areas of high and low gradients at a welding angle of 180°. The final distortion of the welded specimens was measured using a MarForm MMQ 400 coordinate measuring machine. The hydrogen content of the welded specimens was analyzed through carrier gas extraction using a JUWE H-mat 225 instrument. These measurements were previously validated with certified samples and defined hydrogen contents (BAM ZRM steel H1), resulting in an initial hydrogen content determination of 0.89 ppm.

Evaluating cold cracking susceptibility requires a quantitative cold cracking criterion. This criterion is used to assess local factors influencing cold cracking susceptibility and has been determined using the S-TRC test (simulated tensile restraint cold cracking test) according to [12]. In this test, tensile specimens, illustrated on the left in Figure 2, are subjected to a specific loading process in an H2 gas atmosphere. They undergo various temperature cycles similar to the welding process and are tensile-loaded during cooling within the cold cracking critical temperature range, ultimately leading to cold cracking at a specific initiation temperature and stress. Temperature cycles with varying heating rates, maximum temperatures, and cooling times are used to set critical microstructures (hardness). Each crack initiation experiment represents a critical point of the resulting cold crack criterion, which describes the critical stresses as a function of the parameters: heating rate, maximum temperature, cooling time and hydrogen concentration. The criterion is valid for a range of these factors and has been determined using the Gleeble 3500 test and simulation center.



Fig. 2. Characteristics of hydrogen loading, cold crack test and cold crack criterion

Welding tests with active axial force control range of  $\pm 2kN$  as well as with superimposed tilting moments (-1,5 °<  $\Box$  < 1,5 °) were carried out using a specially manufactured clamping device from Föhrenbach GmbH.

# FE Simulation

The weld temperature cycle forms the foundation for the development of cold crack-critical residual stresses and distortions. The heat input is represented using a heat conduction model, which includes a superposition of a normally distributed circular surface and a conical volume source [21– 23]. Both thermophysical and thermomechanical material properties were implemented as a function of temperature and microstructure. The transformation temperatures determined in dilatometer tests were considered for different maximum temperatures and cooling times. The microstructure influences the resulting stresses, strains and hydrogen concentrations due to accompanying changes in physical properties. The superposition of shrinkage and transformation stresses leads to different residual stress distributions. Since the transformation stresses depend on the microstructural transformations [24–31], the stress formation can only be considered in conjunction with the microstructural transformation. Hydrogen diffusion in turn depends on the stress and strain state. The Leblond-Devaux [32] microstructure model was used for austenite formation and the Koistinen-Marburger [33] transformation kinetics for hardening martensite microstructure formation. For the thermo-mechanical calculations, microstructure specific thermal expansion, Young's modulus and yield strength were considered. The corresponding stress-strain curves for calibrating the material model were determined in hot tensile tests for various maximum temperatures and cooling times in the Gleeble 3500 test and simulation center. Hydrogen diffusion is influenced by temperature fields, microstructure and stress gradients. During welding a distribution occurs which also depends on the boundary conditions. The initial hydrogen content of the weld specimens is the initial condition of the calculation.

#### Cold crack prediction

Cold cracking at various temperatures is influenced by three interrelated factors: microstructure, hydrogen concentration and stress-strain state [26], [34]. Cold cracking is determined by the combination of locally critical values of these factors and is defined by exceeding the locally critical stress. F igure 1 illustrates the connection between the FE simulation and the cold crack tool. The cold crack criterion is incorporated into the cold crack tool as a material-specific criterion, providing an interpolation space for calculating critical stresses. For each node or element of the weld and heataffected zone, and for each time step, a comparison can be made between the calculated and experimentally determined critical stresses. The Cold Crack tool has been integrated into the autonomous calculation process using batch file control, allowing for the variation of different control concepts in the simulation.

### **Results and Discussions**

#### Influence of clamping (without using the dynamic axes of the clamping device)

The mechanical boundary conditions (Figure 3) have a significant influence on the plasticity during welding. The resulting stresses and distortions are determined by the expansion and the amount

ing length were carried out. Direction of Distortion Quantity (normalised) of Distortion normalised Distortion. Angel, 8(  $10^{2}$ 

\$ 95

normalised Distortion.

of plastic strain. First, the influence of the clamping stiffness and the free clamping length were analyzed for their effect on the distortion. For a stiffness of 1000 N/m, variation calculations of the clamp-



Fig. 3. Effect of clamping stiffness (top) and free clamping length between jaws on distortion (bottom)

The top section of Figure 3 demonstrates that the stiffness of the restraint influences both the height and direction of the distortion. As stiffness increases, there is a noticeable change in the distortion direction by up to  $24^{\circ}$  and a reduction in distortion height. Maximum distortion occurs at a stiffness of approximately  $10^3$  N/m. For a spring stiffness of  $10^5$  N/m, the distortion measured in the welding tests could be replicated. The impact of the free clamping length between the jaws on distortion is depicted in the bottom section of the figure. A reduction in distortion of up to 30% was calculated as the free clamping length increased. Both variations exhibit a change in the direction of distortion. This reveals a local shift of the plasticity maxima in relation to the welding angle.

#### First Simulation Scenario

Spring Stiffness Kaxial, M

194 260

The first simulation scenario aims to reduce distortion by applying controlled axial forces with the dynamic clamping system during welding. According to this concept, plastic strains are to be compensated by a counterforce. Variation calculations were conducted to examine the extent to which the magnitude of axial force applied impacts distortion. Since the investigations revealed that the timing of force application is influenced by the welding angle, the force application phase was also adjusted accordingly.

Spring Stiffness Kaxial, #



Fig. 4. Variation calculations with increasing axial force (pressure) throughout the welding process

Figure 4 demonstrates that a linear increase in distortion occurs as a function of axial force when the force is applied throughout the entire welding process (Fig. 4a). In subsequent simulations (Fig. 4b), the temporal force application phase during welding, expressed by the welding angle achieved at force application, was varied. The results indicate that distortion reaches a minimum at a force application of approximately  $200^{\circ}$  welding angle. This measure leads to a reduction in distortion compared to welding without force application. Lastly, for the calculated minimum of  $200^{\circ}$  welding angle, a variation of the axial force was performed (Fig. 4c). As the axial force increased (up to the maximum force of 2 kN), distortion was reduced by roughly 10%.

Tactile distortion measurements on reference specimens (Fig. 6a) without dynamic clamping revealed an average distortion of approximately 30  $\mu$ m and a distortion direction of about 335°. The application of axial force during welding (Figure 6b) results in the elastic compression of the specimens, causing the joint to move out of the laser focus. As the force is applied as described up to a welding angle of 200°, the center of the weld is displaced during the welding process. A control routine was implemented to adjust the laser focus with a scanner optic as a function of the process time.



Fig. 5. Distortion measurements after welding tests

In test series 1, a reduction in distortion was achieved compared to the reference specimens, but the direction of distortion fluctuated greatly, possibly due to the formation of cold cracks. As cracks form, local stresses relax, resulting in undefined changes in the distortion angle.

# Second Simulation Scenario

In the second simulation scenario, a bending element is used to reduce distortion by tilting the axis against the direction of the distortion. The objective is to bend the specimen and compensate any

existing distortion. Figure 6 shows a case where the distortion occurs at a  $270^{\circ}$  angle. To correct the distortion, the bending element must be tilted in the opposite direction, towards  $90^{\circ}$ . However, the exact direction of the distortion is not known at first, as it occurs after welding. It must be determined through simulations or measurements during or after the welding process. To ensure the best results, the bending element is activated immediately after welding (1 second post-welding) to align the rotary axis and maximize deformability at the highest component temperature. The simulation outcome is obtained by adjusting the bending angle, as shown in Figure 6.



Fig. 6. Bend angle variation

To reduce the distortion in the direction of the x-axis  $(270^{\circ})$  by approximately 80%, a bending angle of  $0.24^{\circ}$  must be applied in the opposite direction. The remaining final distortion occurs at an angle of about 160°.

Third Simulation Scenario

The third simulation scenario addresses cold cracking reduction. Axial compressive forces are introduced to decrease tensile stresses, similar to the method used for distortion reduction. The external stress during cooling temporarily reduces lattice strains and local hydrogen concentration, slowing down hydrogen-induced embrittlement at low temperatures and enhancing the material's technological strength during cooling. To study the impact of these factors on cold cracking, simulations were run with a constant axial force of 2 kN for 1 to 60 seconds after welding.





Figure 7 illustrates the evolution of cold cracking tendency from welding to the release of the specimen after 60 seconds. The right part of the figure displays the local distribution of cold cracking tendency (at 60s) on the bottom section of a specimen welded without force (reference test). The simulation results demonstrate good consistency with the experiment for predicting cold cracks. The cracked weld areas in the simulation exhibit a high tendency for cold cracking (represented by red elements). By applying an axial force post-welding, it was possible to reduce the cold cracking ten-

dency at critical points of the weld, although the reduction was not enough to bring element B into a subcritical state. However, since not all crack locations exceed the allowable stress, it can be concluded that this measure reduces the frequency of cracks.

#### Conclusions

This research examined the impact of active force control during the Laser Beam Welding (LBW) on reducing distortion and cold cracking in high-strength steel 100Cr6. Finite Element (FE) simulations were utilized to model the welding process, considering the temperature field, microstructure changes, residual stresses and hydrogen distribution. Three simulation scenarios were investigated: the application of controlled axial forces, the use of a bending element with dynamic clamping, and reducing cold cracking tendencies.

The main conclusions are:

• Dynamic clamping in the Laser Beam Welding (LBW) process significantly reduces distortion and cold cracking, improving the weldability of high-strength materials through active control.

• The Finite Element (FE) welding process simulations, which consider temperature fields, microstructure changes, residual stresses, and hydrogen diffusion, provide accurate calculations of distortion and evaluations of cold cracking susceptibility

• Applying varying axial forces during welding can notably decrease distortion and cold cracking tendencies in welded specimens.

• The use of simulation models enables replacing costly experiments with virtual methods, reducing development times and enabling the derivation of optimal welding parameters and control concepts.

• The developed approaches and simulation models can be applied to various weld geometries and materials, optimizing weld properties and enabling the development of design-oriented control concepts.

The implementation of these conclusions in industrial settings will lead to a reduction in local cold cracking and distortion, thereby enhancing process reliability. Furthermore, the simulation models facilitate product development by substituting expensive experiments with suitable virtual methods, significantly decreasing development times. This approach enables the derivation of optimal welding parameters and control concepts for various weld geometries and materials. Consequently, weld properties can be optimized across diverse materials, and design-oriented control concepts can be established for a broader range of applications.

#### **Funding and Acknowledgements**

The authors acknowledge the financial support provided by the German Federal Ministry of Education and Research (BMBF) through the joint project "SimCoLas - Simulation Controlled Laser Welding". (Funding reference 13N13832).

#### Literature

[1] S. Katayama, *Fundamentals and details of laser welding*. in Topics in mining, metallurgy and materials engineering. Singapore: Springer, 2020.

[2] W. M. Steen and J. Mazumder, *Laser Material Processing*. London: Springer London, 2010. doi: 10.1007/978-1-84996-062-5.

[3] D. Coviello *et al.*, "Laser welding of tailored blanks made of Al-Si-coated 22MnB5 steel using a filler wire and a variable energy distribution laser optics," *Int J Adv Manuf Technol*, vol. 125, no. 5–6, pp. 2691–2704, Mar. 2023, doi: 10.1007/s00170-023-10921-4.

[4] S. S. Nayak, E. Biro, and Y. Zhou, "Laser welding of advanced high-strength steels (AHSS)," in *Welding and Joining of Advanced High Strength Steels (AHSS)*, Elsevier, 2015, pp. 71–92. doi: 10.1016/B978-0-85709-436-0.00005-9.

[5] P. Wen, D. Yelkenci, J. Chen, B. Chang, D. Du, and J. Shan, "Numerical analysis of the effect of welding positions on formation quality during laser welding of TC4 titanium alloy parts in aerospace industry," *Journal of Laser Applications*, vol. 31, no. 2, p. 022401, May 2019, doi: 10.2351/1.5096095.

[6] K. Fahlström, O. Andersson, U. Todal, and A. Melander, "Minimization of distortions during laser welding of ultra high strength steel," *Journal of Laser Applications*, vol. 27, no. S2, p. S29011, Feb. 2015, doi: 10.2351/1.4906468.

[7] P. D. Babu, P. Gouthaman, and P. Marimuthu, "Effect of Heat Sink and Cooling Mediums on Ferrite Austenite Ratio and Distortion in Laser Welding of Duplex Stainless Steel 2205," *Chin. J. Mech. Eng.*, vol. 32, no. 1, p. 50, Dec. 2019, doi: 10.1186/s10033-019-0363-5.

[8] K. Schricker, L. Schmidt, H. Friedmann, and J. P. Bergmann, "Gap and Force Adjustment during Laser Beam Welding by Means of a Closed-Loop Control Utilizing Fixture-Integrated Sensors and Actuators," *Applied Sciences*, vol. 13, no. 4, p. 2744, Feb. 2023, doi: 10.3390/app13042744.

[9] T. Schaupp, W. Ernst, H. Spindler, and T. Kannengiesser, "Hydrogen-assisted cracking of GMA welded 960 MPa grade high-strength steels," *International Journal of Hydrogen Energy*, vol. 45, no. 38, pp. 20080–20093, Jul. 2020, doi: 10.1016/j.ijhydene.2020.05.077.

[10] J. D. Velasquez, B. T. Alexandrov, and S. L. McCracken, "Hydrogen Induced Cracking Susceptibility in the Heat Affected Zone of SA-508 Pressure Vessel Steel," in *Volume 4B: Materials and Fabrication*, Las Vegas, Nevada, USA: American Society of Mechanical Engineers, Jul. 2022, p. V04BT06A008. doi: 10.1115/PVP2022-84781.

[11] T. Kannengiesser and T. Boellinghaus, "Cold cracking tests—an overview of present technologies and applications," *Weld World*, vol. 57, no. 1, pp. 3–37, Feb. 2013, doi: 10.1007/s40194-012-0001-7.

[12] O. Dreibati, *Physical welding simulation of the cold crack susceptibility: = Physikalische Schweißsimulation der Kaltrissanfälligkeit.* in Berichte des Lehrstuhls Füge- und Schweißtechnik der BTU Cottbus-Senftenberg, no. 8. Aachen: Shaker, 2014.

[13] E. Steppan, T. Mente, and Th. Böllinghaus, "Numerical investigations on cold cracking avoidance in fillet welds of high-strength steels," *Weld World*, vol. 57, no. 3, pp. 359–371, May 2013, doi: 10.1007/s40194-013-0036-4.

[14] W. Zhao, M. Yang, T. Zhang, Q. Deng, W. Jiang, and W. Jiang, "Study on hydrogen enrichment in X80 steel spiral welded pipe," *Corrosion Science*, vol. 133, pp. 251–260, Apr. 2018, doi: 10.1016/j.corsci.2018.01.011.

A. Díaz, I. I. Cuesta, C. Rodríguez, and J. M. Alegre, "Influence of non-homogeneous micro-[15] structure on hydrogen diffusion and trapping simulations near a crack tip in a welded joint," Theoretical and Applied Fracture Mechanics, vol. 112. p. 102879, Apr. 2021. doi: 10.1016/j.tafmec.2020.102879.

[16] M. Rhode, T. Mente, E. Steppan, J. Steger, and T. Kannengiesser, "Hydrogen trapping in T24 Cr-Mo-V steel weld joints—microstructure effect vs. experimental influence on activation energy for diffusion," *Weld World*, vol. 62, no. 2, pp. 277–287, Mar. 2018, doi: 10.1007/s40194-017-0546-6.

[17] T. Boellinghaus and E. Viyanit, "Numerical Simulations of Hydrogen-Assisted Cracking in Girth Welds of Supermartensitic Stainless Steel Piplines - Report I," *Mathematical modelling of weld phenomena. 6, Institute of Materials, Minerals and Mining*, 2002.

[18] TH. Boellinghaus, E. Viyanit, and H. Hoffmeister, "Numerical Simulations of Hydrogen-Assisted Cracking in Girth Welds of Supermartensitic Stainless Steel Piplines - Report II," in *Mathematical modelling of weld phenomena*. 7, Verl. der Techn. Univ. Graz, 2005.

[19] M. Stadtaus, H. Wohlfahrt, K. Dilger, and V. Michailov, "Numerical Simulations of the Tekken-Test for the Prediction of Cold Cracking Susceptibility," in *Mathematical modelling of weld phenomena*. 7, Verl. der Techn. Univ. Graz, 2005.

[20] M. Stadtaus, N. Doynov, and V. Michailov, "Investigation of the modified CTS-Test for the Prediction of Cold Cracking Suscepibility by Numerical Models," in *Mathematical modelling of weld phenomena*. 8, Graz: Verl. der Techn. Univ. Graz, 2007.

[21] N. N. Rykalin, Berechnung der Wärmevorgänge beim Schweissen. 1957.

[22] J. Goldak, A. Chakravarti, and M. Bibby, "A new finite element model for welding heat sources," *MTB*, vol. 15, no. 2, pp. 299–305, Jun. 1984, doi: 10.1007/BF02667333.

[23] N. T. Nguyen, *Thermal analysis of welds*. in International series on developments in heat transfer, no. v. 14. Southampton; Boston: WIT, 2004.

[24] R. Ossenbrink and V. Michailov, "Thermomechanical Numerical Simulation with the Maximum Temperature Austenisation Cooling Time Model (STAAZ)," *Verlag der Technischen Universität Graz*, vol. 8, pp. 357–372, 2007.

[25] B. T. Alexandrov, "Hydrogen Behaviour in welded joints and evaluation of its role for cold cracking," *Verlag der Technischen Universität Graz*, vol. 7, pp. 781–804, 2005.

[26] T. Boellinghaus and H. Hoffmeister, "Finite element calculations of pre- and post-heating procedures for sufficient hydrogen removal in butt joints," *Verlag der Technischen Universität Graz*, vol. 3, pp. 726–756, 1997.

[27] V. Michailov, K. Thomas, and H. Wohlfart, "Numerische Simulation der Wasserstoffverteilung in mehrlagigen Schweißverbindungen," *Schweißen und Schneiden*, no. 48, pp. 47–54, 1996.

[28] V. Michailov, K. Thomas, and H. Wohlfart, "Ermittlung der Wasserstoffverteilung in Schweißverbindungen mit der Finite-Elemente-Methode," *DVS-Berichte*, vol. 156, pp. 167–171, 1993.
[29] M. Stadtaus and V. Michailov, "Numerische Berechnung der Einflußfaktoren auf die Kaltrissbildung," *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, vol. 34, 2003.

[30] M. Neuhaus, T. Kannengiesser, and T. Boellinghaus, "Beurteilung der Kaltrisssicherheit von Schweißverbindungen in realen Konstruktionen mit der Finite-Elemente-Methode," *DVS-Berichte*, vol. 232, pp. 195–200, 2004.

[31] H. Wohlfahrt, "Die Bedeutung der Austenitumwandlung für die Eigenspannungsentstehung beim Schweißen," *Härterei Technische Mitteilungen*, vol. 41, pp. 248–257, 1986.

[32] J. B. Leblond and J. Devaux, "A new kinetic model for anisothermal metallurgical transformations in steels including effect of austenite grain size," *Acta Metallurgica*, vol. 32, no. 1, pp. 137– 146, Jan. 1984, doi: 10.1016/0001-6160(84)90211-6.

[33] D. P. Koistinen and R. E. Marburger, "A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels," *Acta Metallurgica*, vol. 7, no. 1, pp. 59–60, Jan. 1959, doi: 10.1016/0001-6160(59)90170-1.

[34] L. Yajiang, W. Juan, and S. Xiaoqin, "FEM calculation and effect of diffusion hydrogen distribution in the fusion zone of super-high strength steel," *Computational Materials Science*, vol. 31, no. 1–2, pp. 57–66, Sep. 2004, doi: 10.1016/j.commatsci.2004.01.036.

# ENVIRONMENTAL INNOVATIONS IN INDUSTRY<sup>1</sup>

# Sayenko V., st. of gr. MC-51-21, KhNAHU

Abstract. Object research - processes formation structures and properties teeth buckets excavators ion-plasma chroming. Property from ub iv buckets excavators changed applying ion-plasma coatings chromium nitride. This species is selected for protection from corrosion, wear, sticking to the surface contacts mater ials. In practice modern enterprises are applied causing chrome coatings to increase the service life teeth buckets excavators. Quality these coverage in does not meet the needs of modern production. There are many nowadays attention is provided application modern methods superficial processing for increasing wear resistance of parts of nodes that work in the conditions intensive wear and tear. Based on analysis literary data and experience modern we had enterprises - the ion-plasma method is chosen processing teeth buckets excavators, for increase their longevity. Causing coatings was carried out by the method of condensation in the conditions ionic bombing of the Bulat 3T installation. Was selected coating composition and optimal modes him causing. Received high hardness and wear resistance, low coefficient friction, good chemical stability what provided a high resource of researched details in any conditions operation.

Keywords: wear resistance, abrasive, welding, plasma, ladle, layer, corrosion, steel.

# ЕКОЛОГІЧНІ ІННОВАЦІЇ В ПРОМИСЛОВОСТІ

#### Саєнко В., ст. гр. МС-51-21, ХНАДУ

Анотація. Об'єкт дослідження - процеси формування структури та властивості зубів ковшів екскаваторів іонно-плазмового хромування. Мета роботи: розробка технологічних основ застосування іонно-плазмового хромування для підвищення зносостійкості зубів ковшів екскаватора на основі управління параметрами структури та функціональними властивостями покриттів для забезпечення їх довговічності. Предмет дослідження - закономірності формування структур і властивостей поверхневих шарів зубів ковшів екскаваторів. Властивості зубів ковий в екскаваторів змінено нанесенням іонно-плазмових покриттів нітриду хрому. Цей вид обраний для захисту від корозії, зношування, налипання на поверхню контактів матеріалів. На практиці сучасних підприємств застосовуються нанесення хромованих покриттів для збільшення терміну служби зубів ковшів екскаваторів. Якість цих покриттів не відповідає потребам сучасного виробництва. В даний час багато уваги приділяється застосуванню сучасних методів поверхневої обробки для підвищення зносостійкості деталей вузлів, що працюють в умовах інтенсивного зношування. На основі аналізу літературних даних та досвіду сучасних нами підприємств обрано іонно-плазмовий метод обробки зубів ковшів екскаваторів, для підвищення їх довговічності. Нанесення покриттів проводилось методом конденсації в умовах іонного бомбардування установки Булат 3Т. Підібрано склад покриття та оптимальні режими його нанесення. Отримана висока твердість і зносостійкість, низький коефіцієнт тертя, хороша хімічна стійкість, що забезпечило високий ресурс досліджуваних деталей у будь-яких умовах експлуатації.

Ключові слова: зносостійкість, абразив, зварювання, плазма, ковш, шар, корозія, сталь.

<sup>&</sup>lt;sup>1</sup> Робота виконана під керівництвом професора Глушкової Д.Б.

#### Introduction

Technology engineering - the field of technical science, which engaged study connections and installation patterns in the process manufacturing machines. It is designed to develop theory technological provision and promotion quality products engineering with the smallest cost price their release, as well as ensure the ecological safety of production. When choosing a material and methods of its strengthening, first of all, it is necessary to comprehensively consider the conditions of its operation and rank the factors affecting the material according to the degree of their influence on the reliability of the machine or mechanism. Necessary form technical material requirements on the basis of tribological tests, as well as on the basis of bench and industrial tests [1].

The correct choice of material for the manufacture of the considered parts, as well as the method of their strengthening, is an urgent and important task.

# **Relevance of development**

### Working conditions and causes of failure of teeth of excavator buckets

Tooth refers to constructive elements excavators and others earthmoving machines, namely to their details workers organs and methods their manufacturing. Excavator bucket tooth consists from an adapter whose shank has corresponding slots for attachment to buckets excavator (fig. 1, 2).



Fig. 1. General view of the bucket



Fig. 2. Loss of shape of teeth of excavator buckets

According to practical observations, after the production of 35,000 cubic meters of sandcrushed soil, the teeth of the excavator bucket are in the stage complete wear and tear. Their sharpening angle increases by 2.5 times, and working length is decreasing more than 3 times.

A similar state of the working body is common lowers general productivity construction special equipment, because all the energy engine excavator aimed not at work, but at overcoming new ones obstacles

# Types of protection and restoration of teeth

Alteration by electroplating.

They are widely used in enterprises galvanic processes. They are used for compensation wear and tear workers surfaces, as well as when applied to parts anti-corrosion and protective and decorative coverage.

Galvanic coating receive with electrolytes, as whose apply water solutions metals, which necessary to cover details (fig. 3). Cathode with electroplating sedimentation metals with electrolytes is in renewable part, anode - metal plate. Soluble anodes are made with metal which settles on the part, insoluble anodes - with lead.



1 - bath with dielectric ; 2 - soluble anode ; 3 - cathode ( product );
4 - electrolyte; 5 - current source
Fig. 3. Scheme of electroplating

But, unfortunately, these methods do not give stable industrial results. In addition, they are not dangerous both for the environment and for those who work with them [2]. Therefore, recently, the most promising method of applying protective coatings is plasma spraying, in which heating, melting, spraying and the transfer of the sprayed material is carried out by a plasma jet obtained by heating the gas flow in an electric arc discharge. Effective about will protect metal worn out the surface from abrasive wear use became and with increased strength characteristics.

The experience of industrial enterprises recently proved the expediency of increasing the durability of the considered parts due to the use of surface strengthening methods.

In mechanical engineering, such coating methods as detonation and plasma are used.

These methods have a number of advantages:

- limited thermal influence,

– reduction of deformation.

At the same time, the properties of coatings and their structure have not been sufficiently studied

The task of choosing the optimal properties of the working layers is solved purely experimentally. In this regard, conducting research to identify the possibility of using different methods of applying coatings to increase the durability of the teeth of the excavator buckets is an important and urgent task.

In this work, we used the technique of ion-plasma coatings to increase the durability of the teeth of excavator buckets.

#### Material and research methodology

Research materials.

In most cases, the teeth of excavator buckets are made of 09G2S steel, the chemical composition of which is shown in table 1.

The stability of properties in a wide temperature range allows the use of parts from this brand in the temperature range from -70 to +450 C. The properties of 09G2C steel are: with steel 09G2 S after processing on a two-phase structure has increased limit of endurance; simultaneously the number of cycles to destruction in the area increases by approximately 3-3.5 times low - cycle tiredness (fig. 4).

Table 1 – Chemical composition of 09G2S alloy

Steel	Availability chemical elements, %									
Steel	С	Si	Mn	Cr	No	S	Cu	As	Р	
09G2S	0.12	0.5-0.8	1.3-1.7	0.3	0.3	0.04	0.3	0.08	0.035	

Disconnection others areas of martensite and high plasticity ferrite much make it easier initial plastic deformation.



Fig. 4. Microstructure of steel 09G2S, ×1000

To detect changes in the surface areas, as well as to control the quality of the coating, hardness measurements were carried out. This method makes it possible to carry out 100% control of parts, tests are not destructive, measurements can be carried out directly on the parts. The Rockwell method was used for the study, which is usually used to study heat-strengthened material.

To determine the hardness of individual particles, as well as its anisotropy in different areas of the coating, the microhardness measurement method was used in the work (fig. 5).



Fig. 5. Hardness measurement

Metallographic analysis.

The structures were studied and photographed on an Altama MET 1 microscope at a magnification of (70 - 1000) times (fig. 6).

The structure of the surface before and after operation was studied using a SEM scanning electron microscope at an accelerating voltage of 30 kV in a wide range of magnifications from 20 to 10 thousand times. To analyze the phase composition of the base metal and coating, X-ray structural phase analysis was performed on the URS-50 unit.

Methods trial materials for friction and wear .



Fig. 6. Altama MET 1 microscope

For assessment efficiency application materials, methods their processing, constructive changes in details and others measures were used laboratory and bench test that modeled the maximum approximation to real operating conditions.

The tests were carried out on a car friction SMC - 2, which allows comparison research subjects materials on wear resistance, antifriction and their properties in the process making according to the "roller- block " scheme (fig. 7).



1 – stationary sample ( block ); 2 – movable sample Fig. 7. Wear test

Tribotechnical characteristics are the main criteria for assessing the workability of materials for volumetric hydraulic drive parts and the effectiveness of their surface treatment.

In touch with hereby for conducting this one work selected methods tests which allow simulate the main ones processes friction and wear real details.

Galvanic technique chrome plating

Process electrolytic application of chromium is based on the method electrolysis metals Its essence consists in passing electric current through the electrolyte. Electrolyte is solution in which are included chromium salts, acid or alkali. When passing electric current with solution chrome anhydride and sulfuric acid stand out chromium cations which settle on the processed surface.

Galvanic process chrome plating lead to the following average parameters:

- chromic anhydride 250 g/l;
- sulfuric acid 2.5 g/l;
- temperature 50 ° C for decorating details and 55-60 °C to receive functional surfaces ;
- current density 25 A / dm<sup>2</sup> for decoupling and 60 A/dm<sup>2</sup> functional chrome-plated surfaces (fig. 8).



Fig. 8. Installation for galvanic chrome plating

High-quality electroplating depends from temperature electrolyte and current density. Tsi and parameters affect the external appearance and characteristics of the applied layer.

Method of applying plasma coating.

The application of plasma coating was carried out on the Bulat-3T installation (fig. 9). It consists of a chamber, a vacuum pumping system, evaporators, a rotary device, a water system and a stand [3].



1 - I focus on the camera ; 2 - cathode; 3 - incendiary electrode ;
4 - chamber-anode; 5 - layer ; 6 - nitrogen a trap
7 - water a trap 8 - high vacuum unit; 9 - heater ;
10 - form vacuum pump; 11 - monometric lamp;
12 - water cooling system of the installation
Fig. 9. The general scheme of the Bulat-3T installation

The camera is a cylindrical vessel with in and out with a diameter of 500 mm and 500 mm long, in which flowing process spraying. On camera and lids are located six nozzle and in with flanges to which are attached: window review; device rotary; evaporators and adapter to the system vacuum pumping out.

Parameters process application, primarily the condensation temperature and speed application, determine properties cover Condensation temperature, which depends mainly on properties material pads, support constant for everything process causing cover.

# Influence of ion plasma chrome plating on the durability of excavator bucket teeth

Development of optimal technological parameters of deposition of plasma coatings in the heating temperature were selected as optimal application parameters the substrate on which the coating is applied, and the deposition time [4-5].

As is known, the main parameter of the process of condensation of matter under conditions of ion bombardment is the pressure of the reaction gas. This parameter is determined in each specific case and depends on the composition of the cathode, the model of the installation on which the coating is applied, and the operating conditions (fig. 10).



nitrogen pressure  $a - 3 \cdot 10^{-2}$  Pa; b - 1.0 Pa Fig.10. The microstructure of the obtained chromium nitride coating at different nitrogen partial pressures

According to the technical data , the temperature in the chamber of the Bulat 3T installation varied from 300 to 800  $^{\circ}$ C.

Ion bombardment has a positive effect on the part at its temperature of 500-800 °C, which exactly corresponds to steel 09 $\Gamma$ 2C and gives the best adhesion of the coating to the part and, accordingly, the highest wear resistance of parts with such a coating during operation (fig. 11).



Fig. 11. Steel surface after bombardment with chromium ions,  $\times 1000$ 



Fig. 12. Microdistribution of chromium on the surface after ion bombardment, ×1000

The time of applying the CrN coating is  $10 \mu m / h$ . Taking into account that the most adhesive activity of coated substrates is possessed by chromium nitride coatings with a thickness of 2 to 5 microns, the coating time ranged from 12 to 30 minutes.

When chromium nitride coatings are applied to the working surfaces of teeth made of 09G2C steel, the best adhesion occurs (fig 12).

At lower temperatures, there is a tendency to decrease the adhesion of the coating, which is accompanied by peeling of the coating during operation, this phenomenon is especially noticeable when the heating temperature of the surface to which the coating is applied exceeds the tempering temperature of the steel due to the strengthening of the latter .

Coating time is also an important parameter to be optimized (fig. 13).



Fig. 13. The initial stage of exfoliation, ×1000

A significant increase in wear resistance is achieved when the substrate is heated to a temperature of 500  $^{\circ}$ C.

# Laboratory studies of restored teeth

To prove the advantages of the developed method of processing the teeth of excavator buckets over other methods, it is necessary to conduct comparative tests parts made by various methods used in industry at this time.

Of all the changes in the properties of surfaces, the increase in resistance is most evident during tests on friction machines.

The conducted tests showed that burrs appear in the coating obtained by the galvanic method under a load of 800 N. At the same time, the coating obtained by ion-plasma sputtering works without the appearance of burrs under a load of up to 1000 N. Thus, the degree of increase in anti-burr properties multi-layer coating of the tooth, the vacuum-plasma method gives the greatest effect.

In galvanic coatings, significant surface destruction is observed,

For galvanic coatings, although high values of the coefficient of friction (up to 0.6) are also characteristic, but when the load increases, its sharp increase is not observed, and even at 800 N, its value is 0.63-0.65 (fig. 14, curve 3). At the same time, coatings obtained by high-frequency current treatment are characterized by a low coefficient of friction (0.2) at low loads - at the level of 200 N. As the load increases to 600 N, the value of the coefficient of friction increases to 0.25. When the load is higher than 600 N, there is a sharp increase in the friction coefficient - up to 0.45 (fig. 4, curve 2). This shows that multilayer coatings cannot withstand high loads under dry friction conditions.



Fig. 14. The influence of the type of application of a multilayer coating on the sliding friction resistance

For ion-plasma coatings under loads from 200 to 1000 N, the coefficient of friction remains almost constant - 0.20-0.23. Thus, the proposed method makes it possible to reduce the coefficient of friction by 2.5-3.0 times compared to galvanic coatings (fig. 15).



 1 – treatment with high frequency currents; 2 – galvanic method; 3 – ion-plasma method
 Fig. 15. The effect of the type of coating on the change in the coefficient of the friction pair

The dependence of the intensity of wear on the specific pressure retains a linear character for all types of processing (fig. 16).



 1 - treatment with high currents frequencies, 2 - galvanic method, 3 - ion-plasma method
 Fig. 16. Influence of the coating method on linear wear of casting samples

For coatings treated with high-frequency currents are characterized by a smooth increase wear to a load of 400 N, then with increase load up to 600 N is observed strong magnification intensity wear up to  $0.78 \cdot 10^{-4} \mu m/km$ . The coatings obtained during treatment with high-frequency currents are in the data conditions slightly increase durability multi-layered cover

Coatings obtained by the galvanic method have wear  $(0.2 \cdot 10^{-4} \,\mu\text{m/km}$  when the load increases to 800 N).

Ion-plasma coatings are characterized by minimal wear at all tested loads from 200 N to 800 N. Wear is at the level of  $0.2-0.39 \cdot 10^{-4} \mu m/km$ . Conducted studies have shown that the ion-plasma method of applying a multilayer coating increases the wear resistance of the material by 1.6–1.7 times compared to the galvanic method, by 2.1 times – with high-frequency current treatment.

As the tests showed, stabilization of the friction moment occurs faster in friction pairs with ion-plasma coating, why after other types of processing (fig. 17).



1 – treatment with high frequency currents;
2 - galvanic method; 3 – ion-plasma method
Fig. 17. Effect of different coating methods at the moment of friction and wear of the friction pair

In ion-plasma coatings, it occurs at a load of 1400 N, in coatings obtained by chemicalthermal treatment - 1600 N, in coatings obtained by the galvanic method - 1500 N. Analysis of the curves of the dependence of the wear of the friction pair on the duration of running in shows that the coatings have the least wear during running in , obtained by ion-plasma sputtering.

In ion-plasma coatings, it occurs at a load of 1400 N, in coatings obtained by chemicalthermal treatment - 1600 N, in coatings obtained by the galvanic method - 1500 N. Analysis of the curves of the dependence of the wear of the friction pair on the duration of running in shows that the coatings have the least wear during running in , obtained by ion-plasma sputtering.

Thus, comprehensive studies of fatigue, anti-friction properties and wear resistance of the multilayer coating revealed the following advantages of the developed method of applying the coating in comparison with the existing ones (high-frequency currents, galvanic method):

- increased carrying capacity;

- increased wear resistance;

- reduction of the friction coefficient;

Such significant advantages make it possible to recommend the developed method for processing the teeth of excavator buckets in order to increase their wear resistance and performance with the corrosive influence of the environment, and can be recommended for practical use.

#### Conclusions

1. The results of tests of the teeth of excavator buckets strengthened by ion-plasma chromium by the method of substance condensation under ion bombardment (IBM) conditions show that their wear resistance is increased by 1.75 times compared to the original ones that were not subjected to special strengthening.

2. The conducted research made it possible to establish that the optimal technological parameters for applying plasma coatings to the teeth of excavator buckets are a nitrogen partial pressure of 1 Pa, a surface heating temperature of 500–550 C°. The surface roughness on which the coating is applied is  $Ra = 016 \mu m$ , the thickness of the applied coating is 5  $\mu m$ .

3. The improved technology of ion-plasma chrome plating ensures the operation of hardened parts without chips and cracking of the coating, and meets the conditions of environmental and security

4. The wear resistance of the studied details increased by 1.75 times.

5. The work was implemented at SE "Kharkiv Mechanical Plant" in the educational process in the courses "Technology of coating", "Increasing corrosion and wear resistance".

### References

1. Silman G.I. State diagram of alloys systems Fe - C - Mn and some structural effects in this system. Part 2. Calculation and construction isothermal cuts diagrams / G.I. Silman // Metallurgical and thermal science processing. 2005. No. 4. P. 3-10.

2. Vorotnicov V.Y, Ivanov S.V, Artemenko Y.A Preventing defects in forced conditions of hardening with a plasma arc // Welding International. 1999. V.13. No. 9. P. 740-741.

3. Basin A.C. Analysis similarities in processes crystallization eutectic alloys Text. / A.C. Basin // Coll" Regularities formation structures alloys eutectic type". Dnipropetrovsk : Dnipropetrovsk metallurgical Institute, 1982. P. 97-98.

4. Lyubich A.I. Influence silicocalcium on the structure and properties welded metal / A.I. Lyubich , A.B. Pustovgar // Welding production. 2002. No. 6. P. 46-47.

5. Vorotnikov V.Ya. Technology restoration and strengthening workers surfaces semi-camera rubber mixers / V.Ya. Vorotnikov, Yu.A. Artemenko, N.M. Haydash, V.V. Drugal // Welding production. 2003. No. 3.

# ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ ПЕРЛІТНОЇ СТРУКТУРИ ВИСОКОВУГЛЕ-ЦЕВОЇ СТАЛІ ПІСЛЯ ГАРЯЧОЇ ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ

# Луценко О.В., к.т.н., Голубенко Т.М., к.т.н. Інститут чорної металургії ім.З.І. Некрасова НАН України

Анотація. Встановлено особливості розподілу ступеня дисперсності перліту в сталевій заготовці зі сталі C80D (EN ISO 16120-2:2017) у процесі гарячої пластичної деформації. З підвищенням сумарного коефіцієнта витяжки та швидкості деформації температура прокату підвищується, що за відсутності стадії водяного охолодження сприяє більш повному проходженню процесів статичної збиральної рекристалізації, зростанню величини аустенітного зерна, що впливає на підвищення дисперсності перліту в структурі готового прокату. Ключові слова: деформація, високовуглецева сталь, прокат, температура, рекристалізація, перліт, дисперсність.

# FEATURES OF THE FORMATION OF THE PEARLITE STRUCTURE OF HIGH-CARBON STEEL AFTER HOT PLASTIC DEFORMATION

# O.V. Lutsenko, Pr.D., T.M. Golubenko, Pr.D.. Iron and Steel Institute of Z.I.Nekrasov NAS of Ukraine

Abstract. The peculiarities of the distribution of the degree of dispersion of pearlite in a steel billet made of C80D steel (EN ISO 16120-2:2017) in the process of hot plastic deformation have been established. With an increase in the total coefficient of extraction and the rate of deformation, the temperature of the rolled product increases, that, if water cooling stage is absence, is contributes to more complete passage of the processes of static aggregate recrystallization, an increase in the size of the austenite grain, which contributes to an increase in the dispersion of pearlite in the structure of the finished rolled product.

Key words: deformation, high-carbon steel, rolling, temperature, recrystallization, pearlite, dispersion.

#### Вступ

Особливість гарячої пластичної деформації на сучасних прокатних станах полягає в тому, що формозміна сталевої заготовки в прокат круглого перерізу відбувається при великих швидкостях деформації та високих температурах. У процесі деформаційно-термічної обробки сталей аустенітний стан є проміжним, після чого відбувається охолодження та формується остаточна структура прокату, яка визначає комплекс нормованих показників якості.

#### Аналіз публікацій

Кінетика рекристалізації аустеніту в процесі гарячої деформації та її вплив на формування структури та властивостей сталей розглянута багатьма дослідниками [1-4]. Розвиток та проходження різних стадій рекристалізації має важливе значення на формування зеренної структури аустеніту. Результати досліджень, наведені в роботах [5-10], свідчать, що, крім забезпечення чистоти сталі за вмістом неметалічних включень і заданого хімічного складу, параметри гарячої деформації з подальшим регламентованим охолодженням прокату є найбільш ефективним способом впливу на поліпшення комплексу властивостей готової металопродукції [11, 12]. Для кожної сталі температура нагрівання та деформації визначається хімічним складом та схильністю до зростання величини аустенітного зерна. Зниження температури одиничних обтискань металу притаманне групам прокатних клітей, яким характерні низькі швидкості деформації. При гарячій прокатці температура обтискань металу зростає, що обумовлено впливом деформаційного розігріву при підвищенні швидкості прокатки.

Мета роботи – встановити особливості розподілу дисперсності перліту в поперечному перерізі заготовки, розкату та готового прокату залежно від ступеня гарячої пластичної деформації та швидкості охолодження високовуглецевої сталі в лінії прокатного стану.

# Результати досліджень та їх обговорення

Для проведення експериментів використовували сталь C80D, хімічний склад якої відповідав вимогам EN ISO 16120-2:2017 [13]. Хімічний склад представлено в таблиці 1.

Марка сталі			Вміст	хімічних е	лементів,	% мас.		
	С	Si	Mn	Р	S	Cr	Ni	Cu
C80D	0,81	0,18	0,57	0,009	0,003	0,03	0,04	0,11

Таблиця 1 – Хімічний склад досліджуваної сталі

Для металографічного контролю відбирали від сталевої заготовки перерізом 125 мм  $\times$  125 мм, розкату Ø 62 мм, Ø 17 мм та готового прокату Ø 5,5 мм. Зразки від заготовки та розкату відбирали з подальшим охолодженням на спокійному повітрі (нормалізація). Зразки від прокату Ø 5,5 мм, виготовленого за способом Стелмор, відбирали після його охолодження від температур гарячої пластичної деформації з середніми швидкостями 15 °C/c і 25 °C/c, а також після охолодження на спокійному повітрі.

Оцінку ступеня дисперсності перліту в структурі прокату проводили за відомими методиками [13-16]. Значення середньої міжпластинчатої відстані в перліті визначали за авторською програмою [17] для обробки фотографій, отриманих на електронному мікроскопі. Використані електронні мікроскопи «VEGA TS5130MM», «JSM-35», «EF-2».

Після гарячої пластичної деформації так званий рекристалізований стан металу відрізняється від стану статичної рекристалізації підвищеною щільністю дислокацій [1-3, 18]. Якщо динамічно рекристалізований метал піддавати післядеформаційним витримкам при температурі закінчення гарячої пластичної деформації, то в ньому можуть протікати процеси метадинамічної рекристалізації, статичної полігонізації або статичної рекристалізації При температурах вище А<sub>1</sub> найповніше проходять процеси статичної збірної рекристалізації, що приводить до зростання величини аустенітного зерна. У свою чергу, це зумовлює підвищення стійкості аустеніту, зниження нижньої критичної швидкості охолодження і, як наслідок, утворення більш дисперсного перліту [14, 19].

Враховуючи формування різних температурних полів у процесі гарячої пластичної деформації [12], досліджено процеси структуроутворення сталі C80D на різних технологічних ділянках прокатного стану. Зі збільшенням сумарної витяжки ( $\mu$ ) температура розкочування підвищується, що приводить після виходу металу з осередку деформації до розвитку процесів збірної рекристалізації. Відповідно до даних металографічного аналізу структура зразків зі сталі C80D складається з пластинчатого перліту різного ступеня дисперсності (рис. 1 і 2).

Результати розрахунку максимальної, мінімальної та середньої міжпластинчатої відстані в перліті, отримані при обробці для кожної з досліджуваних ділянок у заготовці, розкаті та готовому прокаті, наведено на рис. 3.

При гарячій пластичній деформації сталі C80D у лінії прокатного стану на технологічних ділянках із більш високою температурою утворюється перліт із меншими значеннями міжпластинчатої відстані (*S*<sub>0</sub>, мкм). При цьому в структурі заготовки найменші середні значення міжпластинчатої відстані в перліті становлять 0,278 мкм. Для розкату Ø 62 мм значення середньої міжпластинчатої відстані в перліті становить 0,239 мкм. У структурі розкату Ø 17 мм значення S<sub>0</sub> зменшується до 0,208 мкм.



Рис. 1. Характерна структура заготовки перетином 125 мм  $\times$  125 мм (а;  $\mu$  = 4,8), розкат Ø 62 мм (б;  $\mu$  = 24,9) та Ø 17 мм (в;  $\mu$  = 330) із сталі С80D



Рис. 2. Характерна структура прокату Ø 5,5 мм (µ = 3157,9), охолодженого на спокійному повітрі (а) із швидкістю 15 °С/с (б) та 25 °С/с (в), із сталі С80D



Рис. 3. Значення міжпластинчатої відстані ( $S_0$ ) в перліті сталі C80D залежне від місця відбору зразків: А – заготовка перетином 125 мм × 125 мм (нормалізація); В – розкат Ø 62 мм (нормалізація); С – розкат Ø 17 мм (нормалізація); D, E, F – прокат Ø 5,5 мм, після нормалізації та охолодження зі швидкостями 15 °C/с та 25 °C/с відповідно; міп, мах – мінімальне та максимальне значення  $S_0$ . Зазначена поведінка дисперсності перліту сталі C80D обумовлена не лише підвищенням сумарної витяжки, а також впливом масштабного фактора, що приводить до зростання фактичної швидкості охолодження розкату на спокійному повітрі (нормалізація) зі зменшенням його профілерозміру.

Найбільш значущий вплив на дисперсність перліту та рівномірність розподілу структури перерізу прокату зі сталі C80D (мінімальний розкид мінімального та максимального значень, див. рис. 3) надає температура деформації, ступінь гарячої пластичної деформації й швидкість охолодження. При цьому мінімальні значення  $S_0$  фіксуються в прокаті Ø 5,5 мм як після нормалізації, так і після охолодження зі швидкостями 15 °C/c і 25 °C/c. Після виходу металу з останньої чистової кліті та наступного повітряного охолодження зі швидкістю 25 °C/c на поверхні прокату Ø 5,5 мм зі сталі C80D середнє значення міжпластинчатої відстані в перліті є мінімальним (порівняно з прокатом після нормалізації та охолодження зі швидкістю 15 °C/c) і становить 0,118 мкм. Такий перліт за [15] класифікується як перліт бала № 1 (сорбітоподібний) зі значенням міжпластинчатої відстані менше 0,20 мкм. Слід зазначити, що зі швидкостями охолодження но позначається в процесі подальшої переробки прокату [19, 20].

Необхідно відзначити, що умови гарячої пластичної деформації та ліквація також впливають на формування остаточної структури прокату з високовуглецевих сталей. Температура й рівень деформації високовуглецевих сталей повинні визначатися індивідуально для кожної марки. При цьому слід пам'ятати, що для різних режимів деформаційно-термічної обробки та гарячої пластичної деформації сталей поєднання динамічних та статичних процесів структуроутворення може бути різним, що залежить від хімічного складу та структури аустеніту перед початком його розпаду [8, 21].

Отже, з метою ефективного впливу на формування дисперсної перлітної структури високовуглецевої сталі, при розробці або вдосконаленні режимів деформаційно-термічної обробки необхідною умовою є раціональне поєднання температури деформації, сумарної витяжки заготовки, а також фактичної швидкості охолодження прокату.

#### Висновки

Встановлено особливості формування ступеня дисперсності перліту у заготовці перерізом 125 мм × 125 мм, розкаті (Ø 62 мм, Ø 17 мм), а також готовому прокаті Ø 5,5 мм залежно від сумарної витяжки ( $\mu = 4,8...3157,9$ ) та температурно-часового регламенту охолодження високовуглецевої сталі C80D у лінії прокатного стану.

Показано, що незалежно від технологічної ділянки відбору зразків структура сталі C80D являє собою пластинчатий перліт із різним ступенем дисперсності. Підвищення температури деформації та сумарної витяжки сталі C80D приводить до утворення більш дисперсної структури перліту.

За результатами експериментів встановлено, що гарячу пластичну деформацію сталі C80D слід завершувати охолодженням зі швидкостями щонайменше 15...20 °C/с.

Зазначені особливості мають стати пріоритетним технологічним напрямом для покращення якості прокату із високовуглецевих сталей.

#### Література

1. Bernstein M. L. Thermomechanical treatment of steel / Bernstein M. L., Zaimovsky V. A., Kaputkina L. M. - M.: Metallurgy, 1983. - 480 p.

2. Tushinsky L. I. Theory and technology of hardening of metal alloys / Tushinsky L. I. - Novosibirsk: Nauka, 1990. - 306 p.

3. *Gulyaev A.P.* Metallurgy: a textbook for universities (5th ed., revised). Moscow: Metallurgiya, 1978. 646 p.

4. *Gorelik S. S.* Recrystallization of metals and alloys: monograph (2nd ed., revised and additional). Moscow: Metallurgiya, 1978. 568 p.

5. Lutsenko V. A., Parusov E. V., Golubenko T. N., Lutsenko O. V. About influence of the nonmetallic inclusions during production of the small diameter wire / Chernye Metally. 2021. № 8. pp. 27–31. DOI: https://doi.org/10.17580/chm.2021.08.05.

6. *Filonenko N. Yu., Galdina A. N., Babachenko A. I., Kononenko G. A.* Structural State and Thermodynamic Stability of Fe-B-C Alloys / Physics and Chemistry of Solid State. 2019. Vol. 20. № 4. pp. 437–444. DOI: https://doi.org/10.26565/2312-4334-2020-1-06.

7. Sychkov A. B., Parusov E. V., Zavalishin A. N., Kozlov A. V. Inherent effect of the crystal structure of continuous cast steel billets on the formation of structure of high carbon wire rod in coils / Journal of Chemical Technology & Metallurgy. 2018. Vol. 53. Iss. 5. pp. 977–985.

8. Parusov E. V., Lutsenko V. A., Chuiko I. N., Parusov O. V. Influence of chemical composition and cooling parameters on kinetics of austenite decomposition in high-carbon steels / Chernye Metally. 2020. № 9. pp. 39–44.

9. Parusov V. V., Sychkov A. B., Derevyanchenko I. V., Perchatkin A. V., Parusov E. V., *Zhigarev M. A.* High-carbon wire rod made of steel microalloyed with vanadium / Metallurgist. 2004. № 11. Vol. 48. pp. 618–625. DOI: https://doi.org/10.1007/s11015-005-0037-7.

10. Parusov V. V., Derevyanchenko I. V., Sychkov A. B., Nesterenko A. M., Parusov E. V., Zhigarev M. A. Ensuring high quality indices for the wire rod used to make metal cord / Metallurg. 2005.  $N_{2}$  11. pp. 45–51.

11. *Parusov E. V., Lutsenko V. A., Chuiko I. N., Parusov O. V.* Influence of the structural parameters of high-carbon steel on the impact strength / Steel in Translation. 2018. Vol. 48. No. 12. pp. 812–817. DOI: https://doi.org/10.3103/S0967091218120100.

12. Prikhod'ko I. Yu., Parusov E. V., Parusov O. V., Chuiko I. N., Klemeshov E. S. Elements of technology for producing cold-formed rebar from C86D steel using an idle stand / Steel in Translation. 2020. Vol. 50. № 7. pp. 481–486. DOI: https://doi.org/10.3103/S0967091220070116.

13. DIN EN ISO 16120-2–2017. Non-alloy steel wire rod for conversion to wire. Part 2. Special requirements for general purpose wire rod. Published: 01.06.2017.

14. Lutsenko V. A., Parusov E. V., Vorobey S. A., Golubenko T. N. About prospects for production of coil rolled metal with small diameters in modern wire mills / Chernye Metally. 2019. N 10. pp. 47–52.

15. GOST 8233–56. Steel. Microstructure standards. Introduced: 01.07.1957.

16. Saltykov S. A. Stereometric metallography / Saltykov S. A. - M.: Metallurgy, 1976. P. 120–122.

17. Lutsenko V. A., Levchenko G. V., Lutsenko O. V. [et al.]. Influence of the structure of wire rod subjected to thermomechanical treatment on the qualitative characteristics of high-strength bead wire. Chernye Metally. 2013. No. 10. S. 52–56.

18. *Starodubov K. F., Uzlov I. G., Parusov V. V. [et al.].* Influence of recrystallization processes during hot deformation on phase transformations in eutectoid steel. *Metal Physics.* 1985. V. 7. No. 6. S. 102-103.

19. Peretyagina E .A., Lutsenko V. A., Vengura A. V., Bobkov P. A., Savinkov V. V. Energysaving sorbitization of high-carbon wire rod in the 150 mill / Steel in Translation. 2013. Vol. 43. Issue 5. pp. 321–324. DOI: https://doi.org/10.3103/S0967091213050136.

20. Lutsenko V. A., Bobkov P. A., Rad'kova I. N., Lutsenko O. V., Chernichenko V. G. Thermomechanically treated high-carbon wire rod for high-tension wire / Steel in Translation. 2012. Volume 42, Issue 11, pp. 794-796. DOI: https://doi.org/10.3103/S0967091212110058.

21. Babachenko O. I., Kononenko H. A., Podolskyi R. V., Safronova O. A. Steel for railroad rails with improved operating properties / Materials science. 2021. № 56(6). pp. 814–819.

# ГІДРОДИНАМІЧНЕ ВИДАВЛЮВАННЯ – ЕФЕКТИВНИЙ СПОСІБ ЗАМІНИ ГІДРОПРЕСУВАННЯ ПРИ ВИГОТОВЛЕННІ ВИРОБІВ З ВИСОКОМІЦНИХ І МАЛОПЛАСТИЧНИХ СТАЛЕЙ<sup>2</sup>

# Дуліч Д.В., ст. гр. МС - 41-19, ХНАДУ

**Анотація.** Досліджено структурні перетворення та властивості міцної, малопластичної пружинної сталі під впливом гідродинамічного видавлювання, а також подальшого стабілізуючого відпуску.

**Ключові слова:** гідродинамічне видавлювання, деформація, ресорно-пружинна сталь, дислокаційна структура, механічні властивості, стабілізуючий відпуск.

# HYDRODYNAMIC TYPE IS AN EFFECTIVE WAY OF REPLACING HYDROPRESSING IN THE MANUFACTURE OF PRODUCTS FROM HIGH-STRENGTH AND LOW DUCTILITY STEEL

# Dulich D.V., st. of gr. MC- 41-19, KHNADU

Annotation. Structural transformations and properties of strong, low-plastic spring steel under the influence of hydrodynamic extrusion, as well as subsequent stabilizing tempering were investigated. **Key words:** hydrodynamic extrusion, deformation, spring steel, dislocation structure, mechanical properties, stabilizing tempering.

### Вступ

Останнім часом в промисловості широко використовується метод гідростатичного пресування (гідроекструзія) для отримання заготовок, а частіше готових деталей.. Цей спосіб поза конкуренцією при використанні високоміцних та малопластичних матеріалів, бо має суттєві переваги: значна пластифікація металу і можливість якісної обробки його з великим ступенем деформації за один прохід, зменшення майже на 40% питомого тиску пресування і підвищення стійкості формуючого інструменту, покращення структури та властивостей металу, який оброблюється. В той же час спосіб малопродуктивний і дорогий. Пошук більш простого і дешевого способу виробництва заготовок із матеріалів, що важко деформуються холодною обробкою тиском, є актуальним питанням,

#### Стан питання

Гідроекструзія (ГЕ) – це пресування рідиною під великим тиском ( від  $10^3$  до  $10^4$  МПа), коли метал знаходиться в умовах всебічного об'ємного стискання [1] У багатьох дослідженнях встановлено, що високий гідростатичний всебічний тиск та інтенсивна деформація значно змінюють властивості матеріалів, які оброблюються [2, 3]. Суттєве збільшення пластичності та зростання ударної в'язкості матеріалів при збереженні, а той підвищенні міцності, обумовлено формуванням специфічної більш досконалої дислокаційної (так званої барофрагментованої) субструктури (4-5). Підвищення майже в десятки разів пластичності при певному запасі ударної в'язкості дозволяє отримувати великі деформації (від 50 до 60 %) за один прохід без розшарування та тріщин при обробці навіть дуже міцних і крихких матеріалів. В багатьох випадках ГЕ є єдиним способом виготовлення виробів складної конфігурації і точних розмірів із ле-

<sup>&</sup>lt;sup>2</sup> Робота виконана під керівництвом професора Дощечкіної І.В.

гованих міцних сталей з дуже низькою пластичністю. Однак ГЕ потребує складного і коштовного обладнання, яке відсутнє на багатьох металообробних підприємствах а сам процес виготовлення заготовок, або готових деталей є малопродуктивним. На наш погляд доцільним може стати використання простого і більш дешевого способу гідродинамічного видавлювання (ГДВ) заготовок для із легованих високоміцних сталей, якій є своєрідним різновидом ГЕ. Однак при цьому встає важливе питання можливості збереження усіх суттєвих переваг ГЕ при отриманні виробів деформуванням способом ГДВ. Вирішенню цього питання і присвячена робота.

#### Мета і постановка завдання

Мета роботи - з'ясувати можливість та доцільність використання способу ГДВ для виготовлення заготовок важко навантажених деталей із високоміцної низькопластичної сталі 45ХН2МФА.

Були поставлені завдання дослідити структуру і властивості сталі після деформуванням способом ГДВ та вплив наступного відпуску на стабілізацію структури деформованої структури.

#### Матеріал і методики досліджень

Об'єктом дослідження була сталь 4XH2MФА після електрошлакового переплаву, хімічний склад якої наведений у таблиці 1.

	-	<b>T</b> 7' ' U		•
Гаолиця	I	- Хімічний	склад	стал1

Вміст елементів,%									
С	C Mn Si Cr Ni Mo V P S								
0,43-0,50	0,5-0,8	0,17-0,36	0,9 - 1,1	1,3 - 1,8	0,2-0,3	0,12-0,18	0,02	<0,02	

Для виготовлення заготовки валу нагнітальника був використаний метод ГДВ, схема якого наведена на рисунку 1.



Рис. 1. Схема отримання заготовок методом ГДВ

Заготовки густо змащується веретенним маслом, яке є своєрідним квазірідким середовищем, і розміщується в контейнері Під тиском це середовище діє лише на циліндричну поверхню заготовки, а її верхній торець контактує безпосередньо із металевим плунжером. При значному тиску плунжера на мастило створюються умови гідродинамічного видавлювання, реалізується схема всебічного стискання матеріалу. При такій схемі деформування майже повністю відсутні напруження розтягання дали можливість деформувати заготовку на 40% за один прохід. Після деформації заготовки проводили стабілізуючий відпуск в інтервалі 250 –600° С з витримкою 2 години для забезпечення термічної стабільності субструктури деформованого металу.

Для досліджень використаний металографічний аналіз, електронна мікроскопія.

Дислокаційна структура досліджувалася методом трансмісіонної електронної мікроскопії на РЕМ106.

Механічні характеристики (σ<sub>в</sub>, σ<sub>0,2</sub>, δ, ψ, КСU) та твердість сталі визначалися за стандартними методами.

#### Результати досліджень

У вихідному стані сталь 45ХН2МФА мала феритно – перлітну структуру з карбідами різної форми та роміром (рис. 2, а). Твердість сталі 225 НВ. З метою покращення структури та полегшення деформованості в холодному стані сталь піддавали сфероїдизуючому відпалу при 700 °С протягом 4 годин, який забезпечив структуру зернистого перліту і рівномірне розташування карбідів глобулярної форми (рис. 2, б). Твердість зменшилася до 187 НВ, що покращить оброблюваність тиском.



Рис. 2. Мікроструктура сталі в стані постачання (а) та після сфероїдизуючого відпалу (б); ×5000

Після виготовлення заготовок гідровидавлюванням дослідженнями виявлені суттєви зиіни структури та властивостей сталі. Деформація зі ступенем 35% призвела до витягування складових структури в напрямку дії деформаційної сили. (рис. 3). Твердість підвищилася до 323 HB.



Рис. 3. Мікроструктура сталі після деформування зі є =35%, ×5000

Після гідродинамічного видавлювання зафіксовано суттєве збільшення показників міцності, але при достатньо високих характеристиках пластичності сталі. У табл. 1.1 приведені властивості деформованої сталі при випробуванні на розтягування. Як відомо, зміна властивостей внаслідок пластичної деформації обумовлена змінами дислокаційної будови і для їх виявлення була досліджена тонка структура сталі до та після гідродинамічного видавлювання (рис. 3). Результати свідчать, що деформація призводить до формування розвиненої коміркової субструктури, яка характеризується розорієнтацією окремих комірок (рис. 3, б). Це типова тонка структура металу, що утворюється при холодній деформації, і для неї характерна низка густота дефектів у середині комірок, границі яких являють собою дислокаційні сплетення В середині комірок дислокації можуть вільно переміщатися і як наслідок забезпечення сталі запасу пластичності.

Таблиця 1 - Механічні властивості деформованої сталі 45ХН2МФА при розтягуванні

Вид			Властивості			
обробки	бв, МПа	<b>б</b> <sub>0,2</sub> , МПа	бпц, МПа	δ, %	δр, %	ψ, %
Вихідний стан	755	540	490	19	7,2	66,5
Деформація, є = 35%	950	900	836	13	4,5	58

Після деформування важливе значення мають умови наступного відпуску, у процесі якого формуються стійка субструктура, яка забезпечує стабільність післядеформаційних змін.

При відпуску вище 400 °С свідчить про те, що превалюючими стають процеси повернення.



Рис. 3. Субструктура сталі до (а) та після) б) деформації; ×20000

Відмінностей структури деформованої сталі та після подальшого відпуску в оптичному мікроскопі не виявлено, що можна пояснити малою роздільною здатністю цих мікроскопів. Електронномікроскопічні дослідження показали, що відпуск при 350 °С не приводить до суттєвих змін структури, що підтверджується показниками властивостей. але з підвищенням температури до 600 °С фіксується укрупнення та деякий перерозподіл карбідної фази (рис. 4).


Твердість (рис. 5, а) та характеристики міцності (рис. 5, б). при випробуванні на розтягування мають найбільше значення в інтервалі температур від 200 ° до 350 °C. Пластичність і ударна в'язкість (рис. 5, б і в) при цьому мінімальні.



Рис. 5. Твердість (а) та механічні властивості (б, в) сталі після гідродинамічного видавлювання та наступного відпуску

Такі зміни властивостей гідроекструдованих сталей при наступному відпуску обумовлені перебігом двох конкуруючих процесів: дефомаційного старіння та повернення.

Дослідження свідчать, що субструктура сталі, яка піддавалася відпуску в інтервалі температур від 200 до 300 °С, характеризується витягнутими комірками, по границях яких розташовані дисперсні карбіди (рис. 6). Далі відбувається звільнення внутрішніх об'ємів деяких комірок від хаотично розташованих дислокацій, удосконалення субграниць та укрупнення комірок, що зумовлено розвитком процесів повернення. Зниження твердості та міцності.



Рис. 6. Мікроструктура сталі після гідродинамічного видавлювання та відпуску при 300 °С протягом 2 год, ×20000

Враховуючи характер процесів, які відбуваються при відпуску гідроекструдованої сталі, очевидно, що відпуск при температурах 300 - 350 °С є найбільш ефективним, бо приводить до вдосконалення і закріплення субструктури, отриманої після холодної деформації видавлювнням.

### Висновки

1. Для зниження зусиль деформування та забезпечення рівномірності деформації міцної і малопластичної сталі 45ХН2МФА перед гідродинамічним видавлюванням необхідний попередній сфероїдизуючий відпал при температурі від 680 до 700 °С протягом 4 год.

2. При деформації гідродинамічним видавлюванням формується розвинена комірчаста субструктура, що забезпечує зміцнення сталі при збереженні досить високого запасу пластичності та ударної в'язкості.

3. Післядеформаційний відпуск в інтервалі температур від 300 до 400 °С приводить до вдосконалення коміркової субструктури та закріплення її дисперсними карбідними частинками, що забезпечує стабільність такої структури перед подальшою зміцнювальною термічною обробкою виробу.

## Література

1. Гідроексрузія [Електронний ресурс]. – Режим доступу: <u>https://1677.slovaronline.com/31672</u>

2. Кондрашев П.В. Технологія конструкційних матеріалівє Конспект лекцій / П.В. Кондрашев, О.Т.Сердітов, Ю.В. Ключников, А.М. Лутай. – К.: НТУУ «КПІ», 2017. – 96 с.

3. Опальчук А.С. Технологія конструкційних матеріалів і матеріалознавство. Підручник / Опальчук А.С., Афтанділянц Є.Г., Клендій М.Б., Роговський Л.Л., Семеновський О.Є. – Ніжин: ТОВ "Видавництво "Аспект-Поліграф". 2011. – 792 с.

4. Конспект лекцій з дисципліни "Фізичні процеси при пластичній деформації" для здобувачів вищої освіти другого (магістерського) рівня зі спеціальності 136 «Металургія» за освітньо-науковою програмою «Обробка металів тиском» / Укл. О.В. Нікулін. – Кам'янське, ДДТУ. – 2019. – 43 с.

5. Недибалюк А.Ф. Вплив гідропресування на структуру і непружні властивості сталі ШХ15 / А.Ф. Ніжинський. – ВНТУ. – 2019. С. 23-28.

## ЗМІЦНЕННЯ ПОВЕРХНЕВИХ ШАРІВ ЗД-ДРУКОВАНОГО СПЛАВУ Ті-6АІ-4V УЛЬТРАЗВУКОВОЮ УДАРНОЮ ОБРОБКОЮ

# Буравльов Н.А., здобувач вищої освіти; Волошко С.М., д.ф.-м.н., проф.; Бурмак А.П., к.т.н., доцент; Франчік Н.В., к.т.н. Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»

Анотація. В роботі представлено результати дослідження впливу ультразвукової ударної обробки (УЗУО) на мікротвердість, фазовий склад, залишкові макроскопічні напруження та топографію поверхні сплаву Ti-6Al-4V, виготовленого за різними технологіями – селективного лазерного плавлення порошку (СЛП) і традиційної гарячої прокатки (ВТб). У вихідному стані СЛП-зразок, який складається з гексагональної α-фази, має дещо більш високе (у 1,3 рази) значення мікротвердості (HV), ніж гарячекатаний пруток ВТб, для якого крім α-фази фіксується наявність кубічної β-фази (18 %). Після УЗУО фіксується зростання значення HV<sub>100</sub> у 1,6–1,8 разів не залежно від методу виробництва сплаву. Методом наноіндентування встановлено, що інструментальна твердість Н<sub>IT</sub> зростає в 1,4–1,5 разів.

**Ключові слова:** 3D друк, сплав Ti-6Al-4V, селективне лазерне плавлення, ультразвукова ударна обробка, мікротвердість, фазовий склад.

# STRENGTHENING OF SURFACE LAYERS OF 3D-PRINTED ALLOY Ti-6AI-4V BY ULTRASONIC IMPACT TREATMENT

## Buravlov N.A., student; prof. Voloshko S.V.; Ph.D. Burmak A.P.; Ph.D. Franchik N.V. National Technical University of Ukraine "Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute"

Abstract. The paper presents the results of the study of the influence of ultrasonic impact treatment (UIT) on the microhardness, phase composition, macroscopic residual stresses and surface topography of the Ti-6Al-4V alloy produced by different technologies – selective laser melting (SLM) of powder and traditional hot rolling (VT6). In the initial state, the SLM sample, which consists of the hexagonal  $\alpha$ -phase, has a slightly higher (1.3 times) value of microhardness (HV) than the hot-rolled VT6 bar, for which, in addition to the  $\alpha$ -phase, the presence of the cubic  $\beta$ -phase (18 %) was observed. After UIT, an increase in the value of HV100 by 1.6–1.8 times was registered, regardless of the alloy production method. Using the nanoindentation method, it was established that the instrumental hardness of H<sub>IT</sub> increases by 1.4–1.5 times.

*Keywords:* 3D printing, Ti-6Al-4V alloy, selective laser melting, ultrasonic impact treatment, microhardness, phase composition.

## Вступ

Сплав Ti-6Al-4V є однією з найпоширеніших форм титанових сплавів, який широко використовується як в аерокосмічній, так і в автомобільній, біомедичній, енергетичній та хімічній промисловості. Однак традиційна механічна обробка виробів зі сплаву Ti-6Al-4V є дуже тривалою та дороговартісною. Останні практичні результати численних досліджень показали, що сучасне адитивне виробництво (AB) здатне усунути ці недоліки. Утім, в залежності від методів і параметрів 3D-друку спостерігається суттєва різниця механізмів та кінетики формування мікроструктури, а також механічних характеристик сплаву Ti–6Al–4V порівняно з традиційними технологіями.

## Аналіз публікацій

Найбільш часто використовуваною технікою AB для виготовлення 3D-зразків сплаву Ti-6Al-4V є селективне лазерне плавлення (СЛП, SLM) [1]. Цей процес передбачає періодичний розподіл тонкого шару розпиленого металевого порошку сплаву Ti-6Al-4V з подальшим плавленням його потужним лазерним променем відповідно до цифрової 3D-моделі друкованого виробу.

Серед основних параметрів процесу СЛП можна відмітити наступні: потужність волоконного лазеру, швидкість сканування і товщина шару (30–60 мкм) оплавленого порошку. Таким чином, металевий об'єкт створюється шар за шаром. Як правило, процес пошарового друку характеризується високою швидкістю сканування та супроводжується високими температурними градієнтами, що призводить до високих швидкостей охолодження. Наслідком високих швидкостей охолодження є формування нерівноважних мікроструктур, що для певних застосувань потребує наступної термічної обробки. СЛП, як технологія адитивного виробництва, в основному використовується для виготовлення дрібномасштабних і високоточних компонентів [2-7].

Ефективність використання ультразвукової ударної обробки (УЗУО) для поверхневого зміцнення показана для сплавів титану, вироблених як за традиційними технологіями [8–10], так і методами компактування/спікання порошку [11, 12]. УЗУО може бути ефективним способом модифікації поверхні 3D-зразків сплаву Ті-6АІ-4V, надрукованих за AB технологією, заснованою на плавленні дроту даного сплаву електричною дугою [13–15]. В даних дослідженнях встановлено, що УЗУО може ефективно зменшувати залишкові напруження, змінювати морфологію і розмір α- та β-зерен, і тим самим підвищувати твердість і міцність за розтягу.

## Результати досліджень та їх обговорення

Зразки сплаву ВТ6 виготовлялись із прутків шляхом різання перпендикулярно напрямку гарячої прокатки та мали форму дисків діаметром 15 мм товщиною 2 мм (± 0,1 мм).

3D-зразки сплаву Ti-6Al-4V (у вигляді монолітного кубу, розмірами 1×1×1 см) отримані за технологією СЛП на 3D-принтері Alfa-150D компанії ТОВ «Адитивні лазерні технології України» [16]. Хімічний склад двох типів зразків наведений в табл. 1.

No	Масова частка елемента, %									
зразка			••		Домішки					
spushu	Al	T1	V	Si	Mn	Cr	Zr	Мо	Sn	Fe
Ti-6Al-4V	5,71	основа	4,17	-	_	-	-	<0,001		
BT6	5,3-6,8	основа	3,5-5,3	не більше 0,10	Cr+Mn не більше 0,15		не більше 0,30			не біль- ше 0,6

Таблиця 1 – Хімічний склад досліджуваних сплавів

Ультразвукова ударна обробка проводилась на приладі УЗГ-300 в атмосфері аргону упродовж 120 с з амплітудою 25 мкм за методикою [17, 18]. Використовувався бойок циліндричної форми діаметром 5 мм із загартованої сталі ШХ15, який коливався у високочастотному діапазоні (1–3 кГц). Зразок знаходився у зоні дії бойка за умов, наближених до квазігідростатичного стискання.

На рис. 1 наведено дифрактограми зразків досліджуваного титанового сплаву, отриманого СЛП друком та гарячою прокаткою, у вихідному стані та після УЗУО в інертному середовищі. На дифрактограмах СЛП-зразків як у вихідному стані, так і після УЗУО наявні дифракційні максимуми від тетрагональної α-фази, тоді як для гарячекатаних прутків додатково фіксуються дифракційні максимуми від кубічної β-фази.

За наведеними даними розраховано розмір областей когерентного розсіяння (ОКР) та величина мікродеформації кристалічної гратки  $\alpha$ -фази, також методом sin<sup>2</sup> $\psi$  визначено напруження 1-го роду (рис. 2). Розмір ОКР для зразків сплаву, отриманого 3D друком та гарячою прокаткою, у вихідному стані становить близько 170 нм та 130 нм. Після УЗУО більш інтенсивно відбувається подрібнення структури саме СЛП-зразків до величини ~15 нм, на відміну від гарячекатаних зразків ВТ6 (~30 нм).

Величина мікродеформації кристалічної гратки є після УЗУО СЛП-зразків також зростає більш інтенсивно (у 1,8 рази), порівняно з вихідним станом. В зразках, отриманих за традиційною технологією, величина мікродеформації зростає лише в 1,2 рази.

Також, слід зауважити, що інтенсивна пластична деформація поверхневх шарів зразків, отриманих обома методами, веде до перерозподілу орієнтацій зерен із переважанням зерен, для яких базисна площина стає паралельною оброблюваній поверхні.

Рентгенографічний аналіз напружень 1-го роду, за методом sin<sup>2</sup> , показав, що для вихідного стану зразків, отриманих за різними методами, характерні розтягуючі напруження (рис. 2). Для гарячекатаного та СЛП-зразка ця величина становить 162 МПа та 175 МПа, відповідно. Після УЗУО в інертному середовищі напруження змінюють знак і стають стискаючими, при цьому величина цих напружень для СЛП-зразка (-625 МПа) є суттєво меншою ніж для гарячекатаного прутка (-1073 МПа).



Рис. 1. Дифрактограми досліджених зразків титанового сплаву: *a* – вихідний зразок ВТ6; *б* – зразок ВТ6 після УЗУО; *в* – вихідний СЛП-зразок; *c* – СЛП-зразок після УЗУО



Рис. 2. Розмір областей когерентного розсіяння (*a*), ступінь деформації кристалічної гратки α-фази (*б*) та напруження 1-го роду (*в*) для зразків гарячекатаного ВТ6 та СЛП-Ті6Аl4V сплавів у вихідному стані та після УЗУО в інертному середовищі.

Топографію ділянок поверхні (320×240 мкм) для різних зразків досліджуваного титанового сплаву, виготовлених за традиційною технологією гарячої прокатки (рис. 3 *a*, *б*) та СЛП (рис. 3 *в*, *г*), у вихідному стані та після УЗУО досліджено методом інтерференційної профілометрії.

До проведення УЗУО поверхня зразків піддавалася шліфуванню для забезпечення рівних умов деформування, оскільки в результаті 3D-друку отримано дослідний зразок, що має бічні стінки з досить розвиненим рельєфом  $R_a > 6,3$  мкм. Встановлено, що в результаті УЗУО поверхня зразків деформується із формування рельєфу, характерного для багаторазового ударного навантаження. Для кількісної оцінки впливу УЗУО на морфологію поверхні розраховувались параметри шорсткості  $R_a$ ,  $R_z$  та площа S аналізованої поверхні титанових зразків після шліфування (вихідний стан) та УЗУО.

Параметри шорсткості поверхні зразків у вихідному стані становлять:  $R_a = 0,060$  мкм,  $R_z = 0,361$  мкм (S = 78203 мкм<sup>2</sup>) – ВТ6 та  $R_a = 0,142$  мкм,  $R_z = 0,635$  мкм (S = 78334 мкм<sup>2</sup>) – СЛП. В результаті проведення УЗУО топографія поверхні змінюється для обох типів зразків, формується більш розвинений рельєф, що має значно вищі значення параметрів шорсткості порівняно із вихідним станом.

Після УЗУО зразка ВТ6 параметри шорсткості поверхні становлять:  $R_a=0,490$  мкм,  $R_z=1,597$  мкм (S=81061 мкм<sup>2</sup>). Таким чином значення, наприклад  $R_a$ , після УЗУО зростає приблизно у 8 разів. Після УЗУО для СЛП-зразка спостерігається аналогічний ефект – параметри шорсткості збільшуються до значень  $R_a=0,6950$  мкм,  $R_z=1,822$  мкм (S=81404,9 мкм<sup>2</sup>). В цьому випадку  $R_a$  зростає приблизно у 5 разів порівняно з вихідним станом. У результаті, параметри шорсткості для зразків, отриманих за різними технологіями, мають досить близькі значення шорсткості після УЗУО (розрізняються в 1,4 рази). Цей результат корелює з літературними да-



ними щодо формування екструзій/інтрузій на поверхні титанового сплаву пілся УЗУО поверхні [19].

Рис. 3. Тривимірні топографії поверхні зразків ВТ6 у вихідному стані (*a*) та після УЗУО (б), а також СЛП-зразків у вихідному стані (*в*) та після УЗУО (*г*).

Результати, отримані методом наноіндентування (табл. 2), задовільно узгоджуються із даними вимірювання мікротвердості за методом Віккерса (Нµ<sub>100</sub>). У вихідному стані СЛПзразок має більш високе значення мікротвердості ніж той, що отриманий гарячою прокаткою. Але ця різниця значень за даними обох методів не перевищує 1,3 разів. Після УЗУО зростання значення Нµ<sub>100</sub> відбувається у 1,6–1,8 разів незалежно від методу одержання сплаву. Інструментальна твердість H<sub>IT</sub> зростає в 1,4–1,5 разів. Оцінки характеристики пластичності свідчать, що процес зміцнення титанового сплаву супроводжується зниженням його пластичної податливості.

Таблиця 2 – Механічні властивості поверхні зразків за даними вимірювання мікро-
твердості за методом Віккерса (Нµ100) та інструментального індентування (HIT – середнє зна-
чення твердості за Мейером, <i>Е</i> – контактний модуль пружності, $\delta_{\rm H}$ – характеристика пластич-
ності)

Зразок	BT6	ВТ6 + УЗУО	СЛП	СЛП + УЗУО
Нµ100, ГПа	3,2	5,8	4,1	6,6
H <sub>IT</sub> , ГПа	4,2	6,2	4,9	6,9
<i>Е</i> , ГПа	111,5	113,1	110,3	111,1
$\delta_{\rm H}$	0,848	0,788	0,816	0,765

Порівнюючи дані щодо механічних властивостей поверхневого шару із результатами рентгеноструктурного аналізу, можна зробити висновок, що серед причин зміцнення (зростання твердості), зафіксованих для обох типів досліджених сплавів, у випадку УЗУО гарячекатаних зразків ВТ6 визначальну роль відіграє високий рівень стискаючих напружень 1-го роду. Зростання мікротвердості СЛП-зразків сплаву Ті-6АІ-4V відбувається у більшій мірі за рахунок інтенсивних процесів подрібнення кристалічної структури (до 15 нм) та значної густини дислокацій. Крім того, суттєво менша кількість у СЛП-друкованих зразках β-фази, що має меншу мікротвердість, ніж α, α`-фази, також пояснює виявлені ефекти.

#### Висновки

Досліджено особливості впливу УЗУО в інертному середовищі на механічні характеристики, фазовий склад, залишкові макроскопічні напруження та топографію поверхні сплаву Ti-6Al-4V (ВТ6), виготовленого селективним лазерним плавлення порошку (СЛП) і гарячою прокаткою.

Встановлено, що зростання мікротвердості до 6,6 ГПа у зразках, отриманих 3D-друком, відбувається за рахунок більш інтенсивного подрібнення кристалічної структури (до 15 нм) у порівнянні з гарячекатаними зразками (30 нм) та зростання мікродеформації кристалічної гратки α-фази порівняно із вихідним станом (в 1,8 рази для СЛП- сплаву Ті-6АІ-4V і у 1,2 рази для ВТ6). Зростання мікротвердості в зразках, отриманих гарячою прокаткою до ~5,8 ГПа, відбувається за рахунок формування в 1,7 разів вищого рівня стискаючих напружень (-1073 МПа), порівняно із СЛП-зразками.

## Література

1. Shunyu Liu, Yung C. Shin, *Mater. Des.*, 164: 107552 (2019), https://doi.org/10.1016/j.matdes.2018.107552

2. Y.-L. Hao, S.-J. Li, and R. Yang, Rare Metals, 35: 661 (2016).

3. K. Davidson and S. Singamneni, Mater. Manuf. Process., 31: 1543 (2016).

4. D. Zhang, Q. Cai, and J. Liu, Mater. Manuf. Process., 27: 1267 (2012).

5. B.V. Efremenko, V.I. Zurnadzhy, Yu.G. Chabak, V.G. Efremenko, K.V. Kudinova, and V.A. Mazur, Mater. Today: Proc. 66: 2587 (2022).

6. Y. Chabak, B. Efremenko, I. Petryshynets, V. Efremenko, A.G. Lekatou, V. Zurnadzhy, I. Bogomol, V. Fedun, K. Koval' and T. Pastukhova. Materials, 14: 7671 (2021).

7. F. Y. Liao, G. Chen, C.X. Gao, and P.Z. Zhu, Adv. Eng. Mater., 4: 1801013 (2019).

8. B.N. Mordyuk and G.I. Prokopenko J. Sound. Vib., 308: 855 (2007); https://doi.org/10.1016/j.jsv.2007.03.054

9. B.N. Mordyuk and G.I. Prokopenko, *Mater. Sci. Eng. A*, 437: 396 (2006); https://doi.org/10.1016/j.jsv.2007.03.054

10. M.A. Vasylyev, B.N. Mordyuk, V.P. Bevz, S.M. Voloshko, and O.B. Mordiuk, *Int. J. Surf. Sci. Eng.*, 14: 1 (2020), https://doi.org/10.1504/IJSURFSE.2020.105874

11. A.I. Dekhtyar, B.N. Mordyuk, D.G. Savvakin, V.I. Bondarchuk, I.V. Moiseeva, and N.I. Khripta, Mater. Sci. Eng. A 641: 348 (2015), https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.06.072

12. B.N. Mordyuk, A.I. Dekhtyar, D.G. Savvakin, and N.I. Khripta, J. Mater. Eng. Perform. 31: 5668 (2022), https://doi.org/10.1007/s11665-022-06633-7

13. Z. Lin, K. Song, and X.H. Yu, J. Manuf. Process., 70: 24 (2021).

14. J. Gou, Z.J. Wang, S.S. Hu, J. Shen, Y. Tian, G.C. Zhao, and Y.Q. Chen, J. Manuf. Process., 54:148 (2020).

15. Б. М. Мордюк, М. О. Васильєв, С. М. Волошко, Н. І. Хріпта, Металлофиз. новейшие технол, 44, № 11: : 1453–1474 (2022). . DOI: 10.15407/mfint.44.11.1453

16. <u>https://alt-print.com/aerospace</u>

17. М. О. Васильєв, Б. М. Мордюк, С. І. Сидоренко, С. М. Волошко, А. П. Бурмак, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol*, 39, No. 1: 49 (2017) (in Ukrainian).

18. M.A. Vasylyev, B.N. Mordyuk, S.M. Voloshko, V. I. Zakiev, A. P. Burmak, and D.V.Pefti, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 42, No. 3: 381 (2020) (in Ukrainian).

19. A.V. Panin, M.S. Kazachenok, A.I. Kozelskaya, R.R. Balokhonov, V.A. Romanova, O.B. Perevalova, and Yu.I.Pochivalov, *Mater. Des.* 117: 371 (2017), https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.01.006

# ЗМІНА СТРУКТУРНОГО СТАНУ В СТАЛІ АУСТЕНІТНОГО КЛАСУ ПІД ВПЛИВОМ НАГРІВАННЯ<sup>3</sup>

## Шпеньович А.В., ст. гр. МС-31-20, ХНАДУ

Анотація. Метою досліджень є визначення впливу технологічних параметрів старіння на структуру і властивості зразків нержавіючої сталі марок 12X18H10T та 08X18H10T. У процесі роботи проведений комплекс механічних досліджень зразків нержавіючої сталі марок 12X18H10T та 08X18H10T в вихідному стані і після різних режимів відпалу і на основі аналізу механічних досліджень вивчені структурні зміни, що відбуваються в зразках нержавіючої сталі марок 12X18H10T та 08X18H10T в результаті термічного старіння.

**Ключові слова:** зразки нержавіючої сталі марки 12Х18Н10Т, 08Х18Н10Т, корозія, відпал, механічні властивості, твердість, структура, старіння

# CHANGE OF STRUCTURAL STATE IN AUSTENITE STEEL UNDER THE INFLUENCE OF HEATING

## Shpenovich A.V., st. of gr. MC-31-20, KhNAHU

**Abstrac.** The purpose of the research is to determine the influence of aging technological parameters on the structure and properties of samples of stainless steel grades 12X18N10T and 08X18N10T. In the course of work, a set of mechanical studies of 12X18N10T and 08X18N10T stainless steel samples was carried out in the initial state and after various annealing regimes, and based on the analysis of mechanical studies, structural changes occurring in 12X18N10T and 08X18N10T stainless steel samples as a result of thermal aging were studied.

*Key words:* samples of stainless steel 12X18N10T, 08X18N10T, corrosion, annealing, mechanical properties, hardness, structure, aging

#### Вступ

Нержавіючі і корозійностійкі сталі знаходять широке використання в хімічній промисловості при виготовленні хімічної апаратури, у нафто-вій промисловості – у трубчатках крекінг установок, апаратурі переробки нафти. У металургійній і машинобудівній промисловості жаростійкі сталі і сплави використовуються при виготовленні елементів пічного устаткування.

Експлуатаційна надійність хімічної апаратури, виготовленої з нержавіючих кислототривких сталей, особливо корозійна стійкість зварних з'єднань, визначається якістю самих сталей і технологією виготовлення апаратури.

Сучасна енергетика, газотурбобудування, нафтопереробна промисловість і промисловість виробництва органічних і синтетичних матеріалів широко використовують нержавіючі сталі, що мають більш високі механічні властивості при підвищених температурах.

Особливо широке використання нержавіючі сталі, одержали в газотурбінних установках при виготовленні камер згоряння, корпусів турбін, реактивних сопел, лопаток і дисків осьових компресорів. У цих випадках їх використовують головним чином у якості жаростійкого і жароміцного матеріалу.

Поєднання корозійної стійкості і необхідних механічних властивостей при кімнатних температурах, гарна зварюваність і досить високі міцність і пластичність зварних з'єднань пос-

<sup>&</sup>lt;sup>3</sup> Робота виконана під керівництвом доцента Протасенко Т.О.

лужили основою до широкого використання хромонікелевих сталей і сплавів у різних галузях промисловості [1].

## Аналіз публікацій

Сталь, стійку проти газової корозії при високих температурах (понад 550 °C), називають окалиностійкою (жаростійкою). Сталі, стійкі проти електрохімічної корозії, називають корозійностійкими (нержавіючими) сталями. Підвищення стійкості сталі проти корозії досягається введенням у неї елементів, що утворюють на поверхні захисні плівки, міцно зв'язані з основним металом, і які запобігають контакту між сталлю і зовнішнім агресивним середовищем, а також підвищують електрохімічний потенціал сталі в різних агресивних середовищах [2].

Нержавіючими сталями традиційно називають сталі, що мають високу корозійну стійкість у вологій атмосфері і слабкоагресивних водяних розчинах [3].

Нержавіючі сталі використовуються, з одного боку, при звичайних умовах, коли потрібна стійкість по відношенню до сухого і вологого повітря, водяних розчинів, річковій і питній воді, до хлористих розчинів і морської води, а з іншого боку, при контакті із сильноагресивними середовищами, такими як неорганічні й органічні кислоти, луги, коли необхідна хімічна стійкість. З огляду на умови роботи, нержавіючі сталі повинні містити не менш 12 % хрому. Вибір легуючих елементів залежить від необхідних експлуатаційних властивостей.

Вимоги до механічних властивостей, насамперед, спрямовані на міцність і в'язкість при звичайних умовах навантаження, тобто при статичному, циклічному чи ударному навантаженні в нормальних умовах, а також при низьких і підвищених температурах.

До найважливіших властивостей нержавіючих і кислотостійких сталей, що визначають вибір сталі для конкретного використання, варто віднести:

1) корозійну стійкість у газах, водяних розчинах і кислотах;

2) достатні міцність і в'язкість, у тому числі і при термічному впливі.

3) деформуємість у холодному і гарячому стані й оброблюваність різанням;

4) зварюваність [4].

Найбільше використання в промисловості серед нержавіючих сталей одержали хромонікелеві сталі марок 12Х18Н10Т и 08Х12Н10Т, що розрізняються між собою вмістом вуглецю і відношенням титана до вуглецю.

Сталі марок 12X18H10T и 08X12H10T використовують як корозійностійкий, жаростійкий і жароміцний матеріал. Сталі використовують у зварних конструкціях, що працюють у контакті з азотною кислотою й іншими середовищами окисного характеру; деяких органічних кислотах середніх концентрацій, органічних розчинниках, атмосферних умовах і т.д. Хімічний склад цих сталей наведений у табл. 1.

Марка	Хімічний склад, %							
сталі	С	Si	Mn	Cr	Ni	Ti	S	Р
08X12H10T	≤0,08	0,8	1–2	17–19	9–11	$Ti \ge 5,5$	≤ 0,02	≤ 0,035
12X18H10T	≤0,12					(C-0,02)		

Таблиця 1 – Хімічний склад сталей марок 12Х18Н10Т и 08Х12Н10Т

Агресивні середовища (азотна кислота) викликають міжкристалітну корозію навіть у тих випадках, коли сталь загартована на аустеніт, а вміст вуглецю не більш 0,02 % [6].

Міжкристалітна корозія полягає у швидкому вибірковому розчиненні границь зерен металу, що супроводжується втратою міцності і пластичності. Цей вид корозії виникає в процесі служби тих матеріалів, що мають високу корозійну стійкість в даному середовищі [4]. За допомогою добавок кремнію можна цілеспрямовано підвищити стійкість сталі до корозії у визначених умовах. Так кремній помітно зменшує рівномірну корозію в концентрованій азотній кислоті.

Для запобігання інтеркристалітної корозії, що викликається утворенням карбідів і нітридів хрому на границях зерен, вуглець і азот зв'язують у стабільні карбіди і нітриди титана. Кількість титана, необхідна для запобігання міжкристалітної корозії в сталі, повинна бути в 5,5 рази більше вмісту ефективного вуглецю, тобто вуглецю, що бере участь в утворенні карбідів, яке визначається вирахуванням 0,02 % із загального вмісту вуглецю, обумовленого хімічним аналізом.

Для поліпшення оброблюваності різанням у деякі нержавіючі сталі, як і в автоматні сталі, додають 0,25 % S. При цьому необхідно ураховувати зниження корозійної стійкості. Добавки селену не використовуються через токсичну дію цього елемента.

Умовою корозійної стійкості сталі, поряд із правильним хімічним складом, є, можливо, більш однорідна структура. Дефекти структури, такі як інтерметалідні фази, чи сульфіди оксиди з електрохімічними потенціалами, що відрізняються від матриці, викликають, як правило, селективну корозію.

Найважливіший легуючий елемент нержавіючих сталей – хром – звужує γ-ділянку на діаграмі стану Fe – Cr. Сталі, що містять 13–50 % Cr і до 0,1 % C, при кімнатній температурі мають феритну структуру з ОЦК-решіткою.

Хром відноситься до металів, що легко пасивуються в окисних середовищах зі зміною негативного потенціалу на позитивний.

Корозійна стійкість хромистих сталей залежить від вмісту хрому і вуглецю, режимів термічної обробки і складу корозійного середовища.

Молібден і кремній також є елементами, що розширюють  $\alpha$ -ділянку діаграми, тобто є ферритоутворюючими. Карбідо-, нітридоутворюючі елементи – V, W, Ti, Nb – стабілізують феритний твердий розчин двояким чином: з одного боку, вони самі беруть участь в утворенні феритного твердого розчину, а з іншого, зв'язуючи в стійкі з'єднання вуглець і азот, ці елементи знижують їх аустенітоутворюючу дію.

Нікель утворює із залізом безперевний ряд твердих ГЦК-розчинів і тому виявляє себе сильним аустенітоутворюючим елементом. У сталях з досить великим вмістом елементів, що стабілізують аустеніт (Mn, C, N),  $\gamma$ -ділянка діаграми розширена, а температура  $A_3 \gamma \rightarrow \alpha$  перетворення знижена настільки, що аустенітна структура зберігається до кімнатної температури і навіть до більш низьких температур. Такі сталі містять 8–30 % Ni, причому в кожній з них збалансований вміст хрому й інших феритоутворюючих елементів [1].

Титан відноситься до феритоутворюючих елементів, і щоб не допустити появи двофазності ( $\gamma + \alpha$ ) необхідно мати в сталі трохи підвищений вміст нікелю (порядку 10 %).

Присадка титана до хромонікелевих аустенітних сталей усуває їхню схильність до міжкристалітної корозії, але трохи погіршує їхню корозійну стійкість у киплячій азотній кислоті і середовищах, що містять її [1].

У виробництві нержавіючих і кислотостійких сталей титан використовується як карбідоутворюючий елемент із метою запобігання схильності цих сталей до міжкристалітної корозії. Уводять титан у сталь для підвищення жароміцності.

Характерною рисою мікроструктури аустеніту в хромонікелевих сталях для штампів гарячого штампування є наявність двійників, що у литому стані звичайно не виявляються. Двійники з'являються після деформації і рекристалізації, а іноді і при охолодженні виливки в результаті виникнення термічних напружень.

У цілком аустенітному стані хромонікелеві сталі виявляють максимальну корозійну стійкість і в'язкість. Унаслідок високого вмісту хрому невелика кількість вуглецю може привести до виділення по границях зерен карбіду хрому Me<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, особливо при повільному охолодженні і після повторного нагрівання в інтервалі температур 450–800 °C. Дуже тривале повторне нагрівання теж сприяє виділенню часток усередині зерен. Поряд з появою карбіду на границях аустенітного зерна в результаті короткочасного нагрівання, наприклад, при зварюванні, звичайно відбувається місцеве зниження змісту хрому, що може викликати схильність до міжкристалітної корозії.

Вплив карбіду хрому починається після повторного нагрівання протягом 100 г при 600 °С. В оптичному мікроскопі карбід, що виділився, виявляється у виді часток по границях аустенітних зерен. Іноді виділення спостерігаються на границях двійників, переважно по некогерентних поверхнях розділу. Карбід Me<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, у більшості випадків утворюється у виді прямокутних чи трикутних часток.

Зниження вмісту хрому по границях зерен унаслідок виділення карбіду хрому  $Me_{23}C_6$  можна спостерігати в оптичному мікроскопі при травленні мікрошліфа в 4 % розчині пікринової кислоти, у яку додають трохи крапель соляної кислоти. Цей розчин впливає на границі зерен з частками, що виділилися, у той час як аустеніт, вільний від виділень карбіду, не протравлюється навіть після тривалої витримки [8].

Розчинення карбідів Ме<sub>23</sub>С<sub>6</sub>, відбувається в інтервалі 1000–1100 °С, а карбідів Ті – при більш високих температурах.

Будучи сильним карбідоутворюючим елементом, титан раніше інших елементів утворить дуже стійкі карбіди Ті. При цьому корисний для підвищення корозійної стійкості хром не приймає участі в утворенні карбідів і залишається у твердому розчині. Титан вводиться в хромонікелеву сталь у кількості в 4–5,5 рази більшому, ніж вміст вуглецю.

Застосовуючи на практиці аустенітні хромонікелеві сталі, необхідно враховувати їхню низьку теплопровідність. Однак, при високих температурах різниця між теплопровідністю аустенітної хромонікелевої сталі і стали феритного класу зменшується.

Мала теплопровідність і високий коефіцієнт лінійного розширення є несприятливими властивостями аустенітних сталей, тому що при місцевих перегрівах може створитися концентрація напруг, що приводить до короблення чи розтріскування деталей. Уникнути цих явищ можна при створенні рівномірного нагрівання і прийнятті відповідних конструктивних заходів (компенсуючі зазори, фланці і т. п.).

Аустенітні хромонікелеві сталі мають ряд особливостей, обумовлених їх структурою:

1) немагнітність;

2) несприйнятливість до загартування;

3) підвищену жароміцність;

4) прекрасну зварюваність.

Несприйнятливість до загартування розуміють у тім смислі, що хромонікелеві сталі, на противагу вуглецевим і низьколегованим, не гартуються в загальноприйнятому значенні цього слова, тобто при швидкому охолодженні з високим температур не здобувають високій твердості і міцності.

Міцневі характеристики хромонікелевих сталей можна збільшити наклепом (холодною прокаткою, волочінням, штампуванням у холодному стані); при цьому межа міцності може бути збільшений до 1200 МПа для листа чи стрічки і 1800–2600 МПа для дроту.

Одночасно трохи зменшуються пластичні властивості: подовження зменшується до 15–8 %. Однак холоднодеформована хромонікелева аустенітна сталь зберігає достатній запас пластичності, що дозволяє при виготовленні робити гибку, профілювання і штампування деталей. З'єднання частин з успіхом проводиться електрозварюванням опором [9].

У залежності від співвідношення хрому і нікелю сталь 12Х18Н10Т може мати при нагріванні під гарячу пластичну деформацію чи загартування або аустенітну, або аустенітоферитну структуру. Крім вмісту основних легуючих елементів, необхідно враховувати в сталі присутність таких елементів, як кремній, титан, алюміній, які ефективно сприяють утворенню δ-фериту.

Утворення δ-фериту в сталях знижує технологічність при гарячій пластичній деформації. При нагріванні в інтервалі 1150–1200 °С і несприятливому співвідношенні феритоутворюючих і аустенітоутворюючих елементів сталь 12Х18Н10 може містити до 20–25 % δ-фериту. Крім названих складових, сталь містить первинні карбонітриди титана, кількість яких залежить від вмісту в сталі вуглецю й азоту. При високотемпературному нагріванні карбонітриди титана мають тенденцію до розчинення, але навіть при 1300 °С частина їхній залишається нерозчиненою.

При нагріванні стали в інтервалі 500-800 °С відбувається виділення карбідів.

При нагріванні стали в інтервалі 500–600 °C основною фазою, що виділяється, є карбід  $Cr_{23}C_6$ . При 700 °C спостерігається одночасне випадання карбідів хрому і карбідів титана. При 800 °C основною фазою є карбіди титана.

Стабілізація сталі 12Х18Н10Т значно зменшує схильність до міжкристалітної корозії. При температурах мінімальної стійкості (≈ 650 °С) міжкристалітна корозія не виникає навіть після витримки протягом 20 ч.

Листи і труби сталей 08Х18Н10Т и 12Х18Н10Т після холодної прокатки чи волочіння піддають рекристалізаційному відпалу. Холоднодеформований аустеніт знеміцюється подібно фериту. Деяка відмінність полягає в тім, що в першому випадку роль полігонізації дуже незначна. Аустеніт, що має малу енергію дефектів упакування, знеміцнюється в основному за рахунок протікання первинної рекристалізації. При цьому твердість і міцність стали знижуються, а пластичність збільшується. У процесі відпалу такої сталі як 08Х12Н10Т, при збільшенні часу витримки до 25 г і більш в інтервалі температур 400–450 °С спостерігається аномальне підвищення твердості, до значень, що відповідають твердості мартенситу.

Дійсно, якщо в процесі холодної деформації не встигло пройти, або тільки почалося мартенситне перетворення, воно можливе при температурах 400–450 °С. Потім при подальшому підвищенні температури спостерігається зворотне  $\alpha \rightarrow \gamma$  перетворення, після чого розвивається рекристалізація аустеніту.

Розмір зерен певного бала досягається в результаті підбора часу витримки. Як у кременистому фериті, у холоднокатаному аустеніті збірна рекристалізація гальмується, що пояснюється малою рухливістю границь після первинної рекристалізації внаслідок текстури рекристалізації і наявності на границях дисперсних часток виділень. На цьому етапі границі зерен вирівнюються, у результаті чого зменшується їхня сумарна довжина. Зерна ростуть на стадії вторинної рекристалізації. Спочатку з'являються окремі великі зерна, оточені дрібнозернистою структурою. Потім дрібні зерна поглинаються великими в процесі міграції зерен. Особливістю вторинної рекристалізації аустеніту є розщеплення границь зерен.

У процесі вивчення розвитку рекристалізації сталей аустенітного класу 12Х18Н10Т, 12Х18Н12Т і ін. спостерігається повторне подрібнення зерен, що проходить після завершення первинної і вторинної рекристалізації і не зв'язане з додатковою деформацією – друга рекристалізація. Витримка сталі при високих температурах 1150–1200 °С протягом 4–6 г приводить до утворення в грубозернистій структурі нових дрібних зерен, що з'являються спочатку в потрійних стиках зерен, а потім поступово охоплюють об'єм окремих зерен і всього зразка. При збільшенні часу витримки нові дрібні зерна ростуть до визначеного розміру, потім здрібнювання зерна повторюється. Середній розмір зерен протягом відпалу постійно змінюється. Процес здрібнювання зерен носить циклічний характер. Інтервали між циклами і їхньою тривалістю залежать від хімічного складу сталі. [10]

Механічні властивості сталей 12Х18Н10Т и 08Х12Н10Т при 20 °С наведені в табл. 2.

Таблиця 2 – Механічні властивості сталей 12Х18Н10Т и 08Х12Н10Т при 20 °С за ГОСТ 7350-77

Марка сталі	Полуфабрикат	σ <sub>в</sub> , МПа	σ <sub>0,2</sub> , МПа
08X18H10T	Лист	509	206
12X18H10T	товстий	530	216(230)

Механічні властивості в залежності від ступеня пластичної деформації сталі 12Х18Н10Т наведені в табл. 3.

Сталь 08Х12Н10Т за структурою, технологічним властивостям, службовим і фізичним характеристикам близька до сталі 12Х18Н10Т від зазначеної марки вона трохи відрізняється кращою стійкістю зварних з'єднань проти ножової і міжкристалітної корозії.

Сталі 12Х18Н10Т и 08Х12Н10Т мають досить високу жаростійкість при 600–800 °С. Вивчення жароміцних властивостей сталей типу 12Х18Н10Т дозволило установити, що жароміцність і пластичність сильно залежать від величини зерна. При 650 °С и вище найкраща жаростійкість спостерігається при великому зерні, що забезпечується загартуванням з температур 1040–1100 °С. При більш низьких робочих температурах рекомендується застосовувати дрібнозернистий матеріал [6].

Найкраще сполучення властивостей сталь типу 12Х18Н10Т одержує після загартування на твердий розчин по нижній межі температур 1040 °С.

Жароміцні властивості мало залежать від відношення титана до вуглецю в сталі, але маються вказівки, що сталь з відношенням Ti : C = 3,8 показує більшу жароміцність, чим сталь з відношенням Ti : C = 5,3 і 9,4.

Таблиця 3 – Механічні властивості в залежності від ступеня пластичної деформації сталі 12Х18Н10Т

Ступінь обтиску	$t_{\text{досп}}, ^{\circ}\text{C}$	σ <sub>в</sub> , МПа	σ <sub>0,2</sub> , МПа
0	20	660	290
30	20	950	900
60	-20	1330	1200
60	- 70	1450	1390
60	- 196	1770	1530
60	- 253	1880	1530
70	20	1750	1150

Однак, якщо сталь 12X18H10T під час роботи при високих температурах чи при охолодженні піддається впливу агресивних середовищ, необхідно мати більш високе відношення титана до вуглецю.

Спостерігається менша жароміцність стали 12Х18Н10 із присадками титана в зразках з дрібнозернистою структурою й у тих випадках, коли в процесі випробувань в сталях утвориться δ-фаза чи відбувається виділення фериту. Підвищення вмісту алюмінію, як правило, не контрольованого хімічним аналізом, може бути причиною підвищення схильності стали до утворення δ-фази і погіршенню жароміцності, якщо при її виплавці не проводилось рафінування бором.

Жароміцні властивості цих сталей у сильному ступені залежать від технології виплавлення сталі, наявності шкідливих домішок і умов гарячої обробки.

У роботі [1] вивчений вплив величини зерна на тривалу міцність, і пластичність стали 12Х18Н10Т при різному вмісті титана до вуглецю. Установлено, що зі збільшенням надлишку титана стосовно вуглецю понад чотирьох разів збільшується негативний вплив величини зерна на пластичність, яка визначається при тривалих випробуваннях на жароміцність. При відношенні Ті : С більш 5–6 кратного надлишковий титан виділяється по границях зерен у виді інтерметалідного з'єднання.

Сталі 12X18H10T и 08X12H10T мають добру технологічність при гарячій пластичній деформації. Однак при гарячій обробці сталей необхідно ураховувати конкретний хімічний склад даної плавки, маючи у виді вміст δ-фериту. Особливі запобіжні заходи варто приймати при деформації литого металу. Щоб уникнути утворення непоправних дефектів – рванин, рекомендуються злитки сталей 12X18H10T і 08X12H10T при вмісті 20 % δ-фериту і більш нагрівати не вище 1240–1250 °C, при вмісті 16–19 % – не вище 1255 °C і при вмісті до 16 % – до 1270 °C. Температурний інтервал обробки тиском деформованого металу складає 1180–850 °C. Швидкість нагрівання й охолодження не лімітується.

У холодному стані обидві сталі допускають високі ступені пластичної деформації.

При використанні сталей 12Х18Н10Т і 08Х12Н10Т як корозійностійких матеріалів у криогенній техніці обидва матеріали гартують з 1000–1070 °С у воді чи на повітрі. Для зняття

напружень і поліпшення стійкості зварених з'єднань, крім загартування, зварні конструкції піддають стабілізуючому відпалу при 600–800 °C.

# Результати досліджень та їх обговорення

Для сталей 08Х18Н10Т и 12Х18Н10Т було проведене загартування від температури 1050 °С, час видержки 5 хвилин. Зразки охолоджувалися у воді. Потім зразки були відпалені від температур 600, 700, 800 °С з часом видержки 5 ч, 10 ч, 15 ч і охолодженням на повітрі.

На фотографіях наведені мікроструктури зразків у вихідному стані – це структура після загартування. При розгляді сталей 08Х18Н10Т і 12Х18Н10Т у вихідному стані (рис. 1) спостерігається текстурованість структури. Це пояснюється тим, що температура нагрівання під загартування була обрана по нижній границі, а час видержки, очевидно, був недостатній для усунення деформаційного впливу на структуру аустеніту.



Рис. 1. Мікроструктура сталі у вихідному стані (після загартування), х 500 а - 08Х18Н10Т; б - 12Х18Н10Т

При розгляді наступних фотографій мікроструктури, видно, що невелика текстурованість зберігається при всіх температурах відпалу. Сталь 08Х18Н10Т схильна до рекристалізації зі збереженням невеликої кількості двійників на відміну від сталі 12Х18Н10Т).

Наявність часток другої фази в невеликій кількості спостерігається в структурі сталі 08Х18Н10Т тільки після максимальної температури нагрівання (рис. 2).

Аналогічно змінюється структура для сталі 12Х18Н10Т але якщо зіставити її з мікроструктурою низьковуглецевої сталі, видно, що в сталі з підвищеним вмістом вуглецю часток другої фази спостерігається значно більше і вони мають правильне огранювання. Високі температури відпалу і велика його тривалість призводять до протікання процесів первинної рекристалізації, що характеризується утворенням текстури рекристалізації і наявністю на границях дисперсних часток виділень, що можуть виявлятися оптичним мікроскопом [6].Таким чином, у сталях 08Х18Н10Т і 12Х18Н10Т при всіх температурах нагрівання і видержки структура являє собою легований аустеніт, зерна якого мають неравісну орієнтовану форму і містять невелику кількість двійників. Металографічно виявлена наявність часток другої фази, яку можна вважати карбідами титана і хрому (див. рис. 2).





Рис. 2. Мікроструктура сталі після відпалу, *t*<sub>від</sub> = 800 °C, τ<sub>вид</sub> = 15 г, х 500 а - 08Х18Н10Т; б - 12Х18Н10Т

У результаті термічної обробки сталей 08Х18Н10Т і 12Х18Н10Т спостерігається розходження в їхніх властивостях. Для порівняння міцневих властивостей були побудовані графіки зміни твердості в залежності від часу видержки. Вимірюання твердості по шкалі В на приладі Роквелла проводилося на зразках, очищених від окалини, після загартування і після відпалів при зміні часу видержки від 0 до 15 г через кожні 5 годин.

Сталь 08X18H10T, як видно з графіків, представлених на рис. 3, 4 практично не змінює твердість при всіх температурах і витримках, тобто не зміцнюється внаслідок процесів старіння.

При самому низькотемпературному відпалі (600 °C) спостерігається незначне (4–5 %) підвищення твердості. Більш високі температури нагрівання (700 і 800 °C) призводять до невеликого знеміцнення сталі, можливо за рахунок рекристалізаційних процесів.

Сталь 12Х18Н10Т при всіх температурах має піки дисперсійного твердіння, причому чим вище температура нагрівання, тим швидше ця сталь досягає свого максимального значення твердості і тем швидше відбувається знеміцнення (перестарювання). Температура відпалу  $t_{\rm Big} = 600$  °C дає пік дисперсійного твердіння в проміжку 10–15 годин часу видержки. Прирощення твердості при цьому складає ~ 1/3 від вихідної величини. У порівнянні з вихідним станом відпал при  $t_{\rm Big} = 700$  °C и  $\tau_{\rm Bug} = 10$  годин збільшує твердість сталі майже на 30 %, а подальше зростання часу видержки призведе до знеміцнення і твердість падає до майже початкового рівня.

При  $t_{\rm big} = 800$  °C сталь має саму високу твердість після п'яти годин видержки, однак при цій температурі ефект старіння невеликий (збільшення твердості складає ~ 15 %), можливо через швидку коагуляцію часток, хоча металографічно це слабко виявляється, також можливе протікання процесу розчинення первинних карбонітридів титана, однак здатність їхній до розчинення при цій температурі не дуже велика.

Таким чином, на графіках (див. рис. 3, 4) для сталі 12Х18Н10Т спостерігаються піки дисперсійного твердіння, що змінюють свою величину і положення в залежності від температури відпалу.

У літературі [6] вказується, що при нагріванні хромонікелевих сталей з добавками титана в інтервалі температур 500–600 °С основною фазою, що виділяється, є карбіди  $Cr_{23}C_6$ . При  $t_{\rm від} = 700$  °С спостерігається одночасне випадання карбідів хрому і титана. При  $t_{\rm від} = 800$  °С – основною фазою є карбіди титана.

Таким чином, із графіків видно, що сталь 12Х18Н10Т в процесі термічної обробки значно зміцнюється, тоді як для сталі 08Х18Н10Т такого ефекту не спостерігається. У загартованій сталі 12Х18Н10Т в ході подальшого нагрівання при відпалі відбуваються процеси старіння. Сталь 08Х18Н10Т не схильна до дисперсійного твердіння. Для багатьох сталей і сплавів процес старіння впливає на структуру і властивості. Процес старіння ототожнюється зі значним збільшенням твердості і міцності, а значить з одночасним збільшенням крихкості і зменшенням пластичності.

У нашому випадку, на сталі 08Х18Н10Т і 12Х18Н10Т процес старіння впливає негативно, тому що в ході процесу старіння відбувається розпад твердого розчину (легованого аустеніту) й утворення другої фази (карбідів), тобто структура сплаву стає неоднорідною. А для сталей даного класу важливою вимогою є наявність однорідності структури. Поява карбідів з однієї сторони зміцнює сталь, але з іншого боку – зменшує її здатність протистояти корозійному руйнуванню.

У металі з неоднорідною структурою поряд з місцевою (локальною) корозією може спостерігатися міжкристалітна корозія, що поширюється по границях зерен унаслідок більш низького їхнього електрохімічного потенціалу.



■ – сталь 08Х12Н101, ◆ – сталь 12Х18Н101 Рис. 3. Зміна твердості сталей 08Х18Н10Т і 12Х18Н10Т а - після відпалу, t<sub>від</sub> = 600 °С; б - після відпалу, t<sub>від</sub> = 700 °С



– сталь 08Х12Н10Т, ◆ – сталь 12Х18Н10Т
Рис. 4. Зміна твердості сталей 08Х18Н10Т і 12Х18Н10Т
після відпалу, t<sub>від</sub> = 800 °C

Таким чином, можна зробити висновок, що сталь 12X18H10T, що виявляє схильність до старіння, буде мати більш низьку корозійну стійкість у порівнянні зі сталлю 08X18H10T. Підвищений вміст вуглецю негативно позначається на властивостях нержавіючих сталей і знижує їхню стійкість проти окислювання.

### Висновки

Проаналізувавши отримані експериментальні результати дослідження впливу параметрів відпалу на структуру і властивості сталей 08Х12Н10Т и 12Х18Н10Т, можна зробити слідуючі висновки:

1. Процес старіння негативно впливає на властивості нержавіючих сталей. У процесі термічної обробки сталь 12Х18Н10Т, на відміну від сталі 08Х18Н10Т, виявляє здатність до штучного старіння, тим самим знижуючи свої корозійні властивості.

2. Збільшення концентрації вуглецю в нержавіючих сталях знижує їх здатність протистояти корозійному руйнуванню.

3. Збільшення температури відпалу прискорює процес зміцнення хромонікелевих сталей, але прирощення твердості при цьому зменшується.

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

#### Література

1. Борисенко Ю. В. Матеріали сучасної техніки та захист від руйнування : навч. посіб. Київ : КНУТД, 2016. 111 с.

2. Стоєв П. І., Литовченко С. В., Гірка І. О., Грицина В. Т. Хімічна корозія та захист металів : навч. посіб. / Харків : ХНУ імені В. Н. Каразіна, 2019. 216 с.

3. Большаніна С. Б. Корозія металів та захист від неї : конспект лекцій для студ. спец. 7.090220 - обладнання хімічних виробництв і підприємств заочної форми навчання. Суми : СумДУ, 2012. 54 с.

4. Маховський В. О. Конспект лекцій з дисципліни «Захист обладнання від корозії» для здобувачів вищої освіти першого (бакалаврського) рівня зі спеціальності 161 «Хімічні технології та інженерія». Кам'янське : ДДТУ, 2018. 44 с.

5. Нестеренко С. В. Конспект лекцій з дисциплін «Електрохімія і захист від корозії» для студентів 3–5 курсів денної і заочної форм навчання за напрямами підготовки 6.060101 – Будівництво, 6.060103 – Гідротехніка (водні ресурси) (фахові спрямування «Водопостачання та водовідведення», «Теплопостачання та вентиляція») ; Харків. нац. ун-т міськ. госп-ва ім. О. М. Бекетова. Харків : ХНУМГ ім. О. М. Бекетова, 2017. 104 с.

6. Нестеренко С. В. Конспект лекцій з курсу «Захист від корозії» (для студентів 2 курсу денної та 1-2 курсів заочної форм навчання за напрямом підготовки (0921) 6.060101 «Будівництво» та слухачів другої вищої освіти спеціальності 7.092108, 7.06010107 «Теплогазопостачання та вентиляція») ; Харк. нац. акад. міськ. госп-ва. Харків : ХНАМГ, 2012. 123 с.

# ДОСЛІДЖЕННЯ СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ ЖАРОМІЦНОГО НІКЕЛЕВОГО СПЛАВУ ПРИ МОДИФІКУВАННІ<sup>4</sup>

## Нор М.Р., студент, Дніпровський національний університет ім. О. Гончара

Анотація. Матеріалом дослідження обрано жароміцний нікелевий сплав ЖС6, який використовують для лопаток газотурбінного двигуна. Для покращення механічних властивостей запропоновано модифікування дисперсним модифікатором ZrC з розміром часток 50 нм. В модифікованих зразках сплаву досягнуто стабільно дисперсна мікроструктура та високий комплекс механічних властивостей.

**Ключові слова:** Жароміцний сплав, модифікування, нанодисперсний модифікатор, механічні властивості.

# INVESTIGATION OF THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF A HEAT-RESISTANT NICKEL ALLOY DURING MODIFICATION

## Nor M.R. student, Oles Honchar Dnipro National University

Abstract. Heat-resistant ZhS6 nickel alloy, which is used for gas turbine engine blades, was chosen as the research material. To improve the mechanical properties, modification with a dispersed ZrC modifier with a particle size of 50 nm is proposed. A stably dispersed microstructure and a high complex of mechanical properties were achieved in the modified alloy samples.

Key words: Heat-resistant alloy, modification, nanodisperse modifier, mechanical properties.

## Вступ

Для лопаток газотурбінних двигунів використовують високолеговані жароміцні нікелеві сплави типу ЖС. Для цих сплавів надаються вимоги щодо стабільної структури та високого комплексу механічних властивостей при експлуатації.

Метою даної роботи є вивчення особливості структури та властивостей жароміцного сплаву ЖС6, модифікованого нанокомпозиціями, лопаток газотурбінного двигуна.

## Аналіз публікацій

Дослідженню структури та властивостей багатокомпонентних сплавів присвячені роботи [1 – 4]. У наявних роботах недостатньо уваги приділено вивченню структури жароміцного нікелевого сплаву, модифікований наносполуками з їх властивостями.

## Результати досліджень та їх обговорення

Модифікатором обрано нанодисперсний ZrC з розміром частинок менше 100 нм. Карбід цирконію представляє собою порошок сірого кольору та має наступні основні властивості: температура плавлення  $t_{плав.} = 3530$ °C, густина  $\rho = 6.73$  г/м<sup>3</sup>, мікротвердість 28,44 ГПа, модуль пружності 412 ГПа. Проведено розрахунок середнього розміру часток модифікатора ZrC та питомої поверхні. Питома поверхня при розмірі часток 50 нм складала 8.91 м<sup>2</sup>/г. Модифікатор ZrC

<sup>&</sup>lt;sup>4</sup> Науковий керівник проф., д.т.н. Калініна Н.Є..

має таку ж кристалічну решітку, а саме ГЦК як і нікелева основа сплаву, і період кристалічної решітки становить 0.4693 нм.

Для визначення впливу наномодифікування досліджували структуру сплаву ЖС6 у вихідному та модифікованому станах. Мікроструктура, наведена на рис. 1а, складається з зерен γфази неправильної форми з безліччю великих включень, що негативно позначається на міцних характеристиках сплаву. У немодифікованих зразках присутні великі включення, розташовані за межами зерен. У модифікованих зразках включення значно дисперсніші (рис. 1б) і розташовуються як по межах зерен, так і внутрішньозерено.



Рис. 1. Мікроструктура сплаву ЖС6: а – немодифікованого, б – модифікованого, х100

При вивченні мікроструктури модифікованого сплаву було встановлено, що всі включення, присутні в сплаві, рівномірно розподілені по всьому об'єму зразка, не утворюючи скупчень і груп. Утворення карбідів та карбонітридів спостерігається в основному всередині зерен. Таким чином, в результаті модифікування досягнуто подрібнення структурних складових сплаву в 3 – 4 рази.

У модифікованих зразках ЖС6 досягнуто значне підвищення характеристик міцності, а саме  $\sigma_B$  збільшилась на 8 – 9 %;  $\sigma_{0,2}$  – на 10 – 13 %;  $\delta$  – на 19 – 21 %, при високих значеннях по-казників пластичності, що пояснюється отриманням стабільної дисперсної структури в модифікованому стані.

#### Висновки

В якості модифікатора взято карбід цирконія ZrC. Обґрунтовано вибір наномодифікаторів для жароміцного нікелевого сплаву ЖC6 – тугоплавкого ZrC з розміром частинок 50 нм. Досліджено мікроструктуру сплаву ЖC6 до і після модифікування. В модифікованому стані отримано У модифікованих зразках включення значно дисперсніші і розташовуються як по межах зерен, так і внутрішньозерено.

У модифікованих зразках ЖС6 досягнуто значне підвищення характеристик міцності, а саме  $\sigma_B$  збільшився на 8 – 9 %;  $\sigma_{0,2}$  – на 10 – 13 %;  $\delta$  – на 19 – 21 %, при високих значеннях показників пластичності, що пояснюється отриманням стабільної дисперсної структури в модифікованому стані.

## Література

1. Большаков В.І., Куцова В.З., Котова Т.В. Наноматеріали і нанотехнології. – Дніпропетровськ: ПДАБА, 2016. – 220 с.

2. Калініна Н.Є., Никифорчин Г.М., Калінін О.В. та ін. Структура, властивості та ви-

користання конструкційних наноматеріалів: Монографія – Львів: Простір. – 2017. – 304 с. 3. Наноматеріали і нанотехнології: підруч. для студентів ВНЗ / О. Я. Качан, Н. Є. Калініна та ін. – Запоріжжя: АТ "Мотор Січ", 2015. – 202 с.

4. Кузін О.А., Яцюк Р.А. Металознавство та термічна обробка металів: Підручник – Львів: Афіша, 2002. – 304 с.

# АНАЛІЗ ВІТЧИЗНЯННИХ МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ НАПЛАВЛЕННЯ ТА ЇХ ТРИБОЛОГІЧНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ

# Трембач Б.О.<sup>1</sup>, PhD, інженер, Глушкова Д.Б.<sup>2</sup>, д.т.н., проф., Трембач І.О. <sup>1, 3</sup>, аспірант, інженер <sup>1</sup>ПрАТ «Новокраматорський машинобудівний завод», м. Краматорськ <sup>2</sup>Харківський національний автомобільно-дорожній університет, м. Харків <sup>3</sup>Донбаська державна машинобудівна академія, м. Краматорськ

Абразивне зношування є найважливішим типом зношування, оскільки воно становить майже 63 % витрат на зношування [1-2]. Ця проблема особливо важлива в гірничодобудівній промисловості [2-3]. Механізм зношування є складним поверхневим процесом, який залежить від багатьох умов. Виготовлення деталей, що швидко зношуються, із зносостійкого сплаву є недоцільним через високу вартість і складність подальшої механічної обробки. У цьому випадку більш економічним і технологічним є локальне нанесення зносостійкого покриття. Технологія наплавлення вважається економічним способом покращення властивостей, тому що є широкий спектр наплавочних матеріалів. Серед методів нанесення зносостійкого шару наплавленням найбільшого поширення набуло ручне дугове зварювання (SMAW або MMAW) та наплавлення порошковими дротами (FCAW) [4, 5]. Широкий спектр сплавів для наплавлення, з метою захисту від зносу, комерційно доступний, тому вибір найкращого сплаву для конкретного застосування є дуже важливим. Композиція наплавленого металу залежатиме від складу матеріалу для наплавлення, способу та технології наплавлення [6]. В такому випадку постає завдання пошуку оптимального способу наплавлення та пошуку раціонального матеріалу для наплавлення [7, 8]. Рекомендації виробників матеріалів для наплавлення зазвичай дають лише словесну кваліфікацію їх продукції та галузі застосування. Тому актуальним є питання вибору зварювальних матеріалів у лабораторних умовах.

Мета роботи полягала в проведенні оцінки мікроструктури, механічних властивостей та вивченні трибологічної поведінки за умов зношування жорстко закріпленим абразивом різних зносостійких матеріалів, а також пошук кореляції між механічними властивостями та інтенсивністю абразивного зношування (I3).

Наплавлення виконували у два-три шари, в залежності від рекомендацій виробника, на пластинах із низьковуглецевої сталі S 235 J2G2 EN 10025-2 (St3ps) розміром 10x100x200 мм на зварювальному апараті з використанням джерела живлення з жорсткою вольт-амперною характеристикою та попереднім нагрівом до 250 ° С. Після осадження зварювані зразки повільно охолоджували в сушильній камері до 200 ° С. Для досліджень використовували наступні матеріали для наплавлення: електроди Э-225Х10Г10С ГОСТ 10051-75 (ЦН-11), Э-320Х23С2ГТР ГОСТ 10051-75 (T-620), Э-90Х4Г2С3Р ГОСТ 10051-75 (O3H-6), та порошковий дріт ПП-Нп-200Х15С1ГРТ (AH-125). Проводили хімічний аналіз за допомогою оптико-емісійного спектрометру Spectrolab LAVFC01A та мікроструктурні дослідження. Випробування на абразивну зносостійкість жорстко закріпленим абразивом проводять на приладі для випробувань за схемою "штифт-диск" (pin-on-disk) з навантаженням 0,44 H/см<sup>2</sup>. Як абразивний матеріал використовували електрокорундове полотно. Диск обертався електродвигуном зі швидкістю 960 об/хв.

Структура металу НЦ-11 являє собою евтектику та аустеніт. Структура наплавленого металу, виконана електродами Т-620, складається з карбідної евтектики на основі  $\alpha$ -твердого розчину та великої кількості первинних карбідів хрому Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>. Наплавлений метал характеризується підвищенною крихкістю та схильністю до утворення тріщин. Структура наплавленого металу, виконана електродами ОЗН-6, являє собою евтектику з перліту та карбідів, а скелет з первинних боридів Fe<sub>2</sub>B.

Дослідження показали, що вибір зварювального матеріалу є більш значущим параметром, чим технологія наплавлення. Показано, що кращу кореляцію між інтенсивністю абразивного зношування (ІЗ) та механічними властивостями показала твердість.

Сплав, наплавлений електродами E-90Х4Г2С3Р (ОЗН-6), є більш доцільним з точки зору механічних властивостей та абразивної зносостійкості, тоді як з точки зору продуктивності процесу наплавлення та абразивної зносостійкості більш доцільним є використання технології наплавлення порошковим дротом ПП-Нп-200Х15С1ГРТ (АН-125).

## Література

1. Suresha, B., Seetharamu, S., & Kumaran, P. S. (2009). Investigations on the influence of graphite filler on dry sliding wear and abrasive wear behaviour of carbon fabric reinforced epoxy composites. *Wear*, *267*(9-10), 1405-1414.

2. Гринь, А. Г., Трембач, Б. А., & Трембач, И. А. (2016). Моделювання силового впливу породи на черевик коритної мийки. Вісник Донбаської державної машинобудівної академії, (2), 96-100.

3. Гринь, О. Г., Трембач, Б. О., & Трембач, І. О. (2018). Сучасні матеріали для підвищення зносостійкості деталей машин наплавленням при гідроабразивному зносі. Вісник Донбаської державної машинобудівної академії, (2), 41-46.

4. Ivanov, O., Kramar, H., Marynenko, S., Koval, I., & Huryk, O. (2022). Using of 3d modeling for investigation of the structure of hardfacing materials developed with fcaw using of powder electrodes with reaction mixture FE-MO-BC. Праці конференції Міжнародної науково-технічної конференції присвяченої 70-річчю від дня народженнячлен-кореспондента НАН України, проф. Яснія Петра Володимировича "Міцність і довговічність сучасних матеріалів та конструкцій ", 184-186.

5. Trembach, B., Vynar, V., Trembach, I., & Knyazev, S. (2022). Comparison of two-body abrasive wear resistance of high chromium boron-containing Fe–CB–13wt.% Cr Ti alloy with incomplete replacement of Cr for Cu the Fe CB 4wt.% Cr 7wt.% Cu–Ti alloy. Problems of Tribology, 27(3/105), 34-40.

6. Глушкова, Д. Б., Багров, В. А., Демченко, С. В., Волчук, В. М., Калінін, О. В., & Калініна, Н. Є. (2022). Структура і властивості порошкових газоплазмених покриттів на основі нікеля. Вісник Харківського національного автомобільно-дорожнього університету, (97), 74-74.

7. Вахрушева, В. С., Глушкова, Д. Б., Волчук, В. М., Носова, Т. В., Мамчур, С. І., Цокур, Н. І., ... & Скрипніков, В. О. (2022). The effect of heat treatment on the corrosion resistance of power equipment parts. Вісник Харківського національного автомобільно-дорожнього університету, (97), 24-24.

8. Bolshakov V.I., Volchuk V.M. and Dubrov Yu.I. Shlyakhy vidstezhuvannya transformatsiy mikrostruktury materialu, yaki vidbuvayut'sya vnaslidok yoho znos [Ways of tracing the transformations of the microstructure of a material due to its wear]. Shostyy mizhnarodnyy sympozium ukrayins'kykh inzheneriv-mekhanikiv u L'vovi [Sixth International Symposium of Ukrainian Mechanical Engineers in Lviv]. Lviv : KINPATRI LTD, 2003, pp. 145–146. (in Ukrainian).

# ENVIRONMENTAL COMPONENT OF THE PROBLEM OF INCREASING THE DURABILITY OF PISTON RINGS<sup>5</sup>

## Onikienko V., st. of gr. MC-31-20 KhNAHU

Abstract. The work is devoted to the actual problem: Increasing the durability of piston rings using a modern method of surface treatment. Solving this problem with the help of traditional methods of chemical and thermal treatment does not give stable industrial results, therefore, the development of the technology of using modern methods and the methodology of their testing is an important urgent task.

Keywords: piston, steel, durability, structure.

# ЕКОЛОГІЧНА СКЛАДОВА ПРОБЛЕМИ ПІДВИЩЕННЯ ДОВГОВІЧНОСТІ ПОРШНЕВИХ КІЛЕЦЬ

## Онікієнко В., ст. гр. МС-51-21, ХНАДУ

Анотація. Робота присвячена актуальній проблемі - підвищенню довговічності поршневих кілець сучасними методами обробки поверхні. Вирішення цієї проблеми за допомогою традиційних методів хіміко-термічної обробки не дає стабільних промислових результатів, тому розробка технології використання сучасних методів та методик їх апробації є важливим актуальним завданням.

Ключові слова: поршень, сталь, довговічність, структура.

#### Introduction

The development of modern agricultural machinery presents ever-increasing requirements for the performance characteristics of structural materials, the reduction of the metal content of parts, and the increase of their efficiency and quality. In the complex of problems of increasing the reliability and durability of machines, the issue of wear resistance of parts occupies a special place [1].

The research conducted in Ukraine and abroad in this area, as well as the positive results of their use in industry in the manufacture and restoration of parts of the cylinder-piston group (CPG), allow, at present, to widely implement these progressive methods.

Currently, one of the problems of mechanical engineering is increasing the wear resistance of piston rings made of high-strength cast iron.

Coatings used in the practice of domestic and foreign mechanical engineering for piston rings in some cases do not sufficiently meet the requirements for piston rings.

In this regard, the development of highly effective piston ring coatings is quite important and relevant.

## **Relevance of development**

Piston ring failure is observed in almost all types of engines [1]. Electrolytic chromium coatings, widely used in the practice of domestic and foreign engineering, in a number of cases do not meet the requirements for piston rings well enough. A porous layer of chromium with a thickness of 40-50  $\mu$ m is activated in a few hundred hours, and then the solid base begins to activate. Electrolytic

<sup>&</sup>lt;sup>5</sup> Робота виконана під керівництвом професора Глушкової Д.Б.

chromium does not work satisfactorily for friction and activation at high temperatures, which leads to strengthening under certain conditions, it can undergo corrosion.

Progressive methods of strengthening parts of the cylinder-piston group include gas plasma spraying. The working conditions of piston rings require a different approach to the selection of coatings [1, 2].

Although the basic provisions of the general theory of obtaining coatings have been developed, the effectiveness of each method and the possibility of using specific coatings always depends on information about the change in the properties and structure of materials during sputtering. For alloys, it is not always possible to know the structure and properties of coatings in advance. Extensive experimental work is necessary investigation of the structure and properties after sputtering.

Therefore, the presented work is timely and relevant [3-5].

## Material and research methodology

Material of piston rings. Strengthening piston rings made of high-strength cast iron, the composition of which is given in table 1.

cast iron	С	Si	Mn	Cr	No	Мо	Cu	Mg	Р
SC 25	3.2-3.4	1.4-1.7	0.6-0.9	-	_				≤0.3
HF 42	3.4-3.7	2.1-2.5	0.85- 1.3	0.15	1.2-1.5	0.6-0.9	0.3-0.4	0.03- 0.1	≤0.1

Table 1 - Chemical composition of gray and high-strength cast iron

Methodology of friction and wear tests. Testing of new materials and technologies in the conditions of real production is associated with significant costs of material resources and time. Therefore, in order to evaluate the effectiveness of the use of materials, methods of their processing, structural changes of parts and other measures, laboratory and bench tests simulating the maximum approximation to real operating conditions were carried out. Tribotechnical characteristics are the main criteria for assessing the workability of materials for volumetric hydraulic drive parts and the effectiveness of their surface treatment.

In this regard, test methods were chosen for the work, which allow simulating the main processes of friction and wear of real parts.

The tests were carried out on the SMC-2 friction machine, which allows you to compare the tested materials in terms of wear resistance, anti-friction properties and properties in the process side jobs according to the "roller-pad" scheme (fig. 1).



Fig. 1. Scheme «roller-pad»

Metallographic, electron microscopic and X-ray studies.

The structures were studied and photographed on a MIM-7 microscope at a magnification of (70 - 1000) times. Electron microscopic and X- ray microspectral studies were conducted to establish

the relationship between the conditions of recovery through worn layers, their microstructure and operational characteristics .

Electron microscopic studies were performed on a UEM 100 ML microscope using varnish replicas made according to standard methods.

The structure of the surface before and after operation was studied using a SEM scanning electron microscope at an accelerating voltage of 30 kV in a wide range of magnifications from 20 to 10 thousand times. To analyze the phase composition of the base metal and coating, X-ray structural phase analysis was performed on the URS-50 unit.

The amount of residual stresses in the near-surface layers was determined on the DRON-2 installation by the method of repeated oblique surveys in the radiation of a copper anode with a graphite monochromator.

Radiographs for qualitative and quantitative analysis and measurement of lattice parameters were taken on URS-55, URS-60 devices in Debye chambers using iron and chromium radiation

## Study of the wear resistance of parts strengthened by gas thermal spraying

#### Operating conditions of piston rings of parts of the cylinder-piston group

The piston rings of the parts of the cylinder-piston group work in stressful conditions, which are characterized by high temperatures (up to  $1900 \,^{0}$ C of the combustible mixture, up to  $600 \,^{0}$ C on the surface of the sleeve and up to 450 C on the piston skirt), pressures (up to 15 MPa) and an extremely unfavorable nature friction from liquid to dry during reciprocating motion .

Combustion of fuel with a high sulfur content in the cylinders of diesel engines increases the intensity of wear of piston rings (fig. 2).



Fig. 2. Piston rings

Such rings are used in agricultural machinery, for example, in engines of MTZ tractors (fig. 3).



Fig. 3. Tractor MTZ\_80 "Belarus"

Wheeled tractors of the Belarusian Tractor Plant of the MTZ series (MTZ-80, MTZ-80l, MTZ-82, MTZ-82L) are universal agricultural tractors of the 1.4 t class.

MTZ-80, MTZ-82 (MTZ-801, MTZ-82L) tractors are equipped with a four-cylinder, fourstroke D-240 diesel engine with a rated power of 59 kW (80 hp) with an electric starter (D-240l with a starting motor).

# Research of the structure and properties of gas - plasma coatings from powder materials

As materials for strengthening piston rings, a number of powder materials were taken, which can provide the necessary properties for the operating conditions of the selected parts and satisfy the requirements for sprayed materials (table. 2).

Coatings made of self-fluxing alloys, such as PNHSR, are recommended according to the literature to create resistance to abrasive and erosive wear under corrosion conditions

Material	No	С	Cr	Si	В	Fe
PGSR3 (PN73X16S3R3)	basis	0.6-0.9	15-17	2.7-3.7	2.2-3.0	5
PGSR4 (ПH70X17CXP4)	basis	0.8-1.2	16-18	3.8-4.5	2.9-4.0	5

Table 2 - Chemical composition of powder materials from system alloys, %

Therefore, powder materials from PN73X16C3P3, PN70X17CXP4 alloys in their pure form and in combination with chromium carbides were taken as a basis when searching for ways to increase the resistance to abrasive wear under corrosion conditions of piston rings made of gray cast iron (fig. 4.). The operational properties of such coatings are formed in the process of carrying out various operations of obtaining the coating: dusting, melting, subsequent treatments. Therefore, there is a need to study the impact of these operations on the structure and properties of the coating.

## Modes of gas-thermal spraying



Fig. 4. Scheme of gas thermal application spraying

The plasma sputtering modes listed in table 3 were processed with the following constant parameters:

- speed of sample rotation -45 rpm, linear speed of movement of samples relative to the plasma jet -18.4 m/min;

- the diameter of the charge pipe in the anode nozzle - 2 mm;

- the distance from the place of introduction of the powder to the section of the nozzle - 4 mm;

- the axis of the plasma jet is perpendicular to the axis of rotation of the sample

Table 3 - Preheating modes

					Speed
Plasma forming	Plasmatron	Arc	Heating	Consumption of	movement of
r lasina-torining	current, A	voltage,	distance,	plasma-forming gas,	the
gas		V	mm	d/ min	plasmatron,
					mm/min
Argon + nitrogen (23-35 %)	325-350	50-55	130-150	35-40	400-600

## Structure and properties of self -fluxing alloy coating

Coatings from these alloys are recommended for creating high resistance to abrasive and erosive wear in conditions of corrosion and cavitation at low and high (up to 600-800°C) temperatures. Therefore, coatings (PN73X16C3P3 – PGSRZ, PN70X17C4P4 – PGSR4, PN70X17C4P4 + 40% Cr <sub>3</sub>) were studied in connection with the search for a way to increase resistance to abrasive wear under corrosion conditions of a number of cast iron parts.

The operational properties of such coatings are formed in the process of operations of obtaining the coating: dusting, melting, subsequent treatments. This requires studying the impact of these operations on the structure and properties of coatings.

The structure of the particles of the layer indicates that they were formed by molten particles. particles that did not melt differ, as a rule, in larger sizes and are most often collected in groups (fig. 5).

The described experimental data may indicate that the low density of chromium-nickel coatings is due to the physical and mechanical properties of the alloy itself in the liquid and solid states.

The connection of the unmelted coating layer with the cast iron is unsatisfactory. Alternating areas of good and bad contact can be observed at the boundary between the coating and the substrate (fig. 6, a, c), and in some places the connection of the layer with cast iron is completely absent.

A significant increase in density, excellent connection with the substrate characterizes the fused coating. Calculations fix the porosity of the fused coating at approximately 1.3%.



Fig. 5. Structure of unmelted PGSR4: a - agar contact with the substrate; b - bad contact,  $\times 100$ 



Fig. 6. Structural elements of the non-melted coating of PGSR 4 a, c – deformed particles, ×100; b, d – undeformed particles, ×1000

In general, the structure of the fused coating is characterized by uniformity in the volume of the layer, but the structure of the alloy differs in microvolumes .

Structure and properties of gas-plasma coatings in the PGSR type, there are no specific data on the structure of the studied alloys of the system Ni - Si - Si - B with carbon and iron. It is noted only

that their high hardness and wear resistance are due to the presence of carbides, borides, carboborides in the structure .

In order to find out possible interactions, it follows that chromium, nickel and iron in the amount included in the investigated alloys should form solid solutions among themselves. Silicon up to 5 % dissolves in nickel, up to 1 % - in chromium, and with a higher content forms a number of chromium silicides ( $Cr_2Si$ ) in the composition of eutectics, for example,  $Ni_2B$ ,  $Cr_2B$  (fig. 7). Carbon, most likely, should interact with chromium and boron, because nickel and silicon are non-carbide-forming elements. With chromium, carbon can form a number of carbides:  $Cr_{23}O_6$ ,  $Cr_7O_3$ ,  $Cr_3O_2$  in the composition of eutectics.

Of course, the nature of the transformations in a multicomponent system is a function of many parameters and cannot be specifically determined by double interactions, but it can be expected that the main structure of the considered alloys should be a multicomponent nickel-based solid solution.

The work studied the structure and properties of such an alloy in a layer and their changes during some technological operations.

Radiographically, the multiphase structure of the original powder is recorded. The most fully presented solid solution lines based on nickel and the carbide phase of the  $Cr_{23}$  O<sub>6</sub> type (fig. 8). But many lines do not lend themselves to unambiguous identification. One can find a coincidence with the main lines of chromium and nickel borides, chromium silicides. Many main lines of different phases overlap each other, and some do not fit into the lattice of any system, which does not allow specifying the phase composition of the alloy.

Radiograph of the melted layer quite completely coincide with the X-ray pattern of the powder.

Chromium carbide lines and the strongest lines of other phases are preserved on the radiograph of the unmelted layer. Preservation of phase lines in the sputtered layer without melting and the layer after quenching indicate that these phases are formed as a result of primary crystallization, this is confirmed by the metallography of the original powder and the original layer. Crystals are visible in the structure of the powder, as well as a dispersed mixture of phases between them. The molten layer has a similar structure, the components are uniformly distributed throughout the layer. Electron microscopic studies show that in the area of coarse mixtures oriented areas are observed, in the area of fine mixtures - non-oriented, which are less dispersed. The multiphasic nature of the layer determined by X-ray analysis is confirmed by microscopic studies (fig. 9).



Fig. 7. Structure of the coating for sputtering PGSR coatings a, b – structure of PGSR4 powder; c - is the structure of Cr<sub>3</sub> O<sub>2</sub> carbides, which additionally introduced during sputtering PNSR4+40% Cr <sub>3</sub> PRO<sub>2</sub>, a, b - ×1000, c - ×400



Fig. 8. X-ray patterns of PGSR 4 alloys  $a - PGSR4 \lambda cr$  powder ; b - unmelted layer, c - melted layer



Fig. 9. The structure of the molten layer of PGSR 4 a, b – coarse and fine mixtures; c – structure after etching, d – structure after volume hardening, ×100

It can be suggested that the phase in the form of rounded particles is chromium carbide. They are stored when the layer is heated for hardening . Microhardness measurements indicate the same.

The structure of the undeformed particles coincides with the structure of the original powder.

A coating with PGSR3 has a similar phase and structural composition, a distinctive feature of the layer is a smaller amount of a coarse mixture of phases, which is associated with a change in the composition of the alloy (in terms of carbon).

## Structure of the boundary regions of the sprayed layer

When sputtering with PGSR alloys, no changes occur in the structure of the base metal and border regions, due to this total heating of the base metal and a sharp temperature difference at the point of contact of each particle with the base (fig. 9) the structure of cast iron at the boundary with the layer does not differ from the original structure. When layers are melted, a change in the structure of cast iron is observed at the boundary with the layer and in the layer at the boundary with the base.

The changes are associated with the partial melting of the base metal and the activation of diffusion processes in the boundary zone heated to a high temperature.

Melting of the base metal causes its mixing with the material of the layer and the formation of a new alloy different in structure from the base and layer.

Increase at the boundary of the layer of a coarse mixture of phases (fig. 10, 11) can be explained by the diffusion of carbon and iron into the layer of cast iron and steel in the case of PGSR4 and PGSR3. A thin layer of a single-phase alloy is formed at the boundary with unmolten metal.

A change in the structure of cast iron, a layer with an increased content of ferrite is formed at the border, which can be explained by the diffusion of the graphitizing element nickel in the cast iron.



Fig. 10. Structure of the molten layer of PGSR 4 a – coarse mixtures; b - thin mixtures, ×1000



Fig. 11. Structure of the boundary zone of the molten layer a - coverage of PGSR4; b - coverage of PGSR3, ×1000

## Structure and properties of coatings from PGSR 4 + 40% Cr<sub>3</sub>PRO<sub>2</sub>

The structure and hardness of coatings in the molten state, as well as after annealing and after hardening, were studied. Fused coatings are generally characterized by good density, although slightly less than PGSR coatings without chromium carbides.

The increase in porosity is due to the fact that single large pores or even their accumulation are observed in some areas at the boundary of the layer and the base metal. Obviously, these are areas that had a poor connection with the matrix in the filed state. Larger accumulations of gases in such places do not have time to diffuse to the surface and coagulate in place.

The structure of the molten layer is presented in (fig. 12) In all coatings, the structure of the layer is heterogeneous in depth and two zones are observed: in one, connected to the substrate, there is a clearly defined oriented columnar dendritic structure of the cast metal: in the other, the structure is more homogeneous, without noticeable orientation. After etching, three zones with different metallographic structures are defined in the layer:

I – the zone of the layer reaching the surface is characterized by a uniform distribution of homogeneous secretions;

II – the middle zone, which is characterized by non-homogeneous allocations in size;

III - the zone of the layer adjacent to the substrate has a dendritic structure.

We assume that the noted structure of the layer is due to the peculiarities of its melting by surface gas-plasma heating.



Fig. 12. General type of coating layer of PGSR +40% Cr<sub>3</sub> PRO<sub>2</sub>, ×400

Surface heating is characterized by a temperature gradient along the depth, which can be noticeably affected by the melting of such a heterogeneous structure, which must have a sputtered layer of PGRS4+40% Cr<sub>3</sub>O<sub>2</sub>.

The formation of the sputtered layer occurs by the sequential stacking of individual particles of PGRS4 and  $Cr_3O_2$  carbide. Chromium carbide has a melting point significantly higher than the alloy of the NiC rS i B system (the melting point of  $Cr_3 O_2$  is 1830 ... 1895 °C) [8]. Therefore, it can be assumed that the carbide particles will not completely melt in the plasma and enter the layer semimelted, keeping the monocrystalline structure in the main volume. The metallographic and X-ray structural analysis of the original powder mixture testifies to the polycrystalline structure of the original  $Cr_3O_2$  carbide powder. PGRS4 powder consists of spherical particles , while carbide particles have a polygonal shape and are single crystals. Even on an X-ray image taken from a rotating column, the carbide powder is represented by reflex lines. Particles of carbides have a high microhardness equal to 15800 ... 17800 MPa (table 4).

Material	Hardness	Roller wear, g	Pad wear, g
Steel 38KHS	660	0.220	0.182
TVC hardening	000	0.330	0.182
PGSR4	710	0.247	0.136
PGSR4+40% Cr 3	760	0 102	0.080
PRO	700	0.102	0.089
PGSR4+40% Cr 3	640	0.164	0.006
PRO 2, hardening	040	0.104	0.090

Table 4 - Wear resistance of PGSR4 coatings under conditions of hydroabrasive wear

## Wear resistance of coatings made of alloys of the Ni-Cr- Si - B system

Wear resistance tests were carried out in connection with the goal of the task - to increase the wear resistance of piston rings operating in friction conditions with high shock loads and abrasive wear. For comparison, 38KHS steel, hardened by TVC, was tested.

It follows from the obtained experimental data that coatings with Ni- C- Si- B- alloys significantly increase the wear resistance of products, while reducing the wear of the joint of the part. The addition of  $Cr_3PRO_2$  carbides increases the wear resistance of the coating by more than three times compared to steel 38KHS. Hardening of coatings with chromium carbide additives slightly reduces the wear resistance of the coating, but still leaves it at a fairly high level. This allows us to assume that if

there is a need, the product can undergo heat treatment together with the coating. The possibility of applying the PGSR4 coating to increase the wear resistance of cast iron was tested in industrial conditions. After grinding, the depth of the layer was 1200  $\mu$ m, the surface cleanliness was 6. Under the studied operating conditions, the piston rings fail after one month of operation due to intensive and very uneven wear of the outer surface. The filing rings were removed for control after three months of operation. After operation, the surface of the sleeve acquired the appearance of a polished product ( $\nabla$  9) without any local surface disturbances . The conducted studies allow us to say that the coating of products with alloys of the Ni-Cr - Si - B system is a reliable method of increasing the wear resistance of parts operating under conditions of abrasive wear together with the corrosive influence of the environment, and can be recommended for practical use.

## Conclusions

The conducted studies showed:

1. Ni - Cr - Si - B alloys significantly increases the wear resistance of piston rings, while reducing the wear of the connected part. The addition of carbides increases the wear resistance of the coating by more than three times compared to steel 38KHS.

2. Coating products with alloys of the Ni - Cr - Si - B system is a reliable method of increasing the wear resistance of parts operating in conditions of abrasive wear, compatible with corrosive effects on the environment, and implemented in industry.

3. Quenching of coatings with chromium carbide additives slightly reduces the wear resistance of the coating, but leaves it at a sufficiently high level. This allows us to assume that, if necessary, the product can be subjected to heat treatment together with the coating.

4. The possibility of applying PGSR4 coatings to increase the wear resistance of cast iron piston rings was tested under the conditions of operation of protective sleeves of water pumps. After grinding, the depth of the layer is I 200  $\mu$ m.

5. The work was implemented by the State Enterprise "Zavod named after Malyshev" with an economic effect of UAH 60,000. for a year.

## References

1. Harkunov D.M. Selectively transfer in nodes friction / D.M. Harkunov, I.V. Kragelskyi, A.A. Polyakov - K.: Transport, 2009. - 104 p.

2. Anisimov E. Air-plasma spraying thermal powders / M.I. Anisimov // Collection. GTNP-91. - 200 1 - P. 13-19.

3. Bilashchenko V.V. The effective temperature of the substrate during exposure high temperature jet in the process spraying / V.V. Bilashchenko, V.A. Vakhalin, V.V. Kudinov, Yu.B. Chernyak // Physics and chemistry processing materials. - 201 4. - No. 4-5. – pp. 22–26.

4. Semenov A.P. Creation wear-resistant and anti-friction coverage in and layers on surfaces friction of new machine parts methods / O.P. Semenov // Friction and wear. - 200 2. - Vol. 3. - P. 401-411.

5. Trefilov V.I. Structures and properties materials and coatings from compositions chromium carbide/V.I.Trefilov, Yu.S. Borisov, R.A. Alfintseva and others // Powder metallurgy . - 2001. - No. 11. - P. 74-80.

## ОБҐРУНТУВАННЯ ВИБОРУ НАНОМОДИФІКАТОРІВ ЛИВАРНИХ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ<sup>6</sup>

# Цокур Н.І., аспірантка, Мороз Я.В., аспірант ДНУ ім. Олеся Гончара

Анотація. Вивчено вплив модифікування дисперсними композиціями на зеренну структуру та механічні властивості промислових алюмінієвих сплавів. Алюмінієві сплави АЛ4, АЛ4С АК7ч модифікували дисперсним порошком B<sub>4</sub>C розміром часток до 200 нм. Розрахована кількість модифікатору для введення у розплав. Проведені плавки сплавів АЛ4, АЛ4С АК7ч у вихідному стані та з обробкою розплавів Mg<sub>2</sub>Si. Встановлено залежності розміру частинок та кількості модифікатора на механічні властивості сплавів. Встановлено механізм взаємодії модифікатора з алюмінієвим розплавом під час кристалізації.

**Ключові слова:** алюмінієвий сплав, структура, механічні властивості, дисперсний модифікатор.

## JUSTIFICATION OF THE CHOICE OF NANOMODIFIERS FOR FOUND ALUMINUM ALLOYS

# Tsokur N.I., postgraduate, Moroz Ya. V., postgraduate DNU named after Oles' Ghonchar

**Abstract.** The effect of modification with dispersed compositions on the grain structure and mechanical properties of industrial aluminum alloys was studied. Aluminum alloys  $A\Pi 4$ ,  $A\Pi 4C$  AK7c were modified with dispersed B4C powder with a particle size of up to 200 nm. Calculated amount of modifier to be introduced into the melt. Smelting of AL4, AL4C, AK7c alloys in the initial state and with  $Mg_2Si$  melt processing was carried out. The dependence of the particle size and the amount of the modifier on the mechanical properties of the alloys was established. The mechanism of the interaction of the modifier with the aluminum melt during crystallization has been established. **Key words:** aluminum alloy, structure, mechanical properties, disperse modifier.

#### Вступ

Створення дисперсних матеріалів безпосередньо пов'язано з розробкою і застосуванням нанотехнологій. На установках плазмохімічного синтезу можна отримувати широкий спектр нанодисперсних сполук, а саме: карбіди, нітриди, карбонітриди, силіциди різних елементів (Si, Al, Ti, V, Mo, W та ін.), а також нанодисперсні порошки чистих металів [2-4]. У вітчизняному машинобудуванні широко застосовують нержавіючі сталі, ливарні і деформовані алюмінієві та магнієві, титанові та нікелеві сплави. Для відповідальних деталей машинобудування можуть бути корисні перспективні напрямки з обробки наномодифікаторами сплавів різних систем легування.

## Аналіз публікацій

Модифікування дисперсними композиціями різних сплавів широко досліджувалося у наукових працях Большакова В.І., Сутугина А.Г., Сабурова В.П., статтях та наукових роботах багатьох видатних вчених галузі матеріалознавства [1,3,8]. Дослідження модифікування дис-

<sup>&</sup>lt;sup>6</sup> Науковий керівник проф., д.т.н. Калініна Н.Є.
персними композиціями алюмінієвих сплавів є продовженням робіт, пов'язаних з даною тематикою. В роботах [6,7] наведено існуючи способи модифікування сплавів різними видами композицій. Але відсутні данні з використання модифікаторів у нанодисперсному стані.

### Мета і постановка задачі

Метою роботи є встановити вплив модифікування дисперсними композиціями на структуроутворення та механічні властивості алюмінієвих сплавів. Задачі досліджень провести дослідно-промислові плавки алюмінієвих сплавів. Дослідити структуру та механічні властивості сплавів у литому стані до і після модифікування.

### Основний матеріал досліджень

Матеріалом дослідження є алюмінієві сплави АЛ4, АЛ4С, АК7ч. Дисперсний Mg<sub>2</sub>Si отримано методом плазмохімічного синтезу. Проведені дослідно-промислові плавки алюмінієвих сплавів. Досліджено структуру та механічні властивості сплавів у литому стані. Хімічний склад сплавів наведено у таблиці 1.

Сплав	Al	Si	Mg	Mn	Sb	Fe
АЛ4	Ba	9,2	0,3	0,3		1,0
АЛ4С	она	9,2	0,3	0,3	0,18	0,9
АК7ч	ŏ	6-8	0,2-0,4	до 0,5		до 1,5

Таблиця 1 — Хімічний склад сплавів АЛ4, АЛ4С, АК7ч, %

З урахуванням принципу про кристалографічну і розмірну відповідність ізоморфності кристалічних решіток алюмінію і тугоплавких сполук встановили, що модифікаторами алюмінієвих сплавів можуть бути карбіди кремнію, ніобію і бору, а також карбіди і нітриди титану, цирконію. Як ефективний модифікатор ливарних алюмінієвих сплавів запропоновано дисперсний порошок Mg<sub>2</sub>Si розміром часток до 200 нм, який отримано методом високотемпературного плазмохімічного синтезу.

Дія нерозчинних додатків, ізоморфних до алюмінію, аналогічність впливу розчинних елементів дотримується лише тоді, коли кількість нерозчинного додатку перевищує кількість кристалів, що утворилися довільно за тих самих умов [5]. Таким чином, зі збільшенням кількості нерозчинного додатку, зокрема частинок Mg<sub>2</sub>Si, розмір зерна спочатку зменшується, а потім буде постійним.

Механізм впливу дисперсних частинок Mg<sub>2</sub>Si на формування структури доевтектичних алюмінієвих сплавів під час кристалізації полягає в тому, що основна їх маса виштовхується фронтом кристалізації в рідку фазу і бере участь у подрібненні структурних складових сплаву [6].

На механічні властивості алюмінієвих сплавів суттєво впливають розміри частинок зміцнювальної фази [8]. Промислові експерименти з застосуванням дисперсних частинок у широкому діапазоні розмірів 10...20; 30...40; 50...60 і 90...200 нм виявили, що зі зменшенням розмірів частинок до 100 нм межа міцності сплаву АЛ4 зростає з 110 до 260 МПа. Мікроструктура сплаву АЛ4 до і після модифікування приведено на рисунку 1.



Рис. 1. Мікроструктура сплаву АЛ4, а – до модифікування, б – після модифікування х100

У вихідному стані виявлено крупнозеренну структуру з середньою площею 15,6 мм<sup>2</sup>. Після модифікування досягнуто подрібнення зерна до 7,6 мм<sup>2</sup>.

Для визначення оптимальної кількості модифікатора виконали промислові плавки та випробування зразків, що пройшли термічну обробку за режимом Т6 (гартування і штучне старіння).

Подальше збільшення кількості модифікатора від 0,10 до 0,25% в сплаві АЛ4 суттєво не впливає на механічні властивості, а за вмісту більше 0,25% незначно знижується параметр  $\sigma_B$ . Незначне зниження межі плинності сплаву АЛ4 спостерігали під час введення більше 0,1 мас. % модифікатора Mg<sub>2</sub>Si.

Таким чином, механічні характеристики ливарного алюмінієвого сплаву АЛ4 значно підвищуються за рахунок введення у розплав 0,1 мас. % нанодисперсних частинок. Досягнуто наступний рівень властивостей сплавів: σ<sub>в</sub> – 260 МПа, δ – 7,2 %, що на 10 % вище показників міцності та на 8,2% вище показника пластичності сплавів у вихідному стані.

Якість ливарних алюмінієвих сплавів під час модифікування залежить від багатьох чинників: природи дисперсної фази, температури розплаву, режимів його перемішування під час введення частинок. Під час вивчення впливу температури на ступінь засвоєння тугоплавких частинок Mg<sub>2</sub>Si встановлено, що за певної для даного розплаву температури спостерігається максимум їх засвоєння. Характерною особливістю результатів досліджень, виконаних з різними тугоплавкими композиціями в алюмінієвих сплавах, є досягнення максимуму засвоєння частинок за нижнього значення температури розплавів.

### Висновки

Вивчено фізико-хімічні властивості дисперсного модифікатора. Проведено промислові плавки ливарних сплавів АЛ4, АЛ4С, АК7ч у вихідному стані та з обробкою розплавів порошковим модифікатором. Встановлено механізм взаємодії дисперсного модифікатора з алюмінієвим розплавом під час кристалізації. В результаті дослідження досягнуто значне подрібнення зеренної структури модифікованих сплавів. Встановлено залежності розміру часток та кількості модифікатора на механічні властивості ливарних алюмінієвих сплавів. Досягнуто наступний рівень властивостей сплавів: ов – 260 МПа,  $\delta$  – 7,2%, що на 10% вище показників міцності та на 8,2% вище показника пластичності сплавів у вихідному стані.

## Література

1. Большаков В.І., Куцова В.З., Котова Т.В. Наноматеріали і нанотехнології. – Дніпропетровськ : ПДАБА, 2016. – 220 с.

2. Калініна Н.Є., Никифорчин Г.М., Калінін О.В. та ін. Структура, властивості та використання конструкційних наноматеріалів: Монографія – Львів: Простір. – 2017. – 304 с.

3. Солнцев Ю.П., С.Б. Бєліков, І.П. Волчок, С.П. Шейко. Спеціальні конструкційні матеріали. Запоріжжя: «ВАЛПІС-ПОЛІГРАФ». 2010. 536 с.

4. Кузін О.А., Яцюк Р.А. Металознавство та термічна обробка металів: Підручник – Львів: Афіша, 2002. – 304 с.

5. Алюміній та сплави на його основі // В.З. Куцова, Н.Е. Погребна, Т.С. Хохлова та ін. – Дніпропетровськ: Пороги. 2004. – 136 с.

6. Young- Domd K., Zin-Hyoung L. The effect of grain refining and oxide inclusion on the fluidity of AL-4,5Cu-0,6Mn and A356 alloys // Mater. Sci. and Eng. – 2003. - №12. – P. 372-376.

# ENVIRONMENTALLY SAFE TECHNOLOGY FOR INCREASING THE DURABILITY OF HYDRAULIC HAMMER PARTS<sup>7</sup>

# Tunyk V., student of group MC-51-21, KhNAHU

Abstract. The object of research is the processes of detonation spraying of important parts of hydraulic hammers with the formation of special structures and properties of surface layers of parts to increase durability in difficult operating conditions. The purpose of the work is to solve the scientific and technological problem of increasing the durability of the working parts of heavy-duty machines based on the use of detonation spraying for contacting surfaces of hydraulic hammer parts. Research method – metallographic, microscopic and X-ray studies, bench tests of the durability of hydraulic hammer parts. In the work, studies on the application of this method were carried out. Test results of parts strengthened by this method are shown , which indicate an increase in the wear resistance of parts by 1.3 times compared to the original version. Structural changes that occur during the test 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.

**Keywords:** hydraulic hammer, detonation spraying, wear resistance, surface treatment, hardness, durability.

# ЕКОЛОГІЧНО БЕЗПЕЧНА ТЕХНОЛОГІЯ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ ДОВГОВІЧНОСТІ ДЕТАЛЕЙ ГІДРОМОЛОТА

# Тунік В., ст. гр. МС-51-21, ХНАДУ

Анотація. Об'єктом дослідження є процеси детонаційного напилення відповідальних деталей гідромолотів з формуванням особливих структур і властивостей поверхневих шарів деталей для підвищення довговічності в складних умовах експлуатації. Метою роботи є вирішення науково-технологічної проблеми підвищення довговічності робочих органів важконавантажених машин на основі використання детонаційного напилення контактних поверхонь деталей гідромолотів. Метод дослідження — металографічні, мікроскопічні та рентгенівські дослідження, стендові випробування на довговічність деталей гідромолотів. В роботі проведені дослідження щодо застосування даного методу. Наведено результати випробувань деталей, зміцнених цим методом, які свідчать про підвищення зносостійкості в 1,3 рази в порівнянні з вихідним варіантом. Структурні зміни, що відбуваються при випробуванні в поверхневих шарах деталей, характерні для явищ вторинного зміцнення з меншим рівнем твердості, ніж на деталях попередніх варіантів.

*Ключові слова:* гідравлічний молот, детонаційне напилення, зносостійкість, обробка поверхні, *твердість, довговічність.* 

#### Introduction

The problem of effective development industries industry of Ukraine, especially the machinebuilding complex, includes 2 main ones directions.

The first is this development new ones materials that combine in themselves different properties, for example, high coefficient friction with low intensity wear and tear, high strength with plasticity. For systems that work in extreme the necessary conditions materials with special properties - corrosion, wear, radiation - resistant.

<sup>&</sup>lt;sup>7</sup> Робота виконана під керівництвом професора Глушкової Д.Б.

Second the direction is modern technologies processing, with the help of whose you can provide in detail the necessary combination necessary properties, leaving from operating conditions.

Currently, they are practically absent reliable criteria for optimizing the composition and structures coverage, in particular, obtained at high-energy influences, and prognostication him working capacity in conditions friction, because of dependencies strength and wear resistance coatings in id many factors related with properties are connected materials and technology parameters their application, often occurs necessity determine the values of the quantities are experimental.

In touch with hereby installation theoretical and technological foundations of formation predicted structures and properties of important parts of construction machines at high-energy influences to increase their wear resistance and durability is important and an actual problem.

The solution given problems will open wide opportunities forecasting and management functional characteristics of important parts of construction machines in a wide range of operating conditions and will provide significant increase their longevity.

### Working principle and requirements for the hydraulic hammer

Hydro hammer irreplaceable when destroyed solid rocks, concrete, frozen soil and brick buildings (fig. 1). At the same time productivity variable equipment determine energy and the beat frequency.

The analysis of the work of the hydraulic hammer showed that the longevity of its operation depends on the main working tools: picks, hammer, bushings and the body of the hydraulic hammer (fig. 2).

The body of the hydraulic hammer - the pickaxe - is prone to wear. The tip of a hydraulic hammer can have different shapes: conical, pyramidal, shovel, chisel. The choice of the shape of the peak depends on the type of material to be destroyed.



Fig. 1. Configurations of hydraulic hammer peaks



Fig. 2. Broken spade

In addition to various design features, the strength and durability of the tool are significantly influenced by the choice of material from which it is made, and how correctly the heat treatment is performed. So, the main reasons for the breakdown of the worker tool hydraulic hammer is:

- Pare diverse lateral load in progress works that create bending;
- Incorrect working angle (non-perpendicularity tool surface is collapsing material);

- " Idle " work;
- Low temperature;
- Mechanical and thermal damage;
- Unqualified surfacing or sharpening;
- Shortage lubricants;
- Corrosion;
- Wear and tear;
- Important parts hydraulic hammer is working peen and guide bushings.

Peen is the main element of the hammer. A fight is this certain mass m, which is required move to some distance from tool and to disperse to given speed V to the side tool [1]. In order to disperse fight to the right speed, to him necessary to attach the corresponding force, the magnitude of which is defined pressure working family and the area on which it acts this pressure as well gas pressure in the pneumatic chamber and appropriate area the end of the striker on which it acts gas pressure.

One with the main causes of destruction fights is fatigue metal, specialists allocate sufficient attention study and determining the reasons for leaving failure of the relevant parts of the hydraulic hammer, as well as on the increase their reliability and durability (fig. 3). On these properties hydraulic hammer has a great impact are doing applied materials, technology production and constructive features [2-5].



Fig. 3. Hammer striker (general view) and fatigue failure of the hammer striker in the process operation

In series and works show that chemical and thermal processing workers surfaces hydraulic hammer allows solve only private tasks

Study experience application high energy sources energy, as well as new ones made up coatings for workers surfaces allows assume docility their use for promotion term services responsible parts of hydraulic hammers.

### **Research methods**

Methodology for determination of hardness and microhardness of coatings.

To detect changes in the surface areas, as well as to control the quality of the coating, hardness measurements were carried out. This method makes it possible to carry out 100 % control of parts, tests are not destructive, measurements can be carried out directly on the parts. The Rockwell method was used for the study, which is usually used to study heat-strengthened material.

To determine the hardness of individual particles, as well as its anisotropy in different areas of the coating, the microhardness measurement method was used in the work.

When choosing the load, we were guided by the fact that the minimum thickness of the coating should exceed the depth of the impression by no more than 10 times. If the thickness of the coating is unknown, several measurements were taken, successively increasing the load. If the material of the base metal does not affect the measurement result, then the obtained microhardness values of the coating will be close.

Determination of the depth of the riveted layer of the friction surfaces was carried out using the PMT-3 device. The essence of the technique is that the measurement of the microhardness of the

friction surface is carried out under different loads on the diamond pyramid from 0.02 HV to 2 HV, while the depth of the introduction of the pyramid h is determined by calculation:

$$h=\frac{z}{7},$$

where z - is the length of the diagonal of the diamond pyramid imprint.

Metallographic, electron microscopic and X-ray studies.

When choosing the number of samples, their sizes, location and plane of cuttings, they are guided by the tasks of microstructural analysis. Transverse samples are usually cut out, the plane of study of which is located perpendicular to the coating.

When cutting the samples, the cutting tool moved from the restored layers to the base metal. Otherwise, the probability of delamination of the coating increases due to the occurrence of tensile stresses when the tool reaches the surface. It is required that the samples are not heated to high temperatures during cutting, as the occurrence of additional stresses caused by the temperature gradient leads to cracking of the coating or its peeling. In addition, it is possible to change the structure of the base metal due to heating or defamation.

Polishing was carried out with diamond pastes. Etching of the examined surface - with a 4% solution of nitric acid to detect the border between the base and the coating.

The structures were studied and photographed on a MIM-7 microscope at magnifications of  $\times$  (70-1000) times.

To detect the structures of bronze coatings and cast bronze coatings, cast bronzes were used pickling agents of the following compositions:

1. Iron chloride - 3,5 r; hydrochloric acid - 35 ml; ethyl alcohol - 75 ml.

2. 10% aqueous solution of ammonia with washing with methyl alcohol.

3. 10% aqueous solution of ammonium persulfate.

The structure of coatings and powders from chromium-nickel alloys was revealed by a 50 % solution of HCl in alcohol, as well as by electrolytic etching in a 10% aqueous solution of chromic anhydride.

The structures were studied and photographed on a MIM-7 microscope at a magnification of (70 - 1000) times. The structure of the steel-molybdenum coating was revealed sequentially by etching steel particles and molybdenum particles with various reagents. For steel particles, a reagent was used: 30 ml of nitric acid, 40 ml of hydrochloric acid, 40 ml of water; for molybdenum particles - 10 rred blood salt, 10 ml - caustic soda, 100 ml of water.

Electron microscopic and micro X-ray spectroscopic studies were conducted to establish the relationship between the conditions of recovery through worn layers, their microstructure and operational characteristics .

Electron microscopic studies were performed on a UEM 100 ML microscope using varnish replicas manufactured according to standard methods.

The structure of the surface before and after operation was studied using a SEM scanning electron microscope at an accelerating voltage of 30 kV in a wide range of magnifications from 20 to 10 thousand times. To analyze the phase composition of the base metal and coating, X-ray structural phase analysis was performed on the URS-50 unit.

The amount of residual stresses in the near-surface layers was determined on the DRON-2 installation by the method of repeated oblique surveys in the radiation of a copper anode with a graphite monochromator. Vacuum-annealed  $\alpha$ -Fe and Ni powders were used as a standard. The profile of the diffraction line was constructed by points. The exposure time of one point was 20 s for ferrite and 100 s for titanium nitride.

Methodology of bench tests.

In order to determine the influence of different types of strengthening on the durability of the hydraulic hammer, its parts after strengthening by various methods were tested on the bench (fig. 4).

We studied the working parts of the hydraulic hammer , which were manufactured and heattreated to a hardness of 42-44 HC. Tests were performed on the stand in the amount of 1000 load cycles. After every 250 cycles, the device was dismantled, inspected and the nature of damage to the working surfaces was recorded.

After 1000 load cycles, the reduced diameter of the casing channels in the shear zone increased to the point where 125,3 mmthe strikers in the "N" zone wore out by 0,3 mm, in the "F" zone - by 0,35 mm. Peak wear is 0.3 and , respectively 1,2 mm.

The initial signs of wear of the working surfaces of the parts in the form of small scratches appeared at the peak in the "F" zone after 250 load cycles, on the bushing in the "B" zone after 450 cycles, and on the upper parts (the striker and the body), respectively, after 300 and 500 cycles.



Fig. 4. Test stand hydraulic hammer (general look)

The tested parts of the device were cleaned of soot, washed in kerosene and subjected to metallographic studies.

The central part of the striker (zone "F") has the appearance of a diameter spot 40 MMwith a smoothed surface (fig. 5). Around the central spot, ring zones with a relief formed by intermittent short folds are visible, with a general radial orientation.



Fig. 5. The nature of damage to the surfaces of the hull and striker



Fig. 6. Nature of damage to the surface of the pin and sleeve

The "M" zone, adjacent to the "N" zone, covers about half of the surface. They show the wear of surface volumes of metal in the form of protrusions and depressions (grooves).

Zone "B" extends to the lower part of the surface, and is characterized by intense metal plating with the formation of a shiny, smoothed, flaking surface.

Zone "E" is characterized by wear and slander of surface volumes of metal.



Fig. 7. Striker after operation: wear of the surface

On the cross-section of the case (from "A") it is observed formation nodes seizure metals, slander and wear and tear surface layer. In zones "B" and "C" defamation and micro cutting metal with education folded relief, oriented along the channel forming the hull (fig. 6). On the surface of the hull channel (zone "D") is observed wear, slander and shelling surface riveted layer.

On the surface of the hull channel, there are soot and colors variability (fig. 7).

Character of wear pike and bushings are almost identical damage upper parts. It is noted more intensive wear and tear peaks in the "M" and "F" zones in comparison with corresponding zones of the fight. Quality material of parts.

Name detail and	Directly in a row	W Mechanical and so on properties						
	samples in	σ <sub>B</sub> , MPa	σ <sub>0.2</sub> ,	δ,	Ψ,	KCV,		
			MPa	%	%	$L/cm^2$		
1	2	4	5	6	7	8		
	that 's it	1450-1460	1360–1370	14.0-15.0	56.0-59.0	48		
Body and body	tangent - ts and alne	1460	1360–1370	13.0	45.0	40–42		
	that 's it	1440–1450	1330–1370	13.0-14.0	54.0-56.0	34		
Because he k	tangent - cial	1440-1490	1350–1410	12.0-13.0	42.0-43.0	34–82		
	axial	1465–1480	1370–1390	14.0-16.0	54.0-59.0	46–48		
Bushing	tangent - ts and alne	1475	1400–1410	13.0	48.0-	48		
Work and tools (	that 's it	1320	1250-1260	16.5-17.0	62.0-64.0	68–72		
p and ka )	tangent - ts and alne	1310-1320	1250	15.0-17.0	54.0-56.0	54–58		

Table 1 - Mechanical properties material of parts at a temperature of 20 °C

Material of the studied parts according to the chemical composition is satisfactory requirements operation.

Hardness material corps, fights and of peaks is almost the same in the cross section of the parts and is:

body - HRC 43–45;	fight - HRC 43–44;
sleeve - HRC 42–44;	p i ka - HRC 39–40.
	- f

Mechanical properties the material of parts was determined on cut samples axial and tangential directions at 20 °C (table 1). Results tests mechanical properties are listed in table. 2. Analysis of table 2 allows do conclusion that mechanical properties case material, striker, bushings and peaks at 20 °C satisfy requirements operation

When researching macrostructures it was established that the metal of the parts is dense, defects metallurgical origin absent (fig. 8-10).



Fig. 8. Structural changes materials of the body and striker



Fig. 9. Structural changes materials of picks and bushings



Fig. 10. Macrostructure in the diametrical plane: a - housings; b - bushings

The microstructure is of the sorbite type, uniform in the section of the parts.

Pollution body metal, striker, bushings and pike non-metallic inclusions is almost the same, and is evaluated with a score of 1.5 GOST 1778-70 scale. They are observed sulfo-silicate and oxide inclusion.

## Study of wear resistance of parts reinforced by detonation spraying

### **Conditions for strengthening treatment**

Detonation coatings, which are a type of gas-thermal coatings, due to their higher characteristics, are increasingly being used in various industries. Due to the highest characteristics (adhesion strength to the substrate up to 250-280 (MPa) detonation spraying may be better for strengthening and restoring responsible and loaded parts and assemblies.

It has been established that coatings based on tungsten carbide from powders obtained by the spheroidization method have the highest adhesion strength with the substrate and high hardness. This is explained by the fact that the dissolution of WC in Co (Ni) partially occurs already when the powder is obtained.

During sputtering, this process continues, as a result of which the solid solution has the maximum degree of saturation.

monocarbide decay occurs, which has a negative effect on the quality of the sputtered coating. In addition, brittle double carbides  $Co_3W_3C$  are formed, which deteriorate the properties of the sprayed layer. In powders obtained by the spheroidization method, the carbide component is better protected. Modes of the sputtering process also significantly affect the structural-phase composition of coatings and, therefore, their properties. The structure of the coating is most strongly influenced by:

- the composition of the working mixture of gases;
- place of introduction of powder into the barrel;

- the degree of filling of the barrel with the working mixture.

The adhesion strength of combined coatings with a sublayer of VK-25 to the substrate reaches 200-250 MPa, Rockwell hardness - up to 70 units.

A distinctive feature of detonation spraying is the cyclical nature of powder supply to the surface of the processed part at a speed exceeding the speed of sound. The cyclic sputtering process is obtained with the help of detonation units, the schematic diagram of which is presented in fig. 11.

The device includes a detonation gun, powder and combustible gas dispensers, and an ignition system. The protective chamber is formed by a part that is sprayed (4) and two covers (5, 6), one of which is installed on the barrel (1) of the gun and is equipped with an elastic element. The gun is mounted on a horizontal movement mechanism (7), it consists of a barrel, a combustion chamber (2) and an accelerating part (3).

The expansion part is formed by bending the end of the trunk along the radius to a right angle with a conical narrowing at the end with a ratio of diameters from 1/3 to 1/4. The barrel and the accelerating part of the detonation gun are located inside the sprayed part. The part is rotated by the mechanism (8). The possibility of detonation spraying of the internal surfaces of parts to increase their wear resistance is provided.



Fig. 11. Scheme of detonation devices

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 4), in specified portions, gas - nitrogen or air - finely dispersed powder is blown 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 the sputtering particle 7 through the barrel to the surface of the part 6 at a speed determined by the geometry of the barrel and the composition of the gas.

The process of forming coatings by detonation spraying is complex and insufficiently studied. In many ways, it is similar to the process of plasma sputtering. The similarity lies in the fact that the adhesion of particles to the substrate and to each other can occur in the molten and solid states. Bonding strength is ensured mainly by sputtering with molten and fused particles, which spread and crystallize on the surface of the substrate due to chemical interaction.

At the same time, the detonation sputtering process, unlike the continuous plasma sputtering process, is cyclical, the powder particles are given higher speeds, which determines the features of the coating formation mechanism.

In detonation sputtering, the speed of particles, unlike plasma sputtering (100-200 m/s), reaches 400-1000 m/s. Therefore, in addition to thermal activation, a significant influence on the mechanism and kinetics of the formation of sprayed layers is exerted by plastic deformation in the zone of collision between the particles and the substrate. However, the main contribution to the formation of coatings during sputtering is made by thermal activation.

The working surfaces of the parts were strengthened by spraying VK25 alloy (80%) and PT-NA-01 binder (Ni 91%, Al 9%). The thickness of the sprayed layer is 0.1 mm. 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 Ra values of 4.8-5.4 on the body and bushing and to 2.8-3.7 on the striker and pike. The wear resistance of parts reinforced by detonation spraying was studied by means of bench tests.

The initial signs of failure of the strengthened layer were detected at the peak after 400 load cycles. Risks-bumps in zones "M" and "F" for the fight, see (fig. 9) appeared after 1300 cycles, on the sleeve after 1050 load cycles and on the body after 1700 cycles. The tests were carried out in the amount of 1800 cycles.

Measurements of the tested parts show that the specified 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 wear of 1.2 mm.

### Crack formation and characteristics of the structural state of the material of parts

During the test, cracks formed on all the examined parts of the device (fig. 12, fig.13). On the sleeve, cracks up to 0.05 mm deep are single and are observed only in the "C" zone. Cracks are visible on the body in zones "A", "B" and "C", with a depth of 0.25 mm, 0.4 mm and 0.1 mm, respectively. There are no cracks in zone "D". Cracks were also not found on the pique and pique in the "N" zone. There are cracks with a depth of 0.3–0.4 mm 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 took place, only in the "M" zone of the case and the bushing are the remains observed coating up to 20 microns thick. 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. Structural transformations are observed on the body and sleeve in zones "A" and "B" to a depth of about 0.2 mm on the body and 0.15 mm on the sleeve.



Fig. 12. Structural changes material of the case and striker, strengthened detonation spraying



Fig. 13. Structural changes material pike and bushings, strengthened detonation spraying

Hardness the material of the parts is: sleeve – NRS 43; pika - NRS 33-40; corpus - HPC 42-43; fight - NRS 43.

Microstructure the material of fine-dispersed sorbite-type parts buildings.

The results tests mechanical properties the material of the tensile parts is given in (table 3). From table 2 it can be seen that mechanical properties material peaks after the test is not complete satisfy to the requirements that are presented.

	Direction	Mechanical properties						
Name details	trimmings of samples	σ <sub>в</sub> , МРа	σ <sub>0.2</sub> , MPa	δ, %	Ψ, %			
	axial	1480–1490	1350–1360	14.0	49.5			
corps	tangent - cial	1490	1360	11.0–12.0	39.0			
	axial	1490	1390	12.0	39.0-42.0			
fight	tangent - cial	1480–1490	1360–1390	14.0	51.0			
bushing	axial	1470–1480	1390-1400	12.0–12.5	45.0			
bushing	tangent - cial	1480	1400	13.0–14.0	52.0-54.0			
1 .	axial	1320–1325	1250	15.0–16.0	54.0			
physiogholmy	tangent - cial	1310	1230–1240	13.0	42.0-47.0			

Table 2 - Mechanical material properties of reinforced parts by detonation on sawing

# Conclusions

1. The test results of parts reinforced by detonation spraying show that an increase in wear resistance is achieved by 1.8 times compared to the original (not subjected to special strengthening) version.

2. Location of damage zones and their character on the details, strengthened detonation spraying, similarly observed on parts manufactured without additional strengthening

3. Damage to parts consists in wear and sprayed cover, slander, formation burr furrows.

4. Structural changes that observed in the surface layers of details, characteristic of phenomena secondary hardening

#### References

1. Wenzel E.S., Glushkova D.B. Determination of the optimal parameters of the ion-plasma coating on the surface of the cutting elements of earth-moving vehicles // Visnyk KHNADU, 2013. - Issue. 6.-S. 53-58.

2. Hlushkova D.B. Increasing the operational properties of parts of friction pairs by applying ionoplasma coatings / D.B. Hlushkova, V.P. Tarabanova, Yu.V. Ryzhkov // Oldodub readings: Collection. Proceedings Conf. - Ch. II. –Dnipropetrovsk: DDA of Architecture and Construction. –2011. –P. 132–135.

3. Hlushkova D.B. Visualization of friction surfaces / D.B. Hlushkova, V.P. Tarabanova , E.A. Nesterenko // Science in Europe -2012: materials of the international scientific and practical. conf. –Warsaw, 2012. –Vol. 46. –Z. 60–65.

4. Hlushkova D.B. Study of the relationship between the structure of steel and the condition of the friction surface after wear tests / D.B. Hlushkova, V.P. Tarabanova, E.A. Nesterenko // Key issues in modern science: matter. 8th International scientific and practical. conf. – Bulgaria, Sofia. –2012. –Vol. 31. –P. –84-88.

5. Study of the condition of the friction surface after various types of heat treatment /D.B. Hlushkova, V.P. Tarabanova , E.A. Nesterenko, A.V. Zhavkin // Naterialy VII international practical conference "DNY VEDY-2012", Prague, 27.03-5.04.2012. –P.53 –55

6. White V.A. The influence of ionoplasma coating on the operational properties of parts operating under conditions of alternating temperature voltages/V.A. White, D.B. Hlushkova, V.P. Tarabanova / / Coll. of science works of Frantsevich Institute "Scientific Notes", 2013. – Issue 42. –Z. 50-54.

# ПІДВИЩЕННЯ ЗНОСОСТІЙКОСТІ ВІДНОВЛЕНИХ ДЕТАЛЕЙ ПОКРИТТЯМ ІЗ ЗАСТОСУВАННЯМ МОДИФІКУВАННЯ ВТОРИННОЮ СИРОВИНОЮ<sup>8</sup>

# Руденко М.В., ст. гр. МС-36т1-21, ХНАДУ

Анотація. Розглянуто спосіб модифікування з використанням магнітної складової вторинної сировини для зміцнення та відновлення поверхонь зношених деталей, виготовлених з низьколегованих та вуглецевих марок сталей. Досліджено вплив технології модифікування покриття магнітної складової детонаційної шихти при наплавленні на структуру, твердість та зносостійкість відновленого шару. Встановлено, що застосування запропонованого способу збільшує зносостійкість відновленої деталі на 25%.

**Ключові слова:** наплавка, низьколеговані сталі, детонаційна шихта, магнітна складова, зносостійкість.

# INCREASING THE WEAR RESISTANCE OF STRENGTHENED AND RESTORED PARTS BY COATING USING MODIFICATION WITH SECONDARY RAW MATERIALS

# Rudenko M.V., st. of gr. MC-31-20, KhNAHU

**Abstrac.** The method of modification using the magnetic component of secondary raw materials for strengthening and restoring the surfaces of worn parts made of low-alloy and carbon grades of steel is considered. The effect of the technology of modification of the coating of the magnetic component of the detonation charge during surfacing on the structure, hardness, and wear resistance of the restored layer was studied. It was established that the use of the proposed method increases the wear resistance of the restored part by 25%.

Key words: surfacing, low-alloy steels, detonation charge, magnetic component, wear resistance.

### Вступ

В даний час у ремонтному виробництві для виробів з вуглецевих низьколегованих сталей, особливо схильних до інтенсивного зносу і руйнування робочих поверхонь, ефективно використовуються технології відновлення деталей наплавленням. Для підвищення твердості, жаро- та корозійної стійкості зношеної поверхні сталевих та чавунних деталей машин проводять наплавлення низьковуглецевою сталлю, з подальшим електролітичним боруванням наплавленого шару . Однак, такий спосіб формування наплавленого шару призводить до збільшення частки неметалевих включень, які в умовах експлуатації схильні до фарбування та додаткового абразивного зносу, а також сприяють пошкодженню робочих поверхонь. Крім того, при підвищенні температури в осередку тертя такі неметалеві включення будуть концентраторами напруги.

Пропонуються різні способи формування легованих зносостійких покриттів, нанесених як суцільним шаром, так і розташованих островами на поверхні деталей. Але відомі способи не забезпечують рівномірного структуроутворення і однорідної концентрації легуючих компонентів перерізу наплавленого шару.

Найбільш поширеними та актуальними на даний момент є технології модифікування покриття в процесі наплавлення підвищення механічних властивостей нанесеного шару. Використання вторинної детонаційної сировини для модифікування поверхонь є ефективним

<sup>&</sup>lt;sup>8</sup> Робота виконана під керівництвом старшого викладача Омельченко Л.В.

напрямом досліджень, оскільки не потребує додаткових витрат на його одержання. Така сировина є результатом утилізації боєприпасів, що відслужили термін зберігання та використання.

### Мета та завдання дослідження

Метою роботи є дослідження можливості використання магнітної складової детонаційної шихти від утилізації боєприпасів як порошкова модифікуюча композиція при нанесенні покриття для забезпечення відновлення та підвищення зносостійкості виробів

До завдань досліджень входило вивчення різних способів відновлення поверхні виробів наплавленням, аналіз впливу магнітної складової детонаційної шихти на характеристики тертя, зносостійкість, твердість, а також встановлення впливу запропонованого способу нанесення покриття на структуру металу відновленого або зміцненого шару та оцінка розподілу компонентів при введенні такої модифікуючої присадки.

## Методика та результати досліджень

Для відновлення поверхні зношених виробів використовували комбінований спосіб електродугового наплавлення та модифікування наплавленого шару детонаційної шихтою, отриманої від утилізації боєприпасів. На спеціально підготовлену поверхню деталі при відновленні наносили покриття електродом з вуглецевої сталі з одночасним модифікуванням і використанням магнітної складової детонаційної шихти в кількості 10 - 15 %. Хімічний склад фракції: С – 2,87 – 4,5 %; Си – до 6,10 %; Fe – інше. З цих компонентів складається детонаційна шихта, яка включає: оксиди заліза, міді та дисперсні алмази, а також графіт.

Для спотворення впливу модифікування при наплавленні на різні типи покриттів були проведені порівняльні випробування. Відносну зносостійкість різних способів відновлення та модифікування поверхонь зношених деталей проводили та оцінювали за трьома варіантами:

-наплавлення електродом Е46 без введення добавок, що модифікують;

-наплавлення електродом E46 з обмазкою магнітної складової детонаційної шихти від утилізації боєприпасів;

-наплавлення із застосуванням шлікерного покриття та добавкою магнітної складової детонаційної шихти.

Для визначення трибологічних характеристик відновленого шару наплавленням були проведено випробування на зношування машиною тертя СМЦ - 2 за схемою Брінелля (дискколодка). Як середовище випробувань для зразків було обрано кварцовий пісок фракцією 0,25 - 0,4 мм, який безперервно подавався в зону тертя. В якості контртіла для зразків використовували диск діаметром 50мм, який виготовлений з сталі X18H10T. Навантаження на зразки становило 100H на шлях тертя 100м та при швидкості ковзання 785 м/с.

Для вимірювання величини зношування зразків використовували лабораторні ваги марки WA-200. Проведені випробування на знос у середовищі кварцового піску показали, що наплавлення електродом 946 з модифікуванням його покриттям магнітної складової детонаційної шихти збільшує зносостійкість відновленої деталі на 25 %. При цьому даний тип наплавлення також істотно знижує знос деталей, що сполучаються на 37 %.

З отриманих даних випливає, що добавка магнітної складової детонаційної шихти вигляді шлікерного покриття при наплавленні трохи знижує зносостійкість (10%) відновленої деталі і трохи підвищує знос контртіла (на 4 %). Такий ефект пов'язаний із неоднорідним засвоєнням присадки, яка нерівномірно розподіляє відновленого шару.

Проведені дослідження показали, що зміна покриття магнітної складової детонаційної шихти суттєво збільшує зносостійкість відновленої деталі. Однак введення добавки у шлікерне покриття не призводить до бажаного результату. Для дослідження структури металу нанесеного шару та однорідності розподілу компонентів модифікуючої композиції у покритті використовували мікро рентгеноспектральний аналіз, який проводили на растровому електронному мікроскопі JOL JSM-6390LV при прискорюючій напрузі 20kV. Дослідження всієї поверхні проводили зі збільшенням до 500 крат. Локальний аналіз здійснювали за великих збільшеннях до 10000 крат.

Проведеними дослідженнями було виявлено, що структура наплавленого покриття електродом 346 без введення добавок, що модифікують, містить велику кількість включень (рис. 1, а), хімічний склад яких наступний: Al - 0,67 %; Si - 7,91 %; Ti - 1,52%; Mn - 10,64 %; Fe - 79,25 %.



Рис. 1. Неметалеві включення при наплавленні без модифікування ×100

Така неоднорідність хімічного складу отриманого наплавленого покриття негативно впливає на властивості відновленої поверхні та призводить до зниження зносостійкості. Істотний внесок у незадовільну якість наплавленої поверхні робить і дендритна структура

Проведеним аналізом чотирьох зон літали (відновленою із застосуванням шлікерного покриття та добавкою магнітної складової дитонаційної шихти): наплавлення, перехідного шару, зони термічного впливу та основного металу встановлено, що даний метод доцільно використовувати для наплавлення на вироби з низьколегованих сталей, тому що його легко коригувати за змістом присадок, що вводяться.

При наплавленні електродом 346 з обмазкою магнітної складової детонаційної шихти забезпечується підвищення зносостійкості виробу за рахунок збільшення мікротвердості покриття з H-50-230-240 до H-50-260-275, зменшення розміру зерен у відновленому шарі з 40-60 мкм до 15 – 20 мкм.

У ході досліджень було встановлено, що при використанні модифікуючої добавки менше 10% частини дроту для наплавлення не досягається рівномірного подрібнення зерен, а більше 15% сприяє появі неметалевих включень за рахунок часткового розчинення оксидів, що входять до складу такої вторинної шихти. Введення магнітної шихти при наплавленні знижує рівень напруг (оцінено згідно з показниками коерцитивної сили), який зменшується в 1,2 - 1,4 рази в порівнянні з покриттям без додавання модифікатора.

### Висновки

У роботі порівняно досліджено три різні способи відновлення деталей наплавленням та оцінено можливість застосування магнітної складової детонаційної шихти від утилізації боєприпасів як порошкова модифікуюча композиція при нанесенні покриття для забезпечення відновлення та зміцнення виробів, виготовлених з низьколегованих та вуглецевих марок сталей.

Проведено дослідження впливу модифікування на твердість, зносостійкість та структуру відновленого шару. Аналізуючи отримані результати, можна зробити висновок про те, що спосіб наплавлення з добавкою магнітної складової детонаційної шихти дозволяє коригувати споживчі якості відновленої поверхні виробів та підвищити їхню зносостійкість на 25 % за рахунок зменшення розміру зерен у 3 рази, зниження напруги у 1,2 - 1 ,4 рази та підвищення твердості на 15 %. Це дозволяє продовжити термін експлуатації та уникнути передчасного руйнування деталей.

### Література

1. Скобло Т. С. Новий спосіб відновлення деталей/Т.С. Скобло, А.В. Тихонов, І.М. Рибалко / Збірник наукових праць ХНАДУ: "Автомобільний транспорт". – Харків, 2012. Вип. 31. – С. 124-128.

2. Патент України N° 19594 А, С23С 8/00, 25.12.1997. Спосіб відновлення сталевих та чавуннихдеталей машин.

3. Патент Ф No 2060143, B24B39/00, 20.05.1996. Спосіб зміцнення поверхонь деталейіндукційною наплавкою.

4. Патент України N° 47955, В23Н9/00, 15.07.2002. Спосіб формування зносостійких покриттів

5. Марков А.В. Використання вторинної сировини для модифікації при відновленні деталей наплавленням / А.В. Марков, Т.В. Мальцев // Матеріали VIII Міжнародної конференції молодих вчених та спеціалістів зварювання та споріднені технології 20-22 травня 2015 р. – К. – 2015. – С.112.

6. Скобло Т. С. Дослідження впливу способу наплавлення на властивості відновлюваного металу деталі/Т.С. Скобло, С.П. Романюк, Л.В.Омельченко // Вісник ХНТУСГ ім. П. Василенка «Ресурсозберігаючі технології, матеріали та обладнання у ремонтному виробництві». – Харків, 2017. Віп. 183. – С. 145-150.

7. Патент Nel17615 Україна, MIK B22D 19/08, B22D 19/10. Спосіб підвищення властивостей по- криттів модифікавнням при наплавленні / Т.С. Скобло, О.І. Сідашенко, С.П. Романюк, Л.В. Омельченка, І.М. Рибалко, О.О. Гончаренко, В.М.Заєць; заявник та патентоутримувач Т.С. Скобло. – ц 2017 01633. заявл. 20.02.17.; опубл. 26.06.17., Бюл. № 12.

# ВИКОРИСТАННЯ АУСТЕНІТНИХ СТАЛЕЙ ДЛЯ ВІДНОВЛЕННЯ ДЕТАЛЕЙ АВТОМОБІЛІВ

# Мельниченко О.А., професор, Ткач Р.Р., студент Національний транспортний університет

Анотація. Стаття присвячена проблемі розширення використання аустенітних сталей для виготовлення та відновлення деталей автомобілів. Визначено причини поліпшення оброблюваності, що полягають у попередньому виконанні частини роботи різання пластичним безстружковим деформуванням.

*Ключові слова:* аустенітні сталі, холодна пластична деформація, оброблюваність, дислокації, парамагнітні властивості.

# **USE OF AUSTENITE STEEL FOR RESTORATION OF VEHICLE PARTS**

# Melnichenko O.A., PhD., professor; Tkach R.R., student National Transport University

Abstract. This paper addresses problem of expanding the use of austenitic steels for the manufacturing and restoration of vehicles parts. It determined reasons for improvement of workability, which consist in preliminary execution of part of the work of cutting by plastic chipless deformation. **Key words:** austenitic steels, cold plastic deformation, workability, dislocations, paramagnetic properties.

## Вступ

Аустенітні сталі мають ряд специфічних унікальних властивостей. Серед яких: корозійно-, жаро- та зносостійкість, немагнітність, висока пластичність. Ці сталі застосовуються при виготовленні таких деталях, як: зубці ковшів екскаваторів, щоки каменедробарок, стрілкові рейкові хрестовини, лопатки газових і парових турбін, ротори парових і газових турбін, броньовані плити, деталі транспортних засобів: випускні колектори, глушники, карбюраторні голки, клапанні пластини компресорів, декоративні елементи кузову та салону автомобіля. У той же час аустенітні сталі мають вкрай низьку оброблюваність різанням.

#### Аналіз публікацій

На поліпшення оброблюваності використанням попереднього холодного пластичного деформування (ХПД) вказували багато вчених, серед яких Я.Г. Усачов, Е.К. Посвятенко, О.М. Розенберг, Я.Б. Немировський, Е.N. Trent, Н.Е. Enahoro [1–5] У той же час дослідження попередників не мали системного характеру, стосувались лише напрямку поліпшення оброблюваності пластичних маловуглецевих і низьколегованих сталей. Також у науковій літературі недостатньо інформації щодо застосування аустенітних сталей після холодної деформації для відновлення деталей автомобілів. Тому актуальним є пошук шляхів обробки аустенітних сталей та ключових факторів, що впливають на оброблюваність цих матеріалів і вибір перспективних методів поліпшення останньої за рахунок ХПД. З'ясована суттєва роль твердості та пластичності аустенітних сталей.

Дані аналізу дозволили встановити невирішені питання даної предметної області й указали на існування можливостей значного підвищення оброблюваності деталей автомобілів із аустенітних сталей шляхом ХПД. Тому *метою* нашого дослідження є поліпшення властивостей відновлюваних деталей автомобілів, виготовлених із аустенітних сталей, шляхом попереднього їх зміцнення холодним пластичним деформуванням.

Щоб досягти поставленої мети необхідно вирішити такі завдання: визначити роль дислокаційного механізму та фазових структурних перетворень, ініційованих ХПД, на оброблюваність аустенітних сталей; встановити вплив попередньої ХПД на механічну обробку аустенітних сталей; розробити метод деформаційного зміцнення пластичних металевих матеріалів ХПД; побудувати основу типових технологічних процесів для виробництва і відновлення деталей автомобілів із аустенітних сталей.

### Результати досліджень та їх обговорення

Розроблено метод об'ємного холодного пластичного деформування металевих матеріалів, який полягає у поперечному стисканні циліндричних заготовок перпендикулярно осі. При силах стиснення до 63 МН забезпечується величина деформації до 90%. Виконаним дослідженням установлена роль збільшення густини дислокацій на один-два порядки та фазових структурних перетворень «аустеніт-мартенсит», ініційованих холодною пластичною деформацією, на поліпшення оброблюваності аустенітних сталей за рахунок поліпшення контактних процесів на передній поверхні інструменту, зокрема зменшення повної довжини контакту на 50–60% і середнього коефіцієнта тертя з 2–2,5 до 0,9–1,5. Для підтвердження структурних змін аустенітних сталей вивчено зміну густини дислокацій за допомогою електронного мікроскопу PEM–106 I (рис. 1) та зміну фазового складу на рентгенівському дифрактометрі Rigaku Ultima IV.



Рис. 1. Дослідження густини дислокацій на РЕМ-106 I

Наступним етапом виконувались дослідження впливу ХПД на зміну парамагнітних властивостей аустенітних сталей. В результаті чого було встановлено позитивний характер структурних перетворень парамагнітного стану у частково феромагнітний під дією ХПД, що сприяло підвищенню оброблюваності аустенітних сталей. Коерцитивна сила та магнітна індукція сталі 12Х15Г9НД досліджувались за допомогою коерцитиметра ІКС8–3 та мілітеслометра ТПУ.

Попереднє ХПД дозволяє отримати сприятливі для наступного процесу механічної обробки стискуючі напруження. Величина цих напружень перевищує межу текучості зміцнених аустенітних сталей у 1,5–3 рази. Стискуючі залишкові напруження особливо важливі також і для формування поверхневих захисних шарів (покриттів) при виготовленні та ремонті деталей із аустенітних сталей.

При нанесенні покриттів на зношені деталі автомобілів методами інженерії поверхні, які дозволяють отримувати поверхневі шари товщиною понад 0,5–1 мм, актуальним стає питання залишкових напружень у поверхневих шарах. Для повернення початкових експлуатаційних властивостей аустенітних сталей слід рекомендувати середньотемпературне відпускання (температура нагрівання 350–500 °C). Особливістю структури є пластичність аустеніту і зерниста форма карбідних фаз.

На рис. 2 наводяться зміни основних механічних властивостей сталі 08Х18Н10 після середнього відпускання. Перед відпусканням сталь було піддано холодній деформації ( $\varepsilon = 67$  %) та низькошвидкісній механічній обробці (v = 26,5 м/хв).



Рис. 2. Зміна механічних характеристик аустенітної сталі 08Х18Н10 від температури відпускання. Штриховими лініями обмежена рекомендована область температур середнього відпускання

### Висновок

В результаті виконаних досліджень розроблено і запропоновано для виробництва технологію виготовлення та відновлення деталей автомобілів за наступною послідовністю основних операцій: холодне пластичне деформування – механічна обробка – повернення початкових властивостей деталей середнім відпусканням у захисному середовищі на основі аргону. Технологія рекомендується для деталей газорозподільчого механізму, наддуву дизелів, ходової частини, зокрема гусеничної, систем вихлопу відпрацьованих газів тощо.

### Література

1. Trend Edward M., Wright Paul K. Metal cutting. Boston: Butterworth–Heinemann, 2000. 446 p.

2. Enahoro H.E. Effect of cold-working on chip formation in metal cutting. Ann. C.S.R.P., 1966. №3 (13). P. 251–261.

3. Розенберг А.М., Розенберг О.А. Механіка пластичного деформування в процесах різання та деформуючого протягування. Київ: Наук. думка, 1990. 320 с.

4. Посвятенко Е.К., Аксьом П.А., Будяк Р.В. Основні напрямки поліпшення оброблюваності деталей із аустенітних сталей // Вісник Національного транспортного університету. Серія: "Технічні науки". Наук.-техн. зб. К.: НТУ, 2016. Вип. 1 (34). С. 370 – 377.

5. Інженерія деталей, оброблених протягуванням / Е.К. Посвятенко, Я.Б.Немировський, С.Є. Шейкін та ін. Кропивницький, 2021. 466 с.

# ШВИДКІСНИЙ ВІДПАЛ ХОЛОДНОКАТАНИХ ПОЛОС ІЗ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ<sup>9</sup>

# Даниленко О.С., ст. гр. МС - 41-19, ХНАДУ

Аннотация. Установлены оптимальные параметры скоростного режима непрерывного рекристаллизационного отжига тонколистового холоднокатаного проката из деформируемых алюминиевых сплавов ( АД1, АМц, АМг3) для получения мягкого состояния со свойствами, соответствующими полученным после традиционного разупрочняющего отжига в садочных печах. Определен интервал (от 10 до 15 %) степени механического наклепа отожженного сплава АД1 с целью получения оптимальных показателей повышенной прочности в сочетании с достаточной пластичностью для возможности изготовления изделий методами холодного деформирования с глубокой, а иногда и сложной, вытяжкой листа и гладкой качественной поверхностью.

*Ключевые слова*: деформируемые алюминиевые сплавы, тонкий лист, скоростной нагрев, рекристаллизационный отжиг, наклеп, структура, технологическая пластичность, вытяжка листовая штамповка.

# SVIDKISNIY VIDPAL OF COLD ROLLED STRIPS IZ ALUMINUM ALLOYS

# Danilenko O.S., st. of gr. MC - 41-19, KHNADU

Annotation. The optimal parameters of the high-speed mode of continuous recrystallization annealing of thin-sheet cold-rolled products from wrought aluminum alloys ( $A \square 1$ ,  $A M \mu$ , A M z 3) to obtain a soft state with properties corresponding to those obtained after traditional softening annealing in cage furnaces. The interval (from 10 to 15%) of the degree of mechanical hardening of the annealed  $A \square 1$  alloy was determined in order to obtain optimal indicators of increased strength in combination with sufficient ductility for the possibility of manufacturing products by cold deformation methods with deep, and sometimes complex, sheet drawing and a smooth high-quality surface.

*Keywords*:wrought aluminum alloys, thin sheet, high-speed heating, recrystallization annealing, work hardening, structure, technological plasticity, drawing sheet forging

#### Вступ

В сучасній промисловості алюмінієві сплави займають перше місце за обсягом виробництва серед кольорових металів і широко використовуються майже в усіх галузях народного господарства. В якості конструкційного матеріалу для виробів, які працюють в умовах значних навантажень левова частка припадає на холоднокатаний листовий прокат, що не підлягає термічній обробці, а зміцнюється пластичним деформуванням – це сплави систем A1– Мц та A1– Mg, які також можуть містити у невеликій кількості легувальні елементи (Fe, Si, Zn, Ti) для зміцнювального ефекта за рахунок розчину у твердій основі алюмінію та виділенню надлишкових фаз.

В залежності від потреб, і головним чином, від необхідних механічних властивостей, в різних сферах промисловості алюмінієвий прокат використовують у відпаленому, напівнагартованому та нагартованому станах. Враховуючи, що з листового холоднокатаного прокату вироби виготовляються холодним деформуванням, найбільш поширеною термічною обробкою є рекристалізаційний відпал для зняття наклепу і підвищення технологічної пластичності з ме-

<sup>&</sup>lt;sup>9</sup>Робота виконана під керівництвом професора Дощечкіної І.В.

тою покращення здатності до деформування. Однак традиційний відпал в садкових печах не завжди забезпечує необхідний гарантований рівень технологічних та механічних властивостей, гарну якість поверхні заготовок для виготовлення виробів різного призначення, які зазначені у технічних умовах на продукцію або у підвищених вимогах споживача. Тому вирішення цих питань є актуальним.

## Стан питання

Із тонколистового холоднокатаного прокату вироби виготовляють за допомогою технологій холодного листового штампування, яке має ряд незаперечних переваг – високий коефіцієнт використання металу, достатньо малі енерговитрати, доволі низька собівартість продукції при масовому виробництві [1,2]. Для холоднокатаних листових алюмінієвих сплавів, що не зміцнюються термічною обробкою, з метою підвищення пластичності і покращення штампування використовують рекристалізаційний і низький відпал рулонного прокату в садових печах [2,3,4].Однак такий відпал часто не забезпечує сучасних вимог до властивостей прокату, так як не враховується вплив на якість виробу тривалості нагрівання, атмосфери конструкції печі та методу управління нею. Як наслідок, у практиці підприємств, які виготовляють деталі із листових заготовок методами холодного штампування, нерідко має місце неякісне штампування заготовок, що призводить до відчутних економічних втрат, бо алюмінієві сплави мають доволі високу вартість (у порівнянні зі сплавами на основі заліза приблизно в 5 разів дорожчі). Методів покращення здатності до деформування вже готового листа не існує, бо садкові печі термічної обробки використовують рулонний прокат і для покращення якості заготовок не придатні. Також не можливо на промисловому обладнанні отримати окремі рулони прокату з підвищеними властивостями та покращеною якістю поверхні на вимогу споживачів. Як свідчить наш досвід [5] та нечисленні літературні дані [6], покращити властивості та здатність до якісного деформування і тим самим зменшити брак заготовок, призначених для холодного штампування виробів, можна шляхом застосування відпалу з безперервним швидкісним електронагрівом холоднокатаного листа контактним способом. Вирішенню цієї важливої проблеми і присвячена робота.

### Мета і постановка завдання

Метою роботи є розробка оптимального режиму швидкісного рекристалізаційного відпалу для підвищення технологічної пластичності при збереженні міцності та покращення штампування листових холоднокатаних заготовок із деформівних алюмінієвих сплавів, що не зміцнюються термічною обробкою.

Вирішувалися наступні завдання: встановити оптимальні температурно – часові параметри швидкісного безперервного відпалу готових заготовок із холоднокатаного алюмінієвого прокату для отримання необхідного рівня механічних властивостей, які б забезпечили бездефектну їх деформівність та здатність до вельми глибокого витягування при виготовленні виробів методом холодного штампування; рекомендувати раціональні енергоекономні параметри швидкісного відпалу для отримання м'якого стану та ступінь зміцнення після відпалу для забезпечення напівнагартованого на нагартованого стану заготовок для виробів в залежності від їх експлуатаційних умов та технічних вимог споживача до готової продукції.

# Матеріал і методики досліджень

Як об'єкт дослідження обрані тонколистові заготовки із холоднокатаних деформівних алюмінієвих сплавів АД1, АМц, АМг3, що не зміцнюються термічною обробкою.

З метою знеміцнення холоднокатані стрічки товщиною 1мм, стрічки піддавали безперервному рекристалізаційному швидкісному відпалу в агрегаті з теплообмінними контактними барабанами. Дослідження мікроструктури проводили за допомогою металографічного мікроскопа UIT MicroMet – І–102 ВD. Для виявлення мікроструктури використовували травник для протравлювання сплавів на основі алюмінію – 10 г гідроксиду натрію на 100 мл води.

Механічні властивості визначали після випробування на розтяг за стандартними методиками

Оцінку якості поверхні листа оцінювали за шорсткістю поверхні, що регламентується ГОСТ 4784-97 Шорсткість і профіль поверхні визначали за допомогою профілометрапрофілографа TR 200, відповідно до стандарту ISO 4287-1997.

Здатність до витягування при холодному штампуванні листових алюмінієвих сплавів у різному стані оцінювали технологічною пробою за Еріксеном. Для випробування застосовували зразки у вигляді стрічки шириною 40 мм при товщині листа 1 мм. Довжина зразка забезпечувала видавлювання трьох лунок з відстанями між центрами не менше ширини зразка і від кінців не менше половини цього розміру.

## Результати досліджень

При відпалі метал нагрівався зі швидкістю від 5 °С/с до температур від 250 до 400 °С з інтервалом в 50 °С. Видержка при температурі нагріву дорівнювала 5 хв, охолодження на повітрі.

При відпалі метал нагрівався зі швидкістю від 5 °C/с до температур від 250 до 400 °C з інтервалом в 50 °C. Видержка при температурі нагріву дорівнювала 5 хв, охолодження на повітрі.

На рис. 1 показані графіки залежності механічних властивостей досліджуваних алюмінієвих сплавів від температури нагріву під відпал. Наведені результати дозволяють виявити температури відпалу, що забезпечують поєднання властивостей міцності та пластичності, які відповідають вимогам ГОСТ 13726 – 97 (табл. 1), а саме :

– для сплаву АД1 320 °С,
– для сплаву АМц 270 °С,
– для сплаву Амг3 300 °С.



Рис. 1. Залежність механічних властивостей сплавів АД1 (а), АМц (б), АМг3(в) від температури нагріву при відпалі

Отримані після відпалу механічні властивості відповідають вимогам ГОСТ і гарантують якісне холодне штампування при виготовленні виробів.

Збільшення часу видержки від 5 до 30 хвилин при рекомендованих температурах відпалу суттєво не вплинуло на показники механічних властивостей. Металографічні дослідження також не виявили помітних змін мікроструктури сплавів, відпалених за різними режимами.

Аналіз мікроструктур показав, що у досліджуваному інтервалі видержок при рекомендованих температурах відпалу розмір зерна а – фази змінюється в межах одного номера. Структура усіх досліджених сплавів після відпалу при визначених температурах повністю рекристалізована, дрібнозерниста, однорідна (рис. 2).

Таблиця 1 – Механічні властивості холоднокатаних алюмінієвих сплавів, шо відпалені при оптимальній температурі

Сплав	Одержані після відпалу		Вимоги ГОСТ 13726 – 97	
	бв, МПа	δ, %	бв, МПа	δ, %
АД1	95	22	95	20
АМц	166	20	165	18
АМг3	185	18	185	15



Рис. 2. Мікроструктура сплавів АД1(а), АД1 (а), АМц (б), АМг3(в) після відпалу при рекомендованих температурах з видержкою 5 хв; × 250

З метою визначення впливу швидкості охолодження на властивості зразки алюмінієвих сплавів нагрівалися зі швидкістю 5 °C/с до 350 °C, видержувалися при цій температурі протягом 5 хвилин, а потім охолоджувалися на повітрі, у воді, та з піччю. Після різних варіантів термообробки визначалася мікротвердість, значення якої наведені у табл. 2.

Таблиця 2 – Значення мікротвердості після різних режимів охолодження з температури нагріву 350 °С

Сплав	Значення мікротвердості, Нµ5 середовище охолодження						
	повітря	вода	пічь				
АМц	23	24	22				
ΑΜΓ2	43	44	49				
АМг3	24	25	43				

Отримані результати показали, що швидкість охолодження практично не впливає на мікротвердість холоднокатаних алюмінієвих сплавів, які зазнали повної рекристалізації у процесі відпалу.

Для отримання гарантованого комплексу властивостей, що характеризують м'який стан досліджуваних алюмінієвих сплавів згідно ГОСТ 13726 - 97, а також якісне штампування у хо-

лодному стані, швидкісний рекристалізаційний відпал належить проводити з дотриманням енергетично економних параметрів, які наведені в табл. 3.

Сплав	Швидкість нагріву, °С/с	Температура нагріву, °С (не нижче)	Видержка, хв.	Середовище охолодження
АД1	від 4 до 5	320 - 330	5	повітря
АМц	також	270 - 280	також	також
АМг3	також	300 - 310	також	також

Таблиця 3 – Оптимальні параметри швидкісного рекристалізаційного відпалу холоднокатаних алюмінієвих сплавів

Треба зазначити, що згідно із стандартом "Листи з алюмінію та алюмінієвих сплавів. Технічні умови" поверхня листів усіх груп обробки повинна бути глянсова або матова, без тріщин, рванин, розшарування, бульбашок перепалу, плям шлакових включень. Параметр шорсткості поверхні листа повинен бути не більшим за Ra = 1,25 мкм згідно ГОСТ 2789. Щоб переконатися про відповідність якості поверхні листа цим вимогам була визначена шорсткість поверхні після безперервного швидкісного відпалу. Отримані профілограми свідчать, що висота рельєфу поверхні досліджених сплавів в межах Ra = 1,18 – 1,22 мкм.

Таким чином, проведені експерименти свідчать про доцільність швидкісного безперервного рекристалізаційного відпалу холоднокатаних стрічок із алюмінієвих сплавів товщиною від 0,8 до 1,0 мм: формується однорідна структура за довжиною та шириною полоси, більш високі характеристики міцності та пластичності порівняно з відпалом в садових печах. Крім того значно покращена якість поверхні: менша шорсткість, відсутній нагар та механічні пошкодження від транспортування, що здійснюється при швидкісному відпалі на повітряній подушці.

Для отримання відпалених заготовок з підвищеною міцністю за замовленням споживача було використане холодне пластичне деформування обтиском. При холодному деформуванні відбувається руйнування міжкристалічних прошарків та запресовування таких дефектів, як усадкові пори та раковини, що забезпечує більш щільний контакт в середині кристалітів і приводить до зміцнення металу. Механічні властивості після різного ступеня деформування відпалених досліджених сплавів ілюструє рис. 3.

Як відомо, від ступеня нагартування залежить наскільки підвищується міцність сплаву, і як зменшуються його пластичні характеристики. Як видно з рис. 1.3 найкращий комплекс властивостей забезпечуються обтискуванням від 15 до 20 %. При підвищенні рівня нагартовки з більшою інтенсивністю зростає тимчасовий опір, що призводить до погіршення штампування, згинання та зниження інших технологічних характеристик металу.

Найбільш антикорозійним є сплав АД1, потім йдуть сплави алюмінію з магнієм та марганцем.

Сплав АД1 у м'якому стані має відносно високе подовження, тому його використовують для виробництва напівфабрикатів, заготовок та безлічі готових виробів (труби, резервуари, цистерни, посуд, холоднотягнуті профілі, тощо). Враховуючи, що значна кількість виробів для здійснення процесів формозміни потребують різноманітних видів складної холодної пластичної деформації (розтягування, загинання, обтиснювання, сплющування), листовий прокат в цих випадках повинен мати не тільки високу пластичність, але і здатність до глибокого витягування. Для оцінки цієї дуже важливої технологічної властивості постало питання зробити випробування на витягування за методом Еріксена.



Рис. 3. Механічні властивості алюмінієвих сплавів в залежності від ступеня холодного деформування обтисненням

В роботі [7] наведені дані глибини видавленої за Еріксеном лунки для відпаленого алюмінієвого листа зі сплаву АД1 різної товщини, який призначений для глибокого витягування (табл. 4).

Таблиця 4 – Глибина лунки при випробуванні на видавлювання відпалених листів сплаву АД1 різної товщини

Матеріал	Гл	Глибина сферичної лунки, мм для товщини металу, мм								
	0,2	0,4	0,6	0,8	1,0	1,2	1,4	1,6	1,8	2,0
Сплав листовий для глибокого ви- тягування	7,6	8,7	9,2	9,5	9,9	10,2	10,7	11,1	11,2	12,7

Результати наших випробувань на видавлювання за Еріксеном листів із алюмінієвого сплаву АД1 у різному стані і різної товщини наведені на рис. 4.

З рис. 4 витікає, що для відпаленого листа товщиною 1 мм після швидкісного відпалу за рекомендованою технологією глибина видавленої лунки дорівнює 1,15 мм (крива 1), що перевищує показники в табл. 4 [7] і свідчить про можливість якісного холодного штампування з глибоким, і навіть складним, витягуванням.



в різному стані

Для напівнагартованого на 15 % листа глибина лунки 9,8 мм (крива 2), що майже відповідає відпаленому стану метала у табл. 4 і гарантує можливість глибокого витягування при виготовленні із заготовок готових виробів методами холодної обробки тиском. Що стосується нагартованого на 40% листа, то він до такої обробки не придатний, бо глибина лунки дорівнює 6,2 мм (крива 3) і на її поверхні фіксується округла тріщина, бо так нагартований метал є крупнозернистим, тож певною мірою є більш крихким.

#### Висновки

1. Встановлено можливість та доцільність безперервного швидкісного рекристалізаційного відпалу холоднокатаних смугових та стрічкових заготовок зі сплавів АД1, АМг3, АМц товщиною від 0,5 до 1,2 мм з метою підвищення технологічної пластичності без втрати міцності та поліпшення холодної обробки тиском при отриманні готових виробів.

2. Розроблені раціональні енергоекономні режими відпалу, які забезпечують холоднокатаним листовим сплавам повністю рекристалізовану дрібнозернисту структуру з найкращим поєднанням характеристик міцності і пластичності та високої якості поверхні.

3. Для відпаленого сплаву АД1, який в найбільших об'ємах використовується для напівфабрикатів у м'якому стані, встановлено інтервал ступеню (від 10 до 15 %) подальшого механічного нагартування з метою одержання показників підвищеної міцності в поєднанні з достатньою пластичністю, чого вимагає якісне виготовлення виробів методами холодного деформування з глибоким, а іноді і складним витягуванням.

4. Можливість легкого регулювання температурного режиму безперервного відпалу, а також рівномірний прогрів листа (полоси) дозволяють отримати метал із різним ступенем нагартування (наклепу) шляхом часткового знеміцнення холоднокатаного металу за рахунок неповної рекристалізації, чого не можливо досягти відпалом у садових печах.

5. Швидкісний безперервний рекристалізаційний відпал за розробленими температурно часовими параметрами можна рекомендувати для покращення штампування заготовок із вже готового листа деформівних алюмінієвих сплавів, що приведе до зменшення браку, економії металу і зниження економічних витрат при виготовленні тонколистової продукції холодною деформацією із глибоким і складним витягуванням.

### Література

1. Технологія конструкційних матеріалів: Підручник / М.А. Сологуб, І.О. Рожнецкий, О.І. Некоз та ін.. 2-ге вид. – К.: Вища шк. 2002. – 374 с.

2. Афтанділянц Є.Г. Технологія конструкційних матеріалів і матеріалознавство. Конспект лекцій. Ч.ІІ, Металознавство / Є.Г. Афтанділянц, О. В. Зазимко, К.Г. Лопатько, А.В. Поліщук. – Київ: НУБіП, 2017. – 322 с

3. Куцова В.З. Алюміній та сплави на його основі: Навчальний посібник. для студ. техн. вузів / В. З. Куцова, Н. Е. Погребна, Т. С. Хохлова, Т.М. Миронова, О.А. Носко; Нац. металург. акад. України. – Дніпропетровськ: Вид-ство «Пороги», 2004. – 135 с.

4. Кольорові метали та сплави : підручник для студ. вищ. навч. закл., які навч. за напрямом підготовки «Інженерне матеріалознавство» / В.П. Горбатенко, ДонНТУ, Донецьк: ДВНЗ «ДонНТУ», 2012. – 300 с.

5. Дощечкіна І.В. Зменшення браку листових заготовок зі сталі 08ю призначених для холодного штампування виробів // Вісник ХНАДУ. - 2021.-№94.- С. 47-54.

6. Jones W. Investigation of the effect of recrystallization annealing on the structure and mechanical properties of cold-rolled sheets of aluminum and its alloys.- 2000.

7. Vilitok Y.A.Statistical processing of the results jf drawing studies by the Eriksen metho.Technical sciences, issue 2, 2019

# ВИВЧЕННЯ ОСОБЛИВИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ НАНОДИСПЕРСНИХ МАТЕРІАЛІВ<sup>10</sup>

# Дідик Д.Ю., студент, Носова Т.Н., доцент Дніпровський національний університет імені Олеся Гончара

Анотація. Метою дослідження є вивчення фізико-хімічних властивостей нанопорошків карбідного класу SiC та TiC розміром часток 20-50 нм плазмохімічного синтезу. Встановлено наявність кристалічної решітки. Встановлено залежність питомої поверхні від розміру зерна. Ключові слова: нанодисперсні порошки, карбід SiC - TiC, питома поверхня, розмір зерна.

# STUDY OF SPECIAL PROPERTIES OF NANO-DISPERSE MATERIALS

# Didyk D.Y., student; Nosova T.N., docent; Dnipro National University named after Oles Honchar

Abstract. The purpose of the study is to study the physicochemical properties of SiC and TiC carbide class nano powders with a particle size of 20-50 nm by plasma chemical synthesis. The presence of a crystal lattice was established. The dependence of the specific surface on the grain size was established.

Key words: nano disperse powders, SiC - TiC carbide, specific surface area, grain size.

#### Вступ

Термін «нанотехнологія» вперше запропонував японець Н. Танігучі в 1974 р [7]. На можливість створення матеріалів з розмірами зерна менше 100 нм, що повинні відповідати високим вимогам та мати кращі властивості проти традиційних мікроструктурних, вказав німецький вчений Г. Глейтер у 1981 р. Він же і незалежно від нього І.Д. Морохов увели в наукову літературу поняття нанокристалів. Пізніше Г. Глейтер ввів також терміни нанокристалічні, наноструктурні, нанофазні, нанокомпозитні матеріали [1,2].

Сьогодні зацікавлення новим класом матеріалів у галузі як фундаментальної і прикладної науки, так і промисловості постійно збільшується. Це обумовлено такими причинами:

– прагнення зменшити розміри виробів;

- унікальні властивості матеріалів у наноструктурному стані;

– необхідність розробити і впровадити нові матеріали з якісно та кількісно новими властивостями.

## Аналіз публікацій

В роботах 1-3 приведенні данні о способах отримання, і структури основних вуглецевих наноматеріалів, карбідного та карбо-нітрідного класу [1-3]. В роботах 4, вивчено основні типи структур сталей і сплавів які оброблені нанодисперсними композиціями [4]. В публікаціях 5-6 досліджено структуру та властивості кольорових сплавів на основі алюмінію та нікелю з містять нанодисперсні композиції, але в цих публікаціях не відображається характерні особливості наноматеріалів [5, 6].

<sup>10</sup> Науковий керівник проф., д.т.н. Калініна Н.Є.

#### Результати досліджень та їх обговорення

Синтез в низькотемпературній плазмі здійснюють при високих температурах (6000-8000 К), що забезпечує високий рівень пересичення, більші швидкості реакцій і конденсаційних процесів. Плазмохімічна технологія забезпечує отримання ультрадисперсних порошків тугоплавких металів, сполук, а також композиційних об'єктів. В силу особливостей плазмохімічного синтезу розподіл часток, що отримуються, за розміром у більшості випадків достатньо широкий. Порошкові композиції отримані саме методом плазмохімічного синтезу на вискокочастотному обладнанні.

Також наведено такі параметри карбідів, а саме такі як: густина, температура плавлення, питома поверхня, та тип кристалічної решітки дисперсних сполук. Отримані дані наведено в таблиці 1.

Карбід	Густина г/см <sup>2</sup>	Температура	Питома поверх-	Тип кристаліч-
		плавлення °С	НЯ	ної решітки
TiC	4,92	3257	0,18	Кубічна
SiC	3,208	2540	0,92	Кубічна

Таблиця 1 – фізико-хімічні властивості нанодисперсних порошків карбіду

Причиною специфіки властивостей наноматеріалів є збільшення об'ємної частки меж поділу зі зменшенням розміру зерне або кристалітів у наноматеріалах (рис.1). При цьому можна виділити об'ємну частку таких складників: меж поділу, меж зерне і потрійних стиків. Об'ємну частку меж поділу можна оцінити за формулою 1:

$$\Delta V \Gamma P = 1 - [(D - s)/D]3, (формула 1)$$

де s – товщина меж поділу (~1 нм), а D – характерний розмір зерна або кристаліта. Об'ємну частку меж зерне – за формулою 2:

$$\Delta V_{\Gamma 3} = [3s(D-s)^2]/D^3$$
, (формула 2)

а об'ємну частку потрійних стиків – за формулою 3:

$$\Delta V_{TC} = \Delta V_{\Gamma P} - \Delta V_{\Gamma 3}$$
. (формула 3)

На рис. 1 подано розраховані за цими формулами залежності об'ємних часток від розмірів зерна.



Рис. 1. Залежність об'ємних часток меж поділу, меж зерне і потрійних стиків від розмірів зерна

Зі зменшенням розміру зерна від 1 мкм до 2 нм об'ємна частка між зерним складників (меж поділу) збільшується з 0,3 до 87,5 %.

### Висновки

Досліджено основні хіміко-фізичні властивостей нанопорошків карбідного класу SiC – ТіС з розміром 20-50 нм отримано плазмо-хімічним синтезом. Встановлено наявність кристалічної будови наночастинок – гранецентрованої кубічної решітки. Встановлено що об'єм часток меж поділу, меж зерне і потрійних стиків зменшується при збільшені розміру зерна.

### Література

1. Алюміній та сплави на його основі // В.З. Куцова, Н.Е. Погребна, Т.С. Хохлова та ін. – Дніпропетровськ: Пороги. 2004. – 136 с.

2. Матеріали металеві. Випробування на розтяг. – К.: Держспоживстандарт ДСТУ ЕN 10002–1:2006 Україна, 2006. – 40 с.

4. Большаков В.І., Куцова В.З., Котова Т.В. Наноматеріали і нанотехнології. – Дніпропетровськ: ПДАБА, 2016

5. Перспективні наноматеріали : навчальний посібник / Н.Є. Калініна, Т.В. Носова, С.І. Мамчур. – Д.: ДНУ ім. О.Гончара, 2022.

6. Н.С., Никифорчин Г.М., Калінін О.В., Маруха В.І., Кирилів В.І. Структура, властивості та використання конструкційних матеріалів – Львів, ФМІ ім. Карпенка, 2017. –300 с.

7. Engines of Creation 2.0: The Coming Era of Nanotechnology — Updated and Expanded, K. Eric Drexler, 2007.

# IMPERATIVES OF DEVELOPMENT OF ENVIRONMENTALLY CLEAN TECHNOLOGY IN MECHANICAL ENGINEERING<sup>11</sup>

### Orlova E., st. of gr. MC-51-21, KhNAHU

Abstract. The work is devoted to the actual problem: Increasing the durability of piston rings using a modern method of surface treatment. Solving this problem with the help of traditional methods of chemical and thermal treatment does not give stable industrial results, therefore, the development of the technology of using modern methods and the methodology of their testing is an important urgent task. For the first time in production conditions, a device was created that allows determining the influence of surface treatment methods on wear resistance, crack resistance and structural changes of bearing liners. To perform the work, methods of metallographic X-ray structural, electron microscopic analysis, and modern methods of hardness determination were used. The work describes the development and analysis of the applied coating by the method of two-wire metallization with a steel-molybdenum coating. The coating components - molybdenum and stainless steel (as well as the original materials themselves) have high corrosion resistance, which is not inferior to the corrosion resistance of character and cast iron, from which the rings are made.

Key words: piston, steel, durability, structure, molybdenum, corrosion.

# ІМПЕРАТИВИ РОЗВИТКУ ЕКОЛОГІЧНО ЧИСТИХ ТЕХНОЛОГІЙ У МАШИНОБУДУВАННІ

# Орлова Є., ст. гр. МС-51-21, ХНАДУ

Анотація. Робота присвячена актуальній проблем - підвищенню довговічності поршневих кілець сучасним методом обробки поверхні. Вирішення цієї проблеми за допомогою традиційних методів хіміко-термічної обробки не дає стабільних промислових результатів, тому розробка технології використання сучасних методів та методики їх апробації є важливим актуальним завданням. Вперше у виробничих умовах створено прилад, який дозволяє визначити вплив методів обробки поверхні на зносостійкість, тріщиностійкість і структурні зміни вкладнів підшипників. Для виконання роботи використано методи металографічного рентгеноструктурного, електронно-мікроскопічного аналізу та сучасні методи визначення твердості. У роботі описано розробку та аналіз нанесеного покриття методом дводротової металізації зі сталемолібденовим покриттям. Компоненти покриття - молібден і нержавіюча сталь (як і самі оригінальні матеріали) мають високу корозійну стійкість, яка не поступається корозійній стійкості хрому і чавуну, з яких виготовлені кільця.

Ключові слова: поршень, сталь, довговічність, структура, молібден, корозія.

# Introduction

The development of modern technology presents ever-increasing requirements for the performance characteristics of construction materials, the reduction of the metal content of parts, the increase of their economy, quality, and the development of scientific and technological foundations of surface strengthening of loaded parts of construction equipment based on the management of structural parameters and functional properties of coatings to ensure their reliability and longevity . In the complex of problems of increasing the reliability and durability of machines, a special place is occupied by the development of environmentally friendly technologies. Insufficient wear resistance of ma-

<sup>11</sup> Робота виконана під керівництвом професора Глушкової Д.Б.

terials limits the increase in the productivity of machines and their service life, increases the costs of repairs and spare parts. Far from always, the required set of product properties can be formed by traditional methods of heat and chemical treatments.

Currently, one of the problems of mechanical engineering is increasing the wear resistance of piston rings made of high-strength cast iron.

Electrolytic chromium coatings are widely used in the practice of domestic and foreign engineering, but they do not meet the environmental and safety requirements. Electrolytic chromium performs poorly on friction and wear at high temperatures, which leads to weakening; under certain conditions, it is prone to wet corrosion [1].

In this regard, the development of highly efficient, environmentally friendly technologies for increasing the durability of piston rings is quite important and relevant.

### **Relevance of development**

### Operating conditions of piston rings of parts of the cylinder-piston group

The piston rings of the parts of the cylinder-piston group work in stressful conditions, which are characterized by high temperatures (up to 1900  $^{\circ}$ C of the combustible mixture, up to 600  $^{\circ}$ C on the surface of the sleeve and up to 450 C on the piston skirt), pressures (up to 15 MPa) and an extremely unfavorable nature friction from liquid to dry during reciprocating motion.



Fig. 1. General view of rings

### Methods strengthening piston rings

At the same time, the main method of strengthening is chrome plating with a thickness of 0.15-0.50 mm [2]. Chromium coating has a number of advantages: high hardness (HV 950-1100), low tendency to sticking, low coefficient of friction of chromium on cast iron and steel, high corrosion resistance.

However, along with the advantages, this coating has inherent disadvantages: it is difficult to process, has low heat resistance, due to which it cracks during operation, does not hold oil well on its surface. In addition, electrolytic chromium plating is not stable due to the depletion of the solution and is environmentally hazardous.

The difference in the operating conditions of modern piston rings requires a differentiated approach to the selection of materials and their compositions for spraying wear-resistant coatings, taking into account economic feasibility. For the wide distribution of piston ring coatings in the domestic engineering industry, optimization of their composition and materials for specific types of machines and testing are necessary first of all [3].

#### **Research methodology. Research material**

Strengthening piston rings from high-strength cast iron, the composition of which is given in (table 1).

Cast iron	С	Si	Mn	Cr	No	Мо	Cu	Mg	Р
SC 25	3.2-3.4	1.4-1.7	0.6-0.9	_	_	_	_	_	≤0.3
HF 42	3.4-3.7	2.1-2.5	0.85- 1.3	0.15	1.2-1.5	0.6-0.9	0.3-0.4	0.03- 0.1	≤0.1

Table 1 - Chemical composition of gray and high-strength cast iron

Application of gas thermal coating.

The coating process includes the following operations: preliminary preparation of the surface of the product for coating, the coating process itself, further processing if necessary (melting, heat treatment, etc.). The operational properties of coatings depend on each of these operations.

Shot blasting was used to clean the sprayed surface and bring it out of thermodynamic equilibrium with the environment. A fraction with a grain size of 0.5-1.5 mm was used as an abrasive material. Blowing was carried out at a compressed air pressure of at least 0.4 MPa. The shotblasting zone was at least 3 mm larger than the spraying zone.

Modes of electric arc spraying of steel - molybdenum coatings on piston rings are indicated in the table. 2.

The positive pole is molybdenum. The speed of movement of the mandrel with piston rings should be within 60-95 rpm. The longitudinal movement of the apparatus along the frame with piston rings was made at a speed of 200-250 mm/min . The spraying distance is the distance from the point of intersection of the wires of the surface to be sprayed , and 100-110 mm. The coating is sprayed to a thickness of 0.8 (+ 0.1 MM).



Fig. 1. Scheme of application of gas thermal spraying

Determination of hardness and microhardness of coatings.

Measuring the hardness of various materials is one type of mechanical testing. In the method of measuring microhardness, small loads (from 2 to 200 g) are used, which is favorable for studying the microscopic structure of the material.

The price of the scale division on the drum of micrometric screws is 0.01 mm.

Table 2 -	Spraying mo	de steel - mo	lybdenun	n coating
	~ r,			

Parameters	Parameter values	
Coating composition, % by mass	Мо	50
	11X18M	50
Wire diameter, mm	Мо	2
	11X18M	2,3
Wire feed speed, m/min	Мо	3.8
	11X18M	3.8
Coating composition, % by volume	Мо	44
	11X18M	56
Voltage on the arc, V		40
Current strength, A	400	
Compressed air pressure, MPa	0.50-0.55	
Air nozzle diameter, mm	8	

As a pressed the indenter in the PMT-3 device uses a diamond pyramid with a square base and an angle at the base of 136°. During the test, the length of the diagonal of the impression is measured and the hardness number is calculated according to the following formula:

$$H = \frac{P}{S} = \frac{2P\sin\alpha/2}{d^2} = 1,854\frac{P}{d^2}.$$
 (1)

After finishing the taring of the device, the position of the loading mechanism is fixed with the handle of the stopper and periodically checked.

. Standard samples of GOST 9454-78 with a size of 10 ×10 55 mm were used ×to determine the impact viscosity (type I sample – Menage). To determine the impact strength, it is necessary to divide the work spent by the plane of the cross-section of the sample at the point of the incision.

$$KS = \frac{K}{S}$$
(2)

Metallographic, electron microscopic and X-ray studies.

The assessment of the properties of materials was carried out using the methods of mechanical, metallographic, X-ray structural, micro-X-ray genostructural analysis, and methods of electron microscopy. Bench, laboratory and industrial trial performed with using appropriate methods State standards of Ukraine and ISO standards.

Preparation of microsands for metallographic research consists of sharpening, grinding, polishing and etching.

the position of the sample changes by  $90^{\circ}$ . Polishing of the sample is carried out on a polishing machine, first with the help of an aqueous suspension - chromium oxide, and then on a tool cloth. Polishing is considered complete when a mirror surface is reached.

The study of the microstructure and local composition of the samples was carried out on a JSM 7001F scanning electron microscope (fig. 2), equipped with an INCA Energy 350 system for energy dispersive microanalysis. Observations of the fine surface structure of the sample were performed with high resolution (2 nm), local analysis of the elemental composition (1  $\mu$ m<sup>2</sup>) by the method of energy dispersive spectrometry (EDX). The analysis of the surface of the studied materials took place at an accelerated voltage of 20 kV and a beam current of 4.5 nA, which made it possible to fully display all lines on the energy dispersion spectrum and obtain high counting speeds.


Fig. 2. Electron microscope JSM 7001F

Methods of friction and wear tests.

Testing of new materials and technologies in the conditions of real production is associated with significant costs of material resources and time. In addition, it is difficult to fully assess the influence of certain factors on the processes of friction and wear in real conditions. Therefore, in order to evaluate the effectiveness of the use of materials, methods of their processing, structural changes of parts and other measures, laboratory and bench tests simulating the maximum approximation to real operating conditions were carried out. Tribotechnical characteristics are the main criteria for assessing the workability of materials for volumetric hydraulic drive parts and the effectiveness of their surface treatment.

In this regard, test methods were chosen for the work, which allow simulating the main processes of friction and wear of real parts.

The tests were carried out on the SMC-2 friction machine, which allows you to compare the tested materials in terms of wear resistance, anti-friction properties and properties in the process side jobs according to the "roller-pad" scheme (fig. 3).



Fig. 3. "Roller-pad" scheme

### Research results and their discussion

### Research of the structure and properties of gas-thermal steel-molybdenum coating

The coating on the cast iron ring was applied by the method of two-wire metallization with independent supply of molybdenum and steel wires. Sputtering from two wires of different materials leads to the formation of a pseudoalloy in the layer, built with particles of steel 11X18M and molybdenum (fig. 4). This is evidenced by the data of X-ray structural analysis: two series of lines -

molybdenum and iron - are found on X-ray images. It turned out to be impossible to choose an etchant that simultaneously reveals the structure of both molybdenum and stainless steel. In this regard, sequential etching of layers was used), and then another component. The selective action of the reagents made it possible to clearly differentiate steel and molybdenum particles in the layer.



a – complete digestion, ×115; b – etching on molybdenum, ×115; c – X-ray pattern of the deposited layer, λ–Fe Fig. 4. General view of the sprayed layer

For the successful operation of the coating, its connection with the surface of the base metal is important. Metallographic analysis showed that the steel-molybdenum coating tightly adheres to the substrate along the entire profile (fig. 5). It has been proven that preliminary shot blasting of the groove provides favorable conditions for adhesion. An important role in creating good adhesion is played by the composition of the coating, in particular, the presence of molybdenum in it.



a - unetched grind; b - complete digestion; c - etching on steel; ×315 Fig. 5. Border of coating – cast iron

There is noticeable porosity in the layer, which is inevitable during isothermal application of coatings. Our assessment of the porosity of the steel-molybdenum coating on many rings using quantitative metallography shows that it is 11-12 %. Porosity within such limits is considered useful for coatings operating under conditions of extreme friction, as it creates the effect of "self-lubrication" in conditions of lack of lubricant and certain damping properties of the coating.

The microhardness of the sprayed layer was measured on the surface of the samples, since measuring the hardness of individual particles on cross sections is very difficult due to the small thickness of flattened particles (table 3).

The evaluation of the thickness of the particles in the layer and the depth of the impressions obtained when measuring the microhardness with a load of 0.49 HV showed that in most cases the pressing of the particles is excluded. The method of making the sandpapers, which is the same for all samples, involved the introduction of as little slander as possible into the surface layer. To separate the structural components in the layer, weak etching of the sections was performed to detect molybdenum particles.

The macrohardness of steel and molybdenum wires, as well as the sprayed layers, was measured by Vickers at a load of 49 HV, which did not allow the layer to be pushed through.

Motorial	Hardness according to Vickers,	Microhardness,
Material	HV	HV
Molybdenum wire	120	1800-2000
Steel wire	240	2900-3200
electrolytic chromium	—	7400–7900
Steel-molybdenum coating after spraying:	230-240	
molybdenum particles		4000-8000
steel particles		3000-6000
Steel-molybdenum coating after grinding:	230-240	
molybdenum particles		5000-8000
particles of steel		3000-6000
high-strength cast iron	220	

The obtained data on the hardness of the components of the steel-molybdenum gas-thermal coating and the coating with electrolytic chromium show that the gas-thermal coating is on average softer than the chrome one, which should provide it with better adaptation to the cylinder. The presence of particles with significant differences in hardness in the sprayed layer should have a positive effect on the antifriction properties of the steel-molybdenum coating.

Thus, it can be concluded that the high hardness of molybdenum particles in the sputtered layer is due to a number of factors: small grains, defamation of particles and a change in their chemical composition create conditions for hardening by aging; and the hardness of steel particles is determined by finely dispersed carbides and austenite slander.

# Determination of tribotechnical characteristics of piston rings strengthened by various methods

Tests on the SMC-2 friction machine were carried out for 2 hours at a load of 1.0 kN and a sliding speed of 1.3 m/s, cast iron discs were processed using serial technology for 30 minutes, M14B2 oil was used. The test results are shown in table 4.

	Wear intensi		
Piston ring	blocks	discs	Coefficient of friction
	(rings) ×10	(sleeves) ×10	
chrome	5.3	1.5	0.12
with steel-molybdenum coating	3.2	0.4	0.09

Table 4 - Results of wear resistance tests

The analysis of the results shows that the steel-molybdenum coating is more wear-resistant in the studied conditions than the electrolytic chromium coating (fig. 6). The steel-molybdenum coating wears the mating material to a lesser extent and has a lower coefficient of friction.



3 – a ring with steel molybdenum coatingFig. 6. Dependence of piston ring wear on test time

The analysis of the obtained data can indicate that the rings with steel-molybdenum coating wear less and the sleeve (both processed according to serial technology and strengthened by laser hardening) wears out less than serial rings with solid and porous chromium coating. Porous chrome plating reduces sleeve wear to a lesser extent than steel-molybdenum coating.

### **Industrial results**

Piston rings with steel-molybdenum coatings were installed on paired CPG blocks of a 10-cylinder engine of a special purpose machine for operational testing (fig. 7). Serial rings with chrome coating work on odd blocks. After 100,000 km of mileage (which is equivalent to 4,000 hours of operation), sets of four rings from blocks 4,8 and 7 are removed for comprehensive research.

The structure and hardness of steel-molybdenum coatings from four rings of blocks 4 and 8, as well as the condition of chrome rings, were investigated in the work .

As a result of the structural features of the CPG unit, the upper compression rings (4H-1, 8H-1, 7H- $\pi$ ) work in the most severe force and temperature conditions, and the lower ones (4H-4, 8H-4 and 7H-4) in less stressful ones.

As already mentioned, the assessment of the degree of wear by the depth of the filed layer is difficult due to the ambiguity of the coating depth from ring to ring and in one ring ( $h_0 = 0.5 + 0.1$  MM). This also applies to coating with electrolytic chromium ( $h_0 = 0.12$ -0.18 mm). Data on the depths of the remaining layers are given in the (table. 5).



Fig. 7. Dismantling the piston

From the table 5 it can be seen that there is no certain regularity in the change of the depth of the layer from ring to ring, which may indicate a different depth of sputtering. Greater wear of the upper ring is observed for electrolytic chromium.

Ding		4	N		8N			7H ( Sc )	
Kilig	1	2	3	4	1	3	4	1	4
layer depth, mm	0.35	0.60	0.37	0.56	0.35	0.35	0.35	0.091	0.119

Table 5 -	The	depth	of the	remaining	layer
-----------	-----	-------	--------	-----------	-------

The study of the wear surface shows that mainly abrasive wear is realized, which leads to the appearance of scratches on the surface of the layer. The condition of the wear surface is almost the same on all rings with steel-molybdenum coating due to large pores. Estimation of the porosity of the rings after a run of 100,000 km using the methods of quantitative metallography shows that it, like after spraying, is 11-13 %, that is, the cracking of the layer with pores is not related (fig. 8).



a, b – 4H-2 ring, c, d – 8H-4 ring; ×5000 Fig. 8. The structure of the molybdenum component of coatings, mileage 100 thousand to m

Despite the high hardness of the chrome coating, the nature of the abrasive effect on the surface is basically the same as on the sprayed coatings. The difference is that there are areas with uneven wear on chrome coatings (fig. 8), which is a consequence of some misalignment of the ring and negative wear of the chrome coating to the cylinder. X-ray structural analysis showed that the amount of residual austenite decreases to 68–58 %.

A comparison of the microhardness data and the structure of molybdenum particles allows us to conclude that the increase in hardness is not related to an increase in the temperature of the ring, but may be a consequence of additional defamation of the layer during operation.

### Conclusions

The conducted studies showed:

1. Steel-molybdenum coatings have high anti-friction properties and wear resistance, and are superior to standard chrome coatings in these parameters. They are characterized by high durability and do not require prior application of any special coatings, as for electrolytic chromium.

2. Component coatings - molybdenum and stainless steel (as well as the original materials themselves) have high corrosion resistance, which is not inferior to the corrosion resistance of chrome and cast iron, from which the rings are made.

3. The steel-molybdenum coating, applied according to the selected modes, has good adhesive strength, which is very important for ensuring the reliability of its operation.

4. Gas-thermal steel-molybdenum coating has high resistance to temperature effects: in a wide temperature range, the hardness of gas-thermal the steel-molybdenum coating does not decrease, but increases, while the hardness of the chrome coating begins to decrease already when heated to  $300^{\circ}$ C. At temperatures above  $300^{\circ}$ C, hard chrome is unusable in conditions of unsatisfactory wettability with oil - burns and burrs occur . A local increase in temperature leads to intensive softening, microwelding, chipping of the coating.

5. The high operational properties of steel-molybdenum coatings are due to the structure of the coating: optimal porosity, which ensures sufficient involuntary lubrication of friction surfaces; the presence in the layer of structural components with different hardness (heterogeneity of the structure); high antifriction properties of the molybdenum component.

6. The developed technology was implemented at the State Enterprise "Malyshev Plant " with an economic effect of UAH 65,000.

### References

1. Hlushkova D.B. Visualization of friction surfaces / D.B. Hlushkova, V.P. Tarabanova, E.A. Nesterenko // Science in Europe-2012: materials of the international scientific and practical. conf . – Warsaw, 2012. – Vol. 46. – Z. 60–65.

2. Bilashchenko V.V. The effective temperature of the substrate during exposure high temperature jet in the process spraying / V.V. Bilashchenko, V.A. Vakhalin, V.V. Kudinov, Yu.B. Chernyak // Physics and chemistry processing materials. - 2006. - No. 4-5. – pp. 22–26.

3. Semenov A.P. Creation wear-resistant and anti-friction coverage in and layers on surfaces friction of new machine parts methods / O.P. Semenov // Friction and wear. - 2003. - T. 3. - P. 401-411.

# ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ПАРАМЕТРІВ ПІДТРИМОК ОСНОВНОГО ТІЛА, ВИГОТОВЛЕНОГО ЗА ТЕХНОЛОГІЄЮ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕННЯ

# Аджамський С.В.<sup>1,2</sup> PhD., Кононенко Г.А.<sup>2,3</sup> д.т.н., ст. досл., Подольський Р.В.<sup>2,3</sup> <sup>1</sup>Інститут транспортних систем і технологій НАН України <sup>2</sup>ТОВ «Адитивні лазерні технології України» <sup>3</sup> Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України

Анотація. Процес виготовлення за технологією селективного лазерного плавлення починається з нанесення шару металевого порошку, необхідного для друку одного шару, на металеву підкладку. Для забезпечення точності побудови елементів виробів з певними геометричними особливостями, необхідним є застосування підтримок. Мета роботи: дослідження впливу режимів друку підтримок різних типів (сітка, конус, деревоподібні) при товщині шару 50 мкм при різній потужності та швидкості пересування лазера на їх якість. Виходячи з отриманих результатів, рекомендується використовувати комплекс підтримок конуси та сітки.

**Ключові слова:** 3D-друк; підтримки сітка, конус, деревоподібні; потужність лазера, швидкість пересування лазера.

# STUDY OF THE INFLUENCE OF THE SUPPORT PARAMETERS OF THE MAIN BODY MANUFACTURED USING SELECTIVE LASER MELTING TECHNOLOGY

# Adjamskiy S.V.<sup>1,2</sup> PhD., Kononenko G.A.<sup>2,3</sup> Doct. Tech.., Sen. Research., Podolskyi R.V.<sup>2, 3</sup> <sup>1</sup>Institute of Transport Systems and Technologies of the National Academy of Sciences of Ukraine <sup>2</sup>LLC "Additive laser technologies of Ukraine" <sup>3</sup>Iron and Steel Institute of Z.I.Nekrasov National Academy of Sciences of Ukraine

Abstract. The manufacturing process using selective laser melting technology begins with the application of a layer of metal powder, necessary for printing one layer, on a metal substrate. To ensure the accuracy of the construction of product elements with certain geometric features, it is necessary to use supports. The purpose of the work: to study the influence of printing modes of supports of different types (grid, cone, tree-shaped) with a layer thickness of 50 µm at different power and speed of laser movement on their quality. Based on the obtained results, it is recommended to use a complex of supports of cones and grids.

Key words: 3D printing; support grid, cone, tree-like; laser power, laser movement speed.

#### Вступ

Сучасний метод адитивного виробництва, званий селективне лазерне плавлення (SLM), дозволяє виготовляти 3D-вироби пошарово [1-3]. Підготовка до друку починається з 3D- моделювання об'єкта, побудованого в CAD системі в форматі \*.STL, в результаті отримуємо модель, розбиту на воксельну структуру [2] з певним набором параметрів, придатних для друку. При цифровій обробці, модель розділяється на шари товщиною від 20 до 100 мікрон і формуються вектори руху лазерного променю. Процес виготовлення починається з нанесення шару металевого порошку, необхідного для друку одного шару, на металеву підкладку, яка кріпиться до опорної конструкції і переміщається у вертикальному напрямку по осі Z. Процес друку відбувається всередині камери з інертним газом (зазвичай використовується аргон або азот), в якій підтримується строго контрольована атмосфера. Це дає можливість друку також порошком алюмінієвих і титанових сплавів, тому що кисень в камеру не проникає, що дозволяє уникнути окислення використовуваного матеріалу [3-6]. Кожен 2D-шар об'єкта сплавляється разом, копіюючи форму цифрового STLкресленика. Металевий порошок розплавляється при впливі лазерного променю, що направляється уздовж осей X і Y двома поверхнями, що відбивають промінь з високою швидкістю. Потужність лазерного випромінювача зазвичай знаходиться в діапазоні 200-1000 Вт.

За допомогою процесу SLM можуть бути отримані зразки зі складною геометрією, які неможливо або складно виготовити іншими традиційними способами виробництва [7-9].

Мета роботи: дослідження режимів друку підтримок різних типів (сітка, конус, деревоподібні) при товщині шару 50 мкм при різній потужності та швидкості пересування променю лазера. Були задані параметри друку (швидкість променю (м/сек), потужність лазера (Вт) та відстань між проходами променю лазера (мм) та щільність питомої енергії) [2, 3]. Значення змінних параметрів подано на схемі рис. 1.



Рис. 1. Схема змінних параметрів: стовпчики 1, 4 – сітка, 2,5 конус, 3,6 деревоподібні (рядки А- Е, швидкість сканування 1800...700 мм/с відповідно)

Дослідні зразки (рис. 2) аналізували з застосуванням візуально-оптичного контролю (далі ВОК).

### Результати досліджень

При ВОК всіх досліджуваних зразків підтримок було зазначено, що підтримки, які у координаті по осі Е (поле 2), зокрема деревоподібні і конусні, мають характерний «рудий» колір, що підтверджує перегрів у області окантовки цих елементів.

При візуальному огляді та порівнянні підтримок типу «сітка» поля 1 і поля 2 є значні відмінності. Поле 1: підтримки «сітка» мають, невеликі напливи на гранях за рахунок впливу променю лазера і надмірного переплаву порошкового шару. Поле 2: підтримки мають тонкі контури без напливів у межах їхніх граней. На підставі даного спостереження, при побудові елементів/виробів/деталей/зразків на підтримках типу «сітка», рекомендується вносити параметр (поля 2). Також було зазначено, що контури підтримки типу «сітка» в області перетину горизонтально-вертикально мають ванни розплаву, які характеризуються металевим блиском і завдовжки трохи більше 0,2 мм від центру.





Рис. 2. Загальний вид досліджуваних зразків

Слід зазначити, що у всіх конусних підтримках (область контуру) є видима пористість. На області звуження спостерігається металевий блиск, що притаманно області розплавлення/проплавлення шару.

#### Висновки

1. Встановлено, що підтримки типу «сітка» (поле 1) мають незначні області перегріву, які призвели до невеликих напливів на гранях за рахунок впливу променю лазера і переплаву порошкового шару. Значних дефектів не виявлено. Слід зазначити зону перетину контурів у різних напрямках, у яких утворюється ванна розплаву з металевим блиском. Встановлено, що ванна розплаву на перетині менша, коли щільність питомої енергії прагне оптимуму (40 Дж/мм<sup>3</sup>).

2. Встановлено, що зразки, надруковані на конусних підтримках (поле 2, ряд 5), мають велику кількість областей із значною кількістю градієнта «рудого» – жовтого кольору, це пов'язано з великим перегріванням через малу поверхню контакту (тепловідведення). Слід зазначити, що у всіх конусних підтримках (область контуру) є видима пористість. На області звуження спостерігається металевий блиск, що притаманно області розплавлення/проплавлення шару.

3. Встановлено, що підтримки, що лежать у ряді 3 (поле 1) та 6 (поле 2) (деревоподібні), не дозволили зробити друк зразків через малу поверхню контакту підтримки та поверхню Down-skin.

4. Виходячи з отриманих результатів, рекомендується використовувати комплекс підтримок конуси та сітки. Параметри друку підтримки типу «сітка» через один шар. Параметри друку підтримки конус при щільності питомої енергії наближеної до оптимуму – 40 Дж/мм<sup>3</sup>.

#### Література

1. 1. J.-P. Kruth, M.-C. Leu, and T. Nakagawa, "Progress in additive manufacturing and rapid prototyping," CIRP Ann.-Manuf. Technol., vol. 47, no. 2, pp. 525–540, 1998

2. M.W. Mahoney. Superplatic Properties of Alloy 718. "Superalloy 718 Metallurgy and Applications", eds. E.A.Loria, TMS, 1989, 391-405

3. W. Shifeng, L. Shuai, W. Qingsong, C. Yan, Z. Sheng, and S. Yusheng, "Effect of molten pool boundaries on the mechanical properties of selective laser melting parts," J. Mater. Process. Tech-nol., vol. 214, no. 11, pp. 2660–2667, Nov. 2014. https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2014.06.002

4. L.-E. Loh, C.-K. Chua, W.-Y. Yeong, J. Song, M. Mapar, S.-L. Sing, Z.-H. Liu, and D.-Q. Zhang, "Numerical investigation and an effective modelling on the Selective Laser Melting (SLM) process with aluminium alloy 6061," Int. J. Heat Mass Transf., vol. 80, pp. 288–300, Jan. 2015. https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2014.09.014

5. Q. Jia and D. Gu, "Selective laser melting additive manufacturing of Inconel 718 superalloy parts: Densification, microstructure and properties," J. Alloys Compd., vol. 585, pp. 713–721, Feb. 2014; https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.09.171

6. Capabilities and Performances of the Selective Laser Melting process [Text] / S. L. Campanelli, N. Contuzzi, A. Angelastro et al. // New trends in Technologies : Devices, Computer, Communication and Industrial Systems. – 2010. – P. 233-252.

7. Williams, C. B. Towards the design of a layerbased additive manufacturing process for the realization of metal parts of designed mesostructured [Text] / C. B. Williams, F. Mistree, D. W. Rosen // Proc. 16th Solid Free. Fabr. Symp. 2005. – P. 217–230

8. J.-P. Kruth, G. Levy, F. Klocke, T.H.C. Childs, Consolidation phenomena in laser and powder-bed based layered manufacturing // CIRP Annals. – 2007. – V. 56. – I. 2. – p. 730-759.

9. J. Sun, Y. Yang, D. Wang, Parametric optimization of selective laser melting for forming Ti6Al4V samples by Taguchi method // Optics & Laser Technology.- 2013.- V. 49.- p. 118-124.

# ВПЛИВ МОДИФІКУВАННЯ ПОВЕРХНІ НА ПОВЕДІНКУ ПІД НАВАНТАЖЕННЯМ ТА ВЛАСТИВОСТІ ВИРОБУ<sup>12</sup>

## Онікієнко В.І., ст. гр. МС - 41-19, ХНАДУ

**Анотація.** Вивчено вплив бомбардування поверхні низькоенергетичними іонами на структуру та властивості виробу під впливом статичного та циклічного навантаження. Встановлено підвищення міцності при незмінно високих показниках пластичності. Показано, що іонне бомбардування тонкого поверхневого шару збільшує довговічність виробів у 1,5 рази.

**Ключові слова:** іонне бомбардування, шорсткість поверхні, субструктура, міцність, пластичність, циклічна довговічність.

## INFLUX OF MODIFICATION OF THE SURFACE ON THE BEHAVIOR OF THE INTERESTS AND THE POWER OF THE WILL

### Onikienko V.I., st. of. MS - 41-19, KHNADU

Annotation. The effect of surface bombardment with low-energy ions on the structure and properties of a product under the influence of static and cyclic loading has been studied. An increase in strength at consistently high rates of plasticity has been established. It is shown that ion bombardment of a thin surface layer increases the durability of products by 1.5 times.

Keywords: ion bombardment, surface roughness, substructure, strength, plasticity, cyclic durability.

#### Вступ

У сучасному машинобудуванні у зв'язку з ускладненням конструкцій, інтенсифікацією робочих процесів, збільшенням діючих напружень, розширенням діапазону робочих температур і середовищ набуває особливого значення здатність виробу чинити опір зовнішнім впливам для забезпечення надійності та довговічності в експлуатації.

Як відомо, стан поверхні істотно впливає на об'ємні механічні властивості виробів, бо більшість процесів, що призводять до зниження довговічності (втома, абразивне зношування, корозія), починаються в поверхневих шарах. Розроблення нових способів поверхневого модифікування для покращення експлуатаційних характеристик виробів є важливим питанням і в наш час.

#### Стан питання

До сучасних та ефективних методів обробки поверхневого шару, що кардинально змінюють його структурно-напружений стан та мікрогеометрію і впливають на механічні властивості виробів в цілому відносяться іонно-плазмові технології (метод КІБ). Простим і дуже ефективним є іонне бомбардування (ІБ) поверхні низькоенергетичними іонами за технологією, яка широко застосовується для очищення поверхні перед нанесенням покриттів у промислових установках «Булат». Після ІБ границя текучості залежно від сталі збільшується на 26 – 35%, а тимчасовий опір на 15-17% без зменшення пластичності [1]. Підвищення механічних характеристик внаслідок ІБ доведено і в роботах [2,3]. що пояснюється поєднанням субмікро- та наноструктуруванням тонкого поверхневого шару.

<sup>&</sup>lt;sup>12</sup> Робота виконана під керівництвом професора Дощечкіної І.В.

Важливим фактором у підвищення довговічності деталей машин є заліковування поверхневих дефектів (пор, подряпин, мікротріщин), а також наслідків грубої механічної обробки. Шорсткість поверхні є однією із основних геометричних характеристик якості поверхні деталей, яка у першу чергу, впливає на втомну міцність і на експлуатаційні показники виробу в цілому [4,5]. Наявність мікронерівностей на поверхні призводить до концентрації напружень в западинах, сприяє появі тріщин і знижує міцність, зносостійкість та довговічність деталі [6]. Модифікування поверхневого шару виробу тими або іншими методами технологічної дії дозволяють вирішувати багато найважливіших технічних задач виробництва і є актуальним напрямом досліджень.

#### Мета і постановка завдання

Метою даної є підвищення опору втомі виробів шляхом модифікування тонкого поверхневого шару з використанням сучасних технологій.

Завдання дослідження - вивчити вплив модифікування поверхні на структуру та властивості виробу під впливом різних видів навантаження, що дозволить збільшити експлуатаційний.

### Матеріал і методики досліджень

Дослідження виконано на сталях 20 та 40Х. Модіфікування поверхні здійснювали іонним бомбардуванням низькоенергетичними іонами титану (1-3 кеВ) в установці «Булат» ННВ-66-І1 в атмосфері пргону. Шорсткість і профіль поверхні вивчали за допомогою профілометрапрофілографа TR200, що відповідає стандартам ISO 4287-97. Похибка вимірювання Ra не перевищувала 10%. Розтяганні підлягали циліндричні зразки діаметром 10мм за стандартною методикою. Випробування на втому проводили на машині МУІ – 6000 при самому жорсткому циклі навантаження (чистий згин з обертанням), яке змінювалося за симетричним синусоїдальним законом. Поліровані зразки для випробувань були з укороченою за рахунок перехідних перерізів робочою частиною, що дозволило зменшити жолоблення (не більше 0,05 мм) та збільшити жорсткість. Твердість вимірювали за Віккерсом при навантаженні 5 кгс. Мікроструктуру вивчали на оптичному мікроскопі UIT МісгоМеt-I-102 BD, та електронному PEM–106 BAT SELMI.

### Результати досліджень

Поверхневому іонному бомбардуванню (ІБ) підлягали зразки з відпаленої сталі 20, яка вибрана у якості модельної, бо має переважно структуру фериту і дозволяє більш точно оцінити зміни структури поверхневого шару після ІБ. Стандартні циліндричні зразки піддавали випробуванням на розтягання, які значно простіші, ніж випробування на втомну міцність, а в той же час відомо, що руйнування металів під статичним та циклічними навантаженнями супроводжується однаковими структурними змінами.

Криві розтягання до та після ІБ наведені на рис. 1, з якого видно, що наслідком ІБ є зміцнення зразків – крива 2 лежить вище кривої 1, однак пластичність залишається незмінною. Треба зазначити, що після ІБ крива розтягування в пружній області йде крутіше, ніж для відпаленого стану. Це свідчить про підвищення модуля пружності, яке позначиться на показниках втомної міцності.

Кількісні значення показників механічних властивостей наведені в таблиці 1.

Як свідчать показники механічних властивостей, після ІБ тимчасовий опір  $\sigma_{\rm B}$  підвищується на 16%, а границя текучості  $\sigma_{0,2}$  на 26% %, при цьому відносне подовження і відносне звуження зразків залишаються однаковими і достатньо великими. Незмінною є також мікротвердість, тобто вже на глибині проникнення індентора (алмазної піраміди) зміцнення не реєструється.

Після шліфування поверхневого шару на глибину 0,5 мм показники міцності реєструються на рівня вихідного стану (після відпалу). Таким чином, ІБ тонкого поверхневого шару змінює не властивості матеріалу зразків, а поведінку їх при розтяганні, що і приводить до їх зміцнення. При цьому структура матеріалу серцевини зразків залишилася незмінною.



Рис. 1. Криві розтягання циліндричних зразків сталі 20: 1 – відпал; 2– відпал + ІБ

Таблиця 1 – Механічні характеристики циліндричних зразків зі сталі 20 після різної обробки

Стан	σ <sub>в</sub> , МПа	σ <sub>0,2</sub> , ΜΠa	δ, %	ψ, %	HV <sub>5</sub>
Відпал	445	230	31	58	130-133
Відпал + ІБ	515	290	31	60	129-133
Відпал + ІБ + шліфування	440	230	30	60	128-132

Описані зміни властивостей після ІБ обумовлені структурними змінами поверхні зразків після ІБ, що ілюструє рис. 2.



Рис. 2. Мікроструктура (а), субструктура (б), границі розділу в субмікрокристалічній структурі після ІБ

Як видно з рисунку, відбулося дуже суттєве подрібнення феритних зерен: до ІБ середній розмір зерна був 60 мкм і в середині зерен фериту субграниці не виявляються (рис. 2, а), а піс-

ля ІБ в зернах фериту фіксується розвинена субструктура із розміром елементів 250 – 300 нм, які мають чітки широкі (130–255 нм) субграниці ( рис. 2, б і в). Саме така специфічна тонка структура, що характерна для субмікро- та нанокристалічного стану металу, і обумовлює особливу поведінку зразків в процесі деформації, що виключає охрихчення при високому зміцненні.

Була також досліджена шорсткість поверхні до та після ІБ. Результатів показали, що показник шорсткості *Ra* після ІБ зменшується – з 1,26 до 0,20 мкм, що є побічним слідством малої глибини рельєфу поверхні із розвиненою субструктурою, що утворилася після ІБ.

Враховуючи отримані дані було вивчено влив ІБ на втомну міцність. Об'єктом дослідження була покращена сталь 40Х, з якої виготовляють, деталі (осі, шестерні, вали), що експлуатуються при циклічних навантаженнях.Після ІБ стан поверхні аналогічний, отриманому раніше в сталі 20 (рис. 3). Зерно подрібнилося від 40 мкм до 600 - 800нм. Шорсткість поверхні зменшилася від 1,36 до 0,31 мкм.



Рис. 3. Мікроструктура поверхні до (а) та після (б) ИБ, х 8000

До бомбардування розмір зерна був 50 мкм, а після ІБ з'являється розвинена субструктура з широкими границями та розміром зерен 600 - 800 нм. Шорсткість поверхні зменшилася від 1,36 до 0,31 мкм.

Зменшення шорсткості, суттєве подрібнення зерна та наявність розвиненої субструктури в поверхневому шарі не могли не позначитися на довговічності виробів. Результати випробувань на циклічну довговічність наведені у таблиці 1.2. Для визначення кількості циклів до руйнування зразків було вибрано напруження 380 МПа. Як видно з таблиці, при такому напруженні зразок без ІБ зруйнувався після 297 600 циклів, а після ІБ витримав 1000 000 циклів без руйнування. Збільшення напруження до 430 МПа призвело до руйнування, але при цьому довговічність зросла ~ в 1,5 рази.

атеріал і обробка	Напряження, МПа	Кількість циклів до руйнування	Результат випробувань
Сталь 40Х, покращення	380	297600	зруйнувався
Сталь 40Х, покращ. + ІБ	380	1000000	не зруйнувався
Сталь 40Х, покращ. + ІБ	430	453840	зруйнувався

	0	D	TT		•		•	•
Габлиня	2 -	Вплив	ТБ	на	<b>ПИКЛІЧНУ</b>	лолго	В1ЧН	<b>ИСТЬ</b>
					j	<b></b>		

#### Висновки

1. При ІБ на поверхні виробу реалізуються два процеси – значне зменшення щорсткості та формування тонкого (менше 1 мкм) модифікованого шару, що поєднує субмікрокристалічні та нанокристалічні елементи структури. Саме цей шар визначає поведінку виробу при дефор-

мації розтягуванням та під дією циклічних навантажень, тоді як механічні характеристики серцевини після ІБ не змінюються.

2. Іонне бомбардування слід розглядати як один із ефективних методів підвищення циклічної довговічності виробів

### Література

1. Дяченко С.С. Матеріали різного призначення, їх обробка та властивості: навчальний посібник / С.С. Дяченко, І.В. Дощечкіна, І.В. Пономаренко, С.І. Бондаренко, Х.: ХНАДУ, 2016. –348с.

2. Дощечкіна І. Роль масштабного фактора у формуванні властивостей виробу під впливом модифікування поверхні / Дощечкіна І. В.//Вісник ХНАДУ. Вип. 94 – 2021. – С .97 – 101.

3. Doshchechkina I., Lalazarova N., Tatarkina I. The effect of substructured surface layer on deformation behavior of products and change of their onload properties II Міжнародна конференція «Інноваційні технології в науці та освіті. Європейський досвід»: Матеріали. – Дніпро-Амстердам, 2019. – С. 211 – 216.

4. Vakulenko K.V..Kozak I.B, Matsevityy V.M. (2016) Effect of the state of surface layer on 40 steel fatigue characteristics //Eastern-European Journal of Enterprise Technologies.  $N_{23}/5(81) - 2016 - C$ . 18 – 22.

5. Шорнікова С.В. Шорсткість поверхні як одна із основних геометричних характеристик якості поверхні деталей. методи та засоби контролю / С.В.Шорнікова //Таврійський науковий вісник № 5. – 2022. – С.13 – 20

6. https://buklib.net/books/36027/.

# INFLUENCE OF PHYSICO-CHEMICAL PROCESSING IN SOLID AND LIQUID STATES ON HYPEREUTECTIC AISi18(B-SN) ALLOY STRUCTURE AND PROPERTIES<sup>13</sup>

# Aiupov Oleksandr, Student Nosko Olha, Candidate of Technical Sciences, Associate Professor Aiupova Tetyana, Candidate of Technical Sciences, Associate Professor Kupchinska Alina, Candidate of Technical Sciences Ukrainian State University of Science and Technology

Abstract. The peculiarities of AK18 alloy (B-Sn) structure formation, mechanical properties, friction and wear parameters formation depending on the regimes of physical and chemical melt processing and thermocycling in the solid state have been established. Observed structural changes (the  $\beta$ -Si and eutectics ratio, the primary and eutectic  $\beta$ -Si crystals shape and size, eutectics differentiation increasing, the pseudoprimary aluminum solid solution ( $\alpha$ -A1) dendrites appearance provide an improvement in the complex of mechanical properties and a reduction in wear friction parameters. The obtained experimental data allow to recommend a complex treatment "hydrogen treatment for 40 min + thermal cycling in the solid state at 475-485°C for 5 cycles" to improve the complex of mechanical properties and reduce the wear friction parameters.

*Key words:* hyper-eutectic AlSi alloy, microalloying, hydrogen treatment, hydrocircular treatment, thermal sycling.

# ВПЛИВ ФІЗИКО-ХІМІЧНОЇ ОБРОБКИ В ТВЕРДОМУ ТА РІДКОМУ СТАНАХ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ЗАЕВТЕКТИЧНОГО СИ-ЛУМІНУАК18(B-Sn)

# Аюпов О.А., студент, Носко О.А., доцент, Аюпова Т.А., к.т.н., доцент, Купчинська А.О., к.т.н. Український державний університет науки і технологій

Анотація. Встановлені особливості стуктуроутворення, формування механічних властивостей, параметрі тертя і зносу сплаву AK18 (B-Sn) в залежності від режимів фізико-хімічної обробки розплаву і термоциклювання в твердому стані. Спостережувані структурні зміни (співвідношення  $\beta$ -Si та евтектики, форми і розміру первинних і евтектичних кристалів  $\beta$ -Si, підвищення диференціювання евтектики, появі дендритів псевдопервинного алюмінієвого твердого розчину ( $\alpha$ -A1) забезпечують поліпшення комплексу механічних властивостей та зниження параметрів тертя зносу. Отримані експериментальні дані дозволяють рекомендувати комплексну обробку «воднева обробка 40 хв + термоціклювання в твердому стані при 475-485°C 5 циклів» для поліпшення комплексу механічних властивостей та зниження параметрів тертя зносу.

**Ключові слова**: заевтектичний силумін, мікролегування, воднева обробка, гідро циркуляційна обробка, термоциклювання

### Introduction

Hypereutectic silumins are used as casting alloys for the production of pistons of internal combustion engines and a number of other parts manufactured by shaped casting methods. Silumins have good

<sup>&</sup>lt;sup>13</sup> Науковий керівник проф., д.т.н. Калініна Н.Є.

casting properties, weldability and machinability, high modulus of elasticity, relatively low cost [1]. Often, the use of these alloys for the manufacture of semi-finished products by the method of continuous casting is complicated by the formation in the structure of coarse primary crystals of  $\beta$ -Si solid solution, large plates of eutectic silicon crystals and brittle intermetallic phases, which reduce the manufacturability of the material during casting and the operational properties of the finished products. Crystals of the primary  $\beta$ -Si solid solution are the main source of crack initiation and play a dangerous role in the operation of products, including pistons.

### Analysis of publications

The effective factor that determines the favorable structuring of industrial silumins, ensures an increase in their strength and plasticity, is modification [2]. At the same time, there are few data on the positive influence of the boron-tin complex on the size of primary  $\beta$ -silicon crystals and eutectic differentiation. However, the influence of the boron-tin complex on structure formation, phase composition, distribution of elements between phases and structural components, and properties of AlSi18 alloy has not been studied enough.

The positive effect of hydrocirculation (HCT) and hydrogen (HT) methods on the structure and properties of silumins, in particular, density [3-5] is known, but data on the effect of these methods on the structure and properties of modified hypereutectic AlSi alloys are limited [6, 7], which does not allow to choose parameters of targeted influence on the structure and phase composition of the alloy, which ensure the required level of its mechanical properties and wear resistance. In this regard, the study of the the structure formation regularities of the AlSi18 type alloy containing the boron-tin complex, the formation of its mechanical and operational properties depending on the regimes of HCT and HT of the melt and rational regimes of thermal cycling treatment (THC) in the solid state with the aim of increasing the complex of mechanical properties and wear resistance are relevant.

The relevance of the study is based on the absence of data on the total effect of modification with a boron-tin complex, hydrocirculation (HCT), hydrogen (HT) treatment of the melt, as well as thermal cycling in the solid state on the formation of the structure and mechanical and operational properties of the AlSi18 alloy, which does not allow choosing the treatment parameters to ensure the required level of mechanical properties and wear resistance.

**The purpose** of the work is to establish the regularities of structure formation, phase transformations in the AlSi18(B-Sn) alloy, depending on the cooling conditions and the type of physicochemical method of treatment in the liquid and solid state to increase the complex of mechanical properties and wear resistance.

**The main research material.** The object of the study was the samples of modified AlSi18(0.05B-Sn) alloy (table 1).

A 11	Alloying elements, %						
Alloy	Si	Fe	Mn	Mg	B-Sn	Al	
AlSi18(B-Sn)	18,0	0,3	0,2	0,3	0,05	base	

Table 1 - Average chemical composition of the AlSi18(0.05B-Sn) experimental alloy

Modern methods of research were used to conduct the experiments: microstructural, X-ray structural, local X-ray spectral, measurement of hardness, microhardness and a complex of mechanical properties on equipment that passed state verification. Thermal cycling in the solid state was carried out in five cycles in the temperature range of 475-485°C. Treatment modes are listed in Table 2. Table 2 - AlSi18(B-Sn) alloy processing modes

AK18 (B-Sn) alloy processing modes	Sample №
The initial slowly cooled alloy	1
The initial alloy slowly cooled after TCT	2
30 min of HCT followed by slow cooling	3
30 min of HCT followed by rapid cooling and TCT	4
20 min of HT followed by slow cooling	5
20 min of HT followed by slow cooling and TCT	6
40 min of HT followed by a rapid cooling	7
40 min of HT followed by a rapid cooling and TCT	8

### Research results and their discussion

The structure, phase composition, and mechanical properties of hypereutectic AlSi18(B-Sn) alloy after physicochemical treatment in liquid and solid states in accordance with Table 2 were studied (fig.1).



Fig. 1. Microstructure of the AlSi18(B-Sn) alloy after treatments according to Table 2

The main phases and structural components of the modified AK18 alloy are silicon solid solution  $\beta - Si$ , eutectic -  $\alpha - Al + \beta - Si$  and aluminum solid solution  $\alpha$ -Al. Alloying elements and impurities form intermetallic phases, which, due to metallographic analysis and etching, are identified as intermetallics as (FeMn)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub>Al<sub>15</sub> type.

Analysis of the microstructures of the samples (Fig. 1) shows that with an increase in the cooling rate, a decrease in the size of the primary crystals of the  $\beta$ -Si solid solution and their significant branching is observed (Figs. 1, 1, 2). There is also a decrease in the cross-sections of eutectic silicon crystals and the interlamellar distance in  $\alpha$ -Al- $\beta$ -Si eutectics, the eutectic morphology remains lamellar.

Hydrocirculation (Fig. 1, 3) and hydrogen (Fig. 1, 4) treatment, along with thermal cycling, also leads to a change in the shape and size of the crystals of the primary and eutectic silicon solid solution, increased eutectic differentiation, and the appearance of pseudo-primary dendrites of aluminum solid solution ( $\alpha$ -A1)

The studied alloy is used for the manufacture of pistons of internal combustion engines operating under cyclic loads. When loading during operation, a deformation relief (DR) is formed on the surface of the piston. DR is caused by the phenomena accompanying the plastic deformation of the surface layers - the formation of slip bands, extrusion, intrusion, rotations of the dislocation structure. For the quantitative assessment of fatigue damage of polycrystalline materials, the authors of [8] suggest using parameter D, which characterizes the saturation of the surface layer with traces of DR. If the area of the controlled surface is equal to A, and a part of this surface with area S occupies DR, then:

$$D = \frac{S}{A} \quad (1)$$

The determining factor in the formation of DR is local plastic deformation caused by dislocation mechanisms. Dislocations, moving along slip lines in the direction of maximum stress, reach the free surface, which leads to the formation of steps and shear bands. The formation of a shear step leads to an elementary change in the topography of the surface and, accordingly, to an increase in its area. Thus, the formation of DR should be accompanied by an increase in surface area.

An important characteristic of the strength of the alloy is the plastic deformation of the surface:

$$\varepsilon = \frac{ph}{A},\tag{2}$$

where h is the average height of DR, which characterizes the wear resistance of the alloy.

The area of the controlled surface is equal to A and is the same for all tested samples.

Figures 2 - 4 show microphotographs, profilograms with 2-D images and 3-D images of the friction track of samples of AlSi18 alloy (B-Sn) depending on the modes of physical, chemical and thermal treatment after wear tests on the "Micron-tribo" friction machine. Profilograms were obtained at the Micron-alpha profilographer.

Table 3 shows the structural parameters of the AlSi18(B-Sn) alloy depending on the processing modes: the quantitative ratio of the primary crystals of the  $\beta$ -Si solid solution and the  $\alpha$ -Al- $\beta$ -Si eutectic, the linear dimensions of the primary crystals of the  $\beta$ -Si solid solution and the cross sections of the crystals of the eutectic silicon solid solution. Analysis of the data in Table 3 shows that hydrocirculation treatment leads to an average increase in the number of primary crystals of the  $\beta$ -Si solid solution by 14% and a decrease in the amount of the eutectic component by 2% compared to the original alloy.



Fig. 2. Microstructure, profilograms with 2-D images and 3-D images of the friction track of the original AlSi18 (B-Sn), slowly cooled alloy



Fig. 3. Microstructure, profilograms with 2-D images and 3-D images of the friction track of AlSi18(B-Sn) alloy after 30 min of hydrocirculation treatment followed by slow cooling and thermal cycling



Fig. 4. Microstructure, profilograms with 2-D images and 3-D images of the friction track of AlSi18 alloy (B-Sn) after 40 min of hydrogen treatment followed by rapid cooling and thermal cycling

01	average % structural	components	Linear dimensions, µm				
sam- ole.N	% Primary crystals	$\alpha - Al + \beta - Si$	Primary crystals	Eutectic	Interlaminar distance		
4	$\beta - Si$		$\beta-Si$	Si	in the eutectic		
1	10	90	245,5	88,5	17,28		
2	7,73	92,27	194	32,5	9,92		
3	11,4	88,6	255,8	82,6	19,41		
4	12	88	193	29,6	9		
5	6,33	93,67	158,1	67,2	11,95		
6	6	94	108	60	12,3		
7	6,48	93,52	103,9	27,1	5		
8	6,2	93,8	70	14,6	7		

Table 3 - Structural parameters of AlSi18(B-Sn) alloy depending on processing modes

At the same time, hydrogen treatment reduces the number of primary crystals of the  $\beta$ -Si solid solution by an average of 36 % and increases the amount of eutectics by 3 % compared to the original alloy.

The hydrocirculation treatment of the melt practically does not affect the linear dimensions of the primary crystals of the  $\beta$ -Si solid solution. Hydrogen treatment of the melt significantly reduces the linear dimensions of primary crystals of  $\beta$ -Si solid solution and eutectic silicon by an average of 23-35 %.

Thermal cycling in the solid state additionally reduces the linear dimensions of  $\beta$ -Si solid solution and eutectic silicon crystals by 58-84 % compared to the initial state. Hydrogen treatment significantly reduces the intercellular distance in the eutectic by an average of 30%, thermal cycling additionally reduces this parameter by an average of 58 %. The minimum structural parameters are formed

during hydrogen treatment of the melt for 40 min, followed by rapid cooling and thermal cycling, while the amount of the eutectic component is maximum.

Tables 4-5 show the mechanical properties and parameters of friction and wear of the AlSi18 (B-Sn) alloy, depending on the type of physical and chemical treatment in the liquid state and heat treatment in the solid state. A clear relationship between structural parameters, mechanical properties and parameters of friction and wear is observed. Analysis of table 5 data shows that thermal cycling of the tested alloy increases hardness by 43 %, strength by 43 %, microhardness of  $\beta$ -Si solid solution by 74 %, eutectic by 142 %, increasing parameter D and plastic deformation of the surface.

Hydrocirculation treatment of the alloy and thermal cycling additionally increase the hardness of the alloy compared to the initial state by 105 %, strength by 136 %, microhardness of the solid solution by 29 %, eutectics by 94%, while friction and wear parameters are reduced. Hydrogen treatment of the melt for 20 minutes followed by slow cooling practically does not change the mechanical properties of the alloy and reduces the parameters of friction and wear compared to the initial state.

Increasing the duration of hydrogen treatment to 40 min with subsequent rapid cooling and thermal cycling provides an increase in hardness by 27 %, strength by 65%, microhardness of the  $\beta$ -Si solid solution by 40 %, eutectic by 316 % and a decrease in friction and wear parameters, which is due to the structural parameters of the alloy, quantitative the ratio of the eutectic component and the primary crystals of the  $\beta$ -Si solid solution, as well as the redistribution of alloying elements between phases and structural components during processing.

sam- ple№	HB	$\sigma$ <sub>в</sub> , МРа	Hµ $\beta$ – Si, MPa	Hµ ( $\alpha$ – $Al$ + $\beta$ – $Si$ ) MPa
1	75,9	99	6600	165
2	109	141,7	11546	400
3	156	234	8514	321
4	130	195	7789	315
5	81	105,3	6600	147
6	155	201	9842	724
7	72,5	94,25	7380	186
8	126	163,8	9292	687

Table 4 - Mechanical properties of AlSi18(B-Sn) alloy depending on the processing mode

	Table 5 -	Wear and	friction c	characteristics	of AlSi18	alloy (E	3-Sn) (	depending	on the	processin	g
mode											

AlSi18 (B-Sn) pro- cessing modes	Track depth N, μm	Friction force F, g	Saturation of the surface layer with traces of DR,D	Plastic deformation of the surface, <i>E</i>
1	3,7	17	0,42	0,061
2	4	20	0,48	0,067
3	3,4	11	0,46	0,056
4	4,1	13	0,44	0,068
5	2,9	22	0,34	0,044
6	4	16	0,42	0,66
7	3	18	0,38	0,061
8	4	15	0,37	0,48

Thus, the analysis of experimental data allows us to recommend hydrogen treatment for 40 minutes followed by rapid cooling and thermal cycling in the solid state for the formation of a favorable structure and improvement of properties. Such processing parameters provide high strength of the alloy along with the material's resistance to destruction. This treatment provides high microhardness of the structural components, and the parameters of friction and wear are minimal.

#### Resume

The structure, phase composition, mechanical properties, friction and wear parameters of AK18 alloy (B-Sn) depending on the modes of melt physico-chemical processing and thermal cycling in the solid state were studied. It is shown:

- hydrocirculation and hydrogen melt processing with thermal cycling in the solid state leads to a change in the quantitative ratio of primary crystals (solid solution and eutectic, the shape and size of primary and eutectic crystals of silicon solid solution, increased eutectic differentiation, the appearance of pseudo-primary aluminum solid solution ( $\alpha$ -A1) dendrites;

- the observed structural changes ensure the improvement of the mechanical properties complex and the wear friction parameters reduction;

- the dependence of the wear resistance of the AlSi18(B-Sn) alloy on the modes of physical and chemical treatment in the liquid state and thermal cycling in the solid state was determined using the microindentation method. It was found that increasing the exposure time during hydrocirculation treatment up to 30 minutes leads to a decrease in wear resistance compared to the initial state of the AK18(B-Sn) alloy. The indicator of the wear factor increases almost three times. The use of thermocycling after TCT equalizes the indicators of the wear factor with those of the original alloy. It was established that the AlSi18 (B-Sn) alloy has the maximum wear resistance after hydrogen treatment for 20-40 minutes, the cooling rate does not effect the wear resistance indicators, it is not necessary to use thermal cycling, the wear resistance increases by 20% compared to the original alloy.

- the obtained experimental data allow to recommend for practical use hydrogen treatment for 40 minutes followed by rapid cooling and thermal cycling in the solid state at 475-485°C for 5 cycles to improve the complex of mechanical properties and reduce wear friction parameters.

#### Література

1. Mondolfo, L.F. (1976) Aluminum Alloys: Structure and Properties. Butterworths and Co., Ltd., London, 806. http://dx.doi.org/10.1016/B978-0-408-70932-3.50404-6.

2. Алюміній та сплави на його основі: навч. посібник / [В.З. Куцова, Н.Е. Погребна, Т.С. Хохлова та ін.]. – Дніпропетровськ: Пороги, 2004. – 135 с.

3. Котлярський Ф. М. Існуючі уявлення про влаив водню на властивості алюмінієвих сплавів / Котлярський Ф. М. // Процеси лиття. 2020. № 1 (139). С.3-19.

4. S.B. Rybalka, V.A. Didus // Progress in Hydrogen Treatment of Materials. – Donetsk–Coral Gables: Kassiopeya Ltd. – 2001. – 543 p. – P. 367–390.

5. Borisov G.P. Hydrogen in technologies for aluminum alloys casting / Borisov G.P., Kotlyarski F.M. // Progress in Hydrogen Treatment of Materials. – Donetsk–Coral Gables: Kassiopeya Ltd., 2001. – P. 315-326.

6. Куцова В.З., Носко О.А., Купчинська А.О. Вплив фізичних способів обробки розплаву на мікромеханфчнівластивості β-Si твердого розчину та механічні властивост1 сплаву типу АК18 // Машинознавство. - Львів. - 2013. - с. 25-30.

7. Ігнатович С. Деформаційний рельєф на поверхні сплаву Д16АТ як показник історії експлуатаційного навантажування авіаційних конструкцій / Ігнатович С., Юцкевич С., Дорошенко Є. // Вісник ТНТУ. — 2011. — Том 16. — № 3. — С.57-62).

## **ДОСЛІДЖЕННЯ ЯКОСТІ ДЕТАЛЕЙ З ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ<sup>14</sup>**

### Мачан І.С., ст. гр. МС-21-21, Трунов І.Р., ст. гр. МС-41-19, ХНАДУ

Анотація. В роботі досліджували вплив мікроструктури і твердості високоміцного чавуну на висотний ( $R_a$ ), кроковий ( $S_m$ ) та структурний параметр ( $t_p$ ) шорсткості при обробці надтвердим інструментальним матеріалом. Найкращу здатність до приробки (згідно структурного параметра  $t_p$ ) мають чавуни після гартування і низького відпуску та подвійної нормалізації. Ключові слова: високоміцний чавун, термічна обробка, шорсткість, твердість.

# INVESTIGATION OF THE QUALITY OF PARTS MADE OF HIGH-STRENGTH CAST IRON

# Machan I., student of group MC-21-21, Trunov I., student of group MC-41-19, KhNAHU

**Abstract.** The paper investigated the influence of the microstructure and hardness of high-strength cast iron on the height  $(R_a)$ , step  $(S_m)$  and structural parameters  $(t_p)$  of roughness during processing with superhard tool material. The best running in ability (on structural parameter tp) has cast iron after hardening and low-temperature tempering and double normalizing. **Key words:** high-strength cast iron, heat treatment, roughness, hardness.

#### Вступ

В даний час широке застосування як матеріал деталей двигунів тракторів і комбайнів знаходить високоміцний чавун з кулястим графітом (ВЧКГ), який поєднує технологічність сірого чавуну з комплексом властивостей вищих, ніж у ковкого чавуну і в ряді випадків навіть литої і кованої сталі [1, 2].

Високоміцний чавун може мати різноманітний комплекс властивостей завдяки наявності великої кількості структур металевої матриці, які створюються різними видами термічної обробки [3, 4].

#### Аналіз публікацій

Експлуатаційні властивості матеріал набуває після остаточної механічної обробки, яка сприяє формуванню поверхневого шару з певними параметрами шорсткості [5]. Залежність експлуатаційних властивостей від параметрів шорсткості викликає необхідність вивчення висотних та крокових характеристик нерівностей поверхні, структурного параметра  $t_p$  та факторів, що їх визначають.

В існуючих публікаціях не розкрито особливості залежності шорсткості ВЧКГ від виду термічної обробки, яка забезпечує отримання необхідної мікроструктури і властивостей.

Тому метою цієї роботи є встановлення залежності параметрів шорсткості від режимів термічної обробки.

<sup>&</sup>lt;sup>14</sup> Робота виконана під керівництвом доцента Лалазарової Н.О.

#### Методики досліджень

Для проведення досліджень використовували високоміцний чавун хімічного складу: 3,3-3,8 % C; 2,4-3,2 % Si; C+1/3 Si = 4,25-4,35 %; 0,004-0,007 % S; 0,5-0,9% Mn; 0,045-0,008 % P; 0,05-0,1 % Cr; 0,1-0,15 % Ni; 0,04-0,09 % Mg, при виробництві якого не потрібні дефіцитні легувальні елементи чи модифікатори. В литому стані для чавуну характерна розвинена ліквація практично всіх хімічних елементів: кремній схильний до значної зворотної ліквації, марганець і фосфор – до прямої. Структура литого чавуну - перліт і ферит у вигляді облямівки навкруги включень графіту. Така структура не дозволяє отримувати високий рівень механічних властивостей. Для отримання різноманітного комплекса властивостей чавун піддавали нормалізації з міжкритичного інтервалу (МКІ), подвійній нормалізації, гартуванню з високим і низьким відпуском за режимами, наведеними в табл. 1.

Металографічні дослідження проводилися за загальноприйнятою методикою на металографічному мікроскопі МІМ-8. Твердість вимірювали на твердомірі Брінелля твердосплавною кулькою діаметром 10 мм. Профілограму поверхні записували на портативному вимірювачі шорсткості моделі TR200.

### Дослідження параметрів шорсткості чавуну з різною структурою і твердістю

Якість поверхні деталей з ВЧШГ, які були оброблені різцями з надтвердого матеріалу на (НТМ) основі кубічного нітриду бора (КНБ), оцінювали за висотним (R<sub>a</sub> - середнє арифметичне відхилення) та кроковим (S<sub>m</sub> - середній крок нерівностей) параметрами, значення яких заносили в табл. 1.

На параметри шорсткості обробленої поверхні насамперед впливають мікроструктура та твердість чавуну. Шорсткість поверхні чавуну зменшується зі зростанням твердості (табл. 1).

	Стан чавуну							
	Литий стан,	Подвійна нормалі-	Нормалізація з	Гартуван- ня+низький від-				
	крупнопластин-	зація, дрібнодис-	МКІ, пер-					
Папанат	чатий пер-	персний пер-	літ+ферит+КГ	пуск, мартен-				
Парамет-	літ+ферит у ви-	літ+ферит		сит+залишковий				
ри	гляді облямів-			аустеніт+КГ				
нерівнос-	ки+КГ							
Тей, мм	Твердість чавуну, НВW							
	210-220	250-260	275-285	470-480				
	Умовний номер чавуну							
	1	2	3	4				
Ra	0,00135	0,0007	0,00075	0,00063				
Sm	0,1325	0,093	0,1125	0,11				

Таблиця 1 - Режими термічної обробки та мікроструктура ВЧКГ, параметри шорсткості

Найменша шорсткість поверхні при обробці чавуну зі структурою мартенсит відпуску твердістю 470-480 HBW, найбільша - при обробці литого чавуну з перліто-феритною структурою твердістю 210-220 HBW. Проте як твердість, так і особливості мікроструктури грають визначальну роль у формуванні мікрорельєфу. Найбільша шорсткість у литого чавуну пояснюється наявністю великих ділянок фериту навколо глобулів графіту, наявністю крупних пластин цементиту, тобто має місце структура грубого конгломерату. Чавун після нормалізації має більшу твердість і більшу висоту нерівностей після точіння, ніж більш м'який чавун після подвійної нормалізації. Це, можливо, можна пояснити тим, що після подвійної нормалізації утворюється більш дисперсна перліто-феритна структура, чим після нормалізації. Висота нерівностей залежить від швидкості різання. В табл. 2 наведені значення оптимальної швидкості різання, при якій отримані мінімальні значення параметрів шорсткості.

Якість обробленої поверхні оцінювали також за структурним параметром  $t_p$ . Структурний параметр  $t_p$  нерівностей поверхні впливає на умови тертя та зносу деталей у процесі їх експлуатації. Інтенсивність зношування залежить, зокрема, від величини фактичного контакту деталей. Опорна крива характеризує нерівності поверхні в тому сенсі, що показує закономірність зростання площі опору у вибраному перерізі при зближенні (у процесі контактування) абсолютно гладкого тіла з поверхнею, що має нерівності.

Таблиця 2 - Оптимальні значення швидкості різання при точінні чавуну HTM на основі КНБ для отримання мінімальних величин шорсткості

Умовний номер чавуну	1	2	3	4
Оптимальна швидкість різання, м/с	3,5-4,0	5,5-6,0	5,0-5,5	2,5-3,0
R <sub>a</sub> , мкм	1,35	0,7	0,75	0,63

Значний вплив на експлуатаційні властивості поверхонь деталей мають нерівності верхнього шару, розташовані на рівні 30-40 % від  $R_{max}$ . Розподіл матеріалу нерівностей у цьому шарі впливає на знос поверхонь тертя (табл. 2). З цієї точки зору найбільш сприятливими є чавуни зі структурою мартенсит відпуску та перліто-феритна структура чавуну після подвійної нормалізації ( $t_p = 45$  % та 39 % відповідно на рівні 40 %) (табл. 3).

У початковий період роботи поверхонь, що труться, їх контакт відбувається по вершинах нерівностей, в результаті чого фактична поверхня зіткнення становить лише невеликий відсоток від розрахункової. Тому при малій площі зіткнення в місцях контакту виникають великі питомі тиску, що призводять до інтенсивного початкового зносу деталей, виникненню вузлів схоплювання. Вплив шорсткості на початкове зношування деталі пов'язаний не тільки з розмірами фактичної поверхні контакту, але і з формою нерівностей.

Умовний но-	Рівні вимірювань t <sub>p</sub> , %								
мер чавуну	10	20	30	40	50	60	70	80	90
1	8	19	25	30	38	42	64	83	97
2	5	19	38	39	53	59	66	77	94
3	2	9	19	33	44	58	72	84	92
5	3	17	37	45	53	70	84	95	98

Таблиця 3 - Відносна опорна довжина t<sub>р</sub> на різних рівнях, %

Причому дрібні та численні нерівності забезпечують більшу зносостійкість, ніж великі нерівності більшого кроку [6, 7]. З цього погляду сприятлива структура мартенситу, оскільки після її обробки формуються дрібні (R<sub>a</sub> = 0,63 мкм, S<sub>m</sub> = 0,11 мм) та численні нерівності.

При обробці поверхонь, що мають велику точність і невеликі розміри при великій шорсткості, коли в період початкового зношування висота нерівностей може зменшитися на 65-75 %, зазор у з'єднанні може досягти величини допуску на виготовлення деталі і точність з'єднання буде повністю порушена. У таких випадках шорсткість деталей повинна бути мінімальною.

У разі, коли в кінці ділянки приробки знос досягає 65-75 %, можуть бути рекомендовані до застосування чавуни після подвійної нормалізації та гартування з низьким відпуском (табл. 3).

#### Висновки

1. Як показали результати досліджень на шорсткість оброблюваного чавуну впливає не тільки твердість, а й мікроструктура. При цьому твердість впливає на висоту шорсткості, а мік-

роструктура і на розподіл матеріалу нерівностей за висотою від 0 до  $R_{max}$  (відносна опорна довжина  $t_p$ ).

2. Шорсткість має найбільш значний вплив на прироблюваність. Найкращу прироблюваність мають чавуни після гартування і низького відпуску, а також подвійної нормалізації.

3. Розроблено рекомендації щодо призначення оптимальної швидкості різання з метою отримання мінімальної шорсткості для чавунів з різною мікроструктурою та твердістю.

#### Література

1. 50th Census of World Casting Production. Modern Casting, December 2016, p. 25-29.

2. Дослідження властивостей високоміцного чавуну для лемешів в залежності від хімічного складу та режимів термічної обробки / Волощенко С. М., Гогаєв К. О., Радченко О. К., Аскеров М. Г. Вісник Донецької державної машинобудівної академії : темат. зб. наук. пр. Краматорськ. 2008. № 1 (11). С. 56 – 61.

3. Термічна обробка виливків із високоміцного чавуну / Волощенко С. М., Ульшин В. І., Аскеров М. Г., Бега М. Д., Ульшин С. В. *Металознавство та обробка металів*. 2009. № 4. с. 25-31.

4. Рябоштан Н.В. Підвищення довговічності виробів з високоміцного чавуну термічною обробкою та наступним ППД / Збірник наукових праць. 82-а Міжнародна наукова конференція студентів університету (12-13 травня 2020 року, м. Харків). Харків, 2020. С. 48-54.

5. Контроль якості продукції в машинобудуванні: навч. посібник/ Г.Є. Федоров, М.М. Ямшинський, А.М. Фесенко, М.А. Фесенко. Краматорськ: ДДМА, 2008. 352 с.

6. Козакова Н. В. Управління якістю продукції, сертифікація та аудит в машинобудуванні : навч. посібник для студентів спеціальності «Прикладна механіка» денної, заочної та дистанційної форм навчання / Н. В. Козакова, Є. В. Островерх, В. О. Федорович. Х. : НТУ «ХПІ», 2018. 253 с.

7. Прялін М.А. Технології механообробного виробництва. Дніпропетровськ: Наука і освіта, 2000. 136 с.

# ДРЕСИРУВАННЯ ЛИСТОВОЇ СТАЛІ ДЛЯ ХОЛОДНОЇ ШТАМПОВКИ<sup>15</sup>

# Ісмаїлов Р.С., студент, Котова Т.В., к.т.н., доцент Український державний університет науки і технологій

Анотація. Досліджено вплив дресирування на властивості гарячекатаних сталей 08кп, 08ЮА. Визначено, що з метою підвищення пластичності та отримання рівня властивостей металу згідно з ДСТУ 7808:2015 доцільно встановити раціональні режими дресирування листової сталі.

Ключові слова: дресирування, листова сталь, механічні властивості, гаряча прокатка, пластичність, холодна штамповка.

### SKIN-ROLLING OF SHEET STEEL FOR COLD PRESSING

### Ismailov R.S., student; Kotova T.V., Ph.D., associate professor; Ukrainian State of Science University and Technologies

Abstrac. The effect of skin-rolling on the properties of hot-rolled steels 08kn, 08HOA has been studied. It has been established that it is expedient to establish rational modes of tempering sheet steel to obtain properties in accordance with *JCTV* 7808:2015. *Key words*: *skin-rolling*, *sheet steel*, *mechanical properties*, *hot-rolling*, *ductility*, *cold pressing*.

Дресирування є однією з ключових операцій в технологічному процесі виробництва гарячекатаного листового прокату для холодної штамповки. Дресирування при виробництві листової сталі використовують в процесі підготовки гарячекатаних штаб до холодної прокатки з метою видалення окалини з їх поверхні.

Дресирування застосовують для усунення зуба і площадки текучості на кривих розтягнення зразків гарячекатаного листового прокату і тим самим запобігання утворенню смуг-ліній ковзання на поверхні штампованих деталей, для зменшення хвилястості, коробоватості, різнотовщинності, підвищення якості поверхні прокату. У деяких випадках дресирування використовується для розпушування окаліни на поверхні штаб і листів перед їх травленням.

Гарячекатані штаби можуть піддаватись дресируванню на різних стадіях обробки металу: в головній чи хвостовій частинах безперервно-травильного агрегату (БТА), в агрегатах поперечного, уздовжнього і комбінованого різання (АПР), на окремо розташованих дресирувальних станах.

Дресирування металу в рулонах дозволяє отримати однорідні властивості по перерізу штаби, тоді як при дресируванні листів внаслідок їх різнотовщинності обтискування по ширині листів можуть змінюватись в широких межах. У цьому випадку властивості листа в різних його частинах неоднорідні, що може привести до браку при штампуванні. Крім того, внаслідок різної товщини листів в пачці важко контролювати їх обтискування. Таким чином, основною тенденцією в розвитку дресирування є застосування підвищених швидкостей, а також прагнення дресирувати метал в рулонах. Дресирувальні стани рулонної прокатки дозволяють краще підтримувати тепловий режим і тиск при дресируванні, що сприяє підвищенню якості металу та стану його поверхні.

<sup>&</sup>lt;sup>15</sup> Робота виконана під керівництвом доцента Котова Т.В.

### Аналіз публікацій

Дресирування чи холодна прокатка з малими обтискуваннями (0,5-6,0%) – кінцева операція технологічного процесу виробництва листової сталі, яка впливає на якість поверхні, властивості і штампованість листів. У деяких випадках на дресирувальних станах здійснюють докатування товстих листів до заданої товщини. Крім того, при дресируванні гарячекатані листи піддають наклепу для підвищення їх міцності (для виготовлення деяких деталей автомобіля). Застосування малих обтискувань дозволяє здійснити наклеп поверхневого шару металу і зберігти недеформованими внутрішні шари, в результаті чого вдається запобігти утворенню ліній зсуву при штампуванні і забезпечити оптимальне поєднання механічних характеристик листів [1-3].

В результаті дресирування одночасно із зниканням площадки текучості змінюються механічні властивості листової сталі (знижується межа текучості, зменшується відносне подовження, незначно підвищуються твердість та межа міцності). При дресируванні штаби з малими обтискуваннями деформація відбувається в поверхневих шарах металу і межа текучості при розтягненні зменшується. При великих обтискуваннях деформація охоплює нижні шари металу, тому внаслідок зміцнення поверхні штаби гальмується зниження межі текучості. При мінімальних значеннях о<sub>т</sub> забезпечується найбільша здатність сталі до штампованості [3].

Таким чином, при виборі параметрів дресирування враховують склад сталі, швидкість дресирування, температуру штаби, границю допустимих обтискувань та інші фактори. Отже, дослідження впливу дресирування на властивості гарячекатаних штаб із низьковуглецевих сталей, які призначені для холодної штамповки, є актуальною задачею.

### Результати досліджень та їх обговорення

В технологічному процесі виробництва металопрокату дресирування визначає якість готових штаб і листів, у тому числі їх здатність до глибокої витяжки при штампуванні без руйнування чи утворення ліній зсуву. Дресирування гарячекатаних штаб в безперервнотравильному агрегаті разом з іншими технологічними операціями у вузлах та механізмах травильного агрегату впливає на кінцеві механічні властивості металу.

Як правило, механічні властивості гарячекатаних штаб, які поступають для травлення з безперервних широкоштабових станів (БШС), відповідають вимогам стандартів на готову продукцію (ДСТУ 7808:2015 для листового прокату завтовшки від 4 мм до 14 мм з вуглецевої якісної конструкційної сталі, призначеної для холодного штампування), але після травлення властивості гарячекатаного металу помітно погіршуються: показники пластичності знижуються, а міцностні характеристики підвищуються.

Механічні властивості гарячекатаного дресированого, травленого в рулонах листового прокату товщиною 4,0-6,0 мм із сталей 08ЮА та 08кп після кожної з технологічних операцій наведено в таблиці 1.

Вплив ступеню деформації при дресируванні на механічні властивості гарячекатаного листа із сталей 08кп та 08ЮА досліджували на дресирувальній кліті кварто, розташованій в головній частині БТА. Дресирування здійснювали із ступенем деформації від 0 до 8 %.

Встановлено, що зі збільшенням обтискування при дресируванні в лінії БТА пластичність гарячекатаного травленого металу із киплячої сталі знижується. Однак, за допомогою оптимально підібраної технології обробки гарячекатаної товстолистової сталі в БТА можна мінімізувати погіршення механічних властивостей та знизити несприятливий вплив процесу старіння (обтискування в дресирувальній кліті не повинно перевищувати 0,5% для киплячих сталей та 1% для сталей, стабілізованих алюмінієм). Також на властивості дресированої штаби впливає температура рулону, тому на дресирувальний стан рулони необхідно подавати тільки після охолодження. Це вимагає встановлення в хвостовій частині БТА, крім дресирувальної кліті, спеціального пристрою для примусового охолодження металу.

Марка сталі	Механічні властивості	БШС	БТА	АПР	Вимоги ДСТУ 7808:2015
	σ <sub>т</sub> , МПа	215	245	255	-
08ЮA	σ <sub>в</sub> , МПа	340	350	350	270-360
	$\delta_{10}, \%$	36	34	34	≥ 32
	HRB	51	54	55	≤65
	$σ_{\scriptscriptstyle B}$ , ΜΠα	310	380	390	270-370
08кп	$\delta_{10}, \%$	35	29	28	≥ 30
	HRB	51	60	62	≤55

Таблиця 1 – Механічні властивості прокату із сталей 08ЮА, 08кп

В залежності від ступеню обтискування при дресируванні можливо усунути чи зменшити площадку текучості на кривій розтягнення, тому важливою є мінімальна границя допустимих обтискувань, нижче якої на кривій розтягнення зберігається площадка текучості. Однак, чим більше діаметр валка, тим більше обтискування необхідно для усунення площадки текучості.

Аналіз даних показав, що у стабілізованих алюмінієм сталей нерівномірність пластичної деформації нижче, ніж у киплячій. Крім цього, розкислена алюмінієм сталь в зрівнянні з киплячою характеризується більш сприятливим для штамповки відношенням  $\sigma_{\rm r} / \sigma_{\rm b}$ .

#### Висновки

Досліджено механічні властивості гарячекатаних сталей 08кп, 08ЮА після дресирування. Встановлено, що зі збільшенням обтискування при дресируванні пластичність гарячекатаного травленого металу із киплячої сталі знижується. Визначено, що розкислена алюмінієм сталь в зрівнянні з киплячою характеризується більшою здатністю до штампування.

З метою підвищення пластичності гарячекатаних штаб та отримання якісної листової сталі, призначеної для холодної штамповки, доцільно здійснити вибір параметрів дресирування для забезпечення рівня властивостей металу відповідно до ДСТУ 7808:2015.

### Література

1. Куцова В.З., Ковзель М.А., Котова Т.В. Структура і властивості листового прокату після дресирування за різними технологічними схемами виробництва. *Металознавство та термічна обробка металів*, 2021. № 3 (94). С. 46-54.

2. M. Kovzel, T. Kotova, T. Aiupova, Yu. Kushnir Skin-rolling of low-carbon steels sheets for cold stamping / All-Ukrainian scientific and technical conference «Наука і металургія» 22-24 november 2022. С. 53.

3. Тонколистова сталь: Монографія. Пройдак Ю.С., Куцова В.З., Ковзель М.А. та ін. Дніпро: НМетАУ, 2018. 311 с.

# **МОДИФІКУВАННЯ ВТОРИНОЮ СИРОВИНОЮ**<sup>16</sup>

#### Яременко О.Ю. ст. гр. МС-21-21, ХНАДУ

Анотація. В представленій статті розглядається новий спосіб одержання детонаційної шихти для модифікування з алмазною фракцією. Для її отримання було підібрано спеціальний комплект боєприпасів та розроблено певний метод їх утилізації, який забезпечує певні формування дисперсних алмазних включень, які покриті кисневими плівками металів FeO, Fe2O3, Fe3O4, Al2O3, CuO. Метою досліджень було отримання детонаційної шихти певного складу та виділення її магнітної складової. Для реалізації поставленої мети було необхідно одержану при утилізації шихту поділити на фракції за розміром, а потім за складом, використовуючи магнітну обробку. Комплексними дослідженнями встановили, що магнітна фракція зерен конгломерату включає і частку не магнітної з наноалмазами та плівковими покриттями різних сполук компонентів. Тому для ефективного використання такої шихти було необхідно детально визначити вміст такої вторинної сировини для розробки новітніх технологій нанесення покриттів.

*Ключові слова:* модифікування при наплавленні, зміцнюючи покриття, структуроутворення, неоднорідність, взаємодія фаз, властивості, експлуатаційна стійкість, алмазна фракція.

### MODIFICATION WITH SECONDARY RAW MATERIALS

### Yaremenko O.Yu., st. of gr. MC-51-21, KhNAHU

**Abstrac.** The presented article considers a new method of obtaining a detonation charge for modification with a diamond fraction. To obtain it, a special set of ammunition was selected and a certain method of their disposal was developed, which provides certain formation of dispersed diamond inclusions, which are covered with oxygen films of FeO, Fe2O3, Fe3O4, Al2O3, CuO metals.

The purpose of the research was to obtain a detonation charge of a certain composition and isolate its magnetic component. In order to realize the set goal, it was necessary to divide the charge obtained during disposal into fractions by size, and then by composition, using magnetic processing. Complex studies have established that the magnetic fraction of conglomerate grains includes a nonmagnetic fraction with nanodiamonds and film coatings of various component compounds. Therefore, for the effective use of such a charge, it was necessary to determine in detail the content of such secondary raw materials for the development of the latest coating technologies.

*Key words:* modification during surfacing, strengthening the coating, structure formation, heterogeneity, interaction of phases, properties, operational stability, diamond fraction.

### Вступ

В останні роки велика увага у машинобудуванні приділяється розвитку технологій, які для зміцнення та відновлення деталей використовують модифікуючі дисперсні домішки наноматеріалів та спеціальні способи їх одержання. При цьому, особливу увагу надають зменшенню витрат на їх одержання та забезпечення значного технологічного і економічного ефектів.

Для деталей, які при експлуатації мають незначний знос, використовують нанопокриття як одно – так і багатошарові, для тих, які зношуються більш інтенсивно і потребують відновлення наплавленням для компенсації зношуваного шару. В ряді випадків

<sup>&</sup>lt;sup>16</sup> Робота виконана під керівництвом старшого викладача Омельченко Л.В.

використовують методи наплавлення дротом або електродом. Якість відновлення характеризується такими властивостями, як відсутність дефектів у такому шарі, забезпеченням формування міцної зони зчеплення покриття з основою, забезпеченням необхідних експлуатаційних властивостей. Якість відновлення в значній мірі залежить як від структури, так і властивостей матеріалу деталі, що відновлюється. Для зміцнення використовують різні карбідні фази та алмазну фракцію різного способу одержання.

Домішки нано- та дисперсних алмазів одержують згідно діючої нормативно-технічної документації, а також у вигляді шихти з алмазною фракцією за додатковими технічними умовами.

В ХНАДУ одержано вторинну сировини від утилізації спеціального набору боєприпасів, які мають у своєму складі нано- та дисперсні алмази. Така шихта має різні фракції зерен та може знайти використання в різних галузях виробництва – машинобудуванні, металургії, транспортної і при видобуванні газу та нафти.

### Аналіз публікацій

Шихту з включеннями алмазів, отримають різними методами деформування, статичним, динамічним і детонаційним. В цих дослідженнях показано, що більш стабільні та якісні порошки з алмазною фракцією досягаються при використанні детонаційного методу їх одержання [1, 2, 3]. У відомих публікаціях теж відсутні особливості параметрів технологічного процесу одержання такої шихти.

Експерименти по синтезу алмазів при детонації конденсованих вибухових речовин складу CaHbNcOd, надаються в роботах [2], де показано, що вони розчиняються з виділенням вуглецевої фази, до якої входять дисперсні алмази.

Такий спосіб одержання алмазної фази відрізняється значною ефективністю у зв'язку з тим, що відсутні принципові границі на одержання конкретних статичних об'ємів та маси вибухових зарядів, з підвищенням яких зростає час дії високого тиску, що забезпечує необхідну якість та розміри формуємих включень. Вони базуються на специфічних керуючих параметрах одержання алмазної дисперсної фази в умовах процесу детонації та мають конкретне призначення.

В роботах [3] показано, що детонацію боєприпасів проводять індивідуально для кожного великокаліберного одиничного снаряду в приміщенні зі зовнішнім регулюванням технологічного процесу. Одержану вторинну сировину використовують при плавленні у металургійних процесах.

Цей спосіб не є економічним, та достатньо екологічним. Крім того, кожний з боєприпасів має своє призначення, виготовляється з відповідних матеріалів та може використовуватися лише як модифікатор, згідно хімічного складу конкретної сировини у достатній кількості.

Виявлено також методи які висвітленні у дослідженнях [3]. Це дві принципово різні схеми: перша – контактне ударно-хвильове навантаження вуглецьграфітного матеріалу, який знаходиться в контакті з зарядом або через шар з металом; друга – безконтактна, при якій на вуглецьграфітовий матеріал діє металевий ударник, що може досягти 100 ГПа та більше.

#### Результати досліджень та їх обговорення

Для зменшення витрат у виробництві розроблено нову технологію та спосіб одержання детонаційної шихти від утилізації боєприпасів, які завершили період використання та зберігання на складах.

Одержання такої вторинної сировини дозволить використовувати її для модифікування рідкого розчину при відновленні деталей наплавленням зношеного шару.

Новий спосіб одержання шихти з алмазною фракцією при утилізації боєприпасів, у яких збігає термін використання, полягає в тому, що було проведено аналіз хімічного складу їх

різновиду (табл.1), запроповано оптимально-доцільне співвідношення та внесено корективи щодо їх розміщення і послідовності преведення в дію.

Отримана вторинна сировина дозволяє одержувати стабільну алмазну фракцію і використовувати додатково домішки модифікуючих компонентів, що входять до вмісту шихти. Це такі як Mg, Ca, Al.

На кожний 1кг заряду рекомендується використовувати об'єм контейнера для детонаційного вибуху розміром 1-4м3.

Такі методи детонації не враховують хвильовий вплив на технологічні параметри процесу, а також додаткову дію на вибухові параметри піроефекту від вмісту магнію, який є у боєприпасах, що планувалися до утилізації.

В основу нового способу одержання шихти при утилізації боєприпасів, покладена задача розробки оптимального технологічного процесу з одержанням стабільної алмазної фракції для модифікування рідкого розчину при відновленні деталі наплавленням. Це можливо лише при підбору відповідної номенклатури боєприпасів, які завершили період зберігання і не можуть використовуватися, згідно призначення.

Компоненти	Біметал	Холоднокатана сталь
Вуглець	0,12 - 0,20	до 0,11
Марганець	0,35 - 0,60	0,35-0,55
Хром	до 0,15	до 0,15
Нікель	до 0,30	до 0,30
Кремній	до 0,08	до 0,06
Мідь	до 0,20	до 0,20
Сірка	до 0,06	до 0,04
Фосфор	до 0,035	до 0,035

Таблиця 1 – Хімічний склад гільзової сталі, %

Вирішення такої задачі досягли детонацією патронів калібру 12,5 мм (основна їх частина складала – 99 %) та калібру 15 мм – (до -1,0 %) сигнальних. Частку сигнальних патронів не слід перевищувати тому, що вони містять магній та будуть посилювати піроефект. Ця частка сигнальних патронів буде достатня для підвищення локальної температури детонації до 30000С та одержання стабільної фракції алмазів. При детонації такі патрони поділили на чотири рівні частини та розташували їх пошарово у контейнері.

Суттєвий вплив на стабілізацію алмазної фракції мають хвильові багаторазові деформації, це досягається детонацією послідовно кожного шару з різним інтервалом процесу за часом. Дослідженням встановлено, що детонація першого шару відбувається у період 1-2 с; другого 2-3 с; третього 3-5 с; четвертого 5-10 с.

Таким чином у період між часом дії вибухової хвилі від детонації кожного шару відбуваються ще і зворотні менш інтенсивні додаткові хвильові деформації, що створюються від стінок контейнера. Така багатохвильова деформація сприяє, як спіканню алмазної фракції так і створенню конгломератів зерен та подальшому їх подрібненню. Це залежить від покриття, що кристалізується на алмазній фракції. У цьому випадку, коли кисневмісні тверді фази заліза кристалізуються навколо алмазної фракції створюючи конгломерати (див. рис 1, а), інші немагнітні сполуки деформується та подрібнюється у зернах.

Статистичним локальним спектральним аналізом зерен, які покриті плівками, встановлено, що доля алмазної фракції складає від 7,04 до 24,17 % С (рис 1, б). Алмази покриті залізокисневими плівками можливо виявити лише при багатократному збільшені цих кисневих сполук.

Одержання такої шихти проводили утилізацією боєприпасів в контейнері об'ємом 1м<sup>3</sup> з отворами для виходу газів та летких компонентів, а підпал для пошарової детонації – з використанням печі, яка була розташована знизу поза контейнером. З урахуванням безпеки контейнер розташовували в полі на відстані приблизно 1,5 км від забудов. Для відділення газів

у верхній та бокових стінках контейнера, а знизу для стікання компонентів з низькою температурою плавлення створили отвори діаметром 6 мм, які розташовували на відстані 50 мм одне від одного.

Детонаційна шихта отримана таким способом не потребує ні яких додаткових домішок. Разом з цим, при одержанні такої модифікуючої домішки її можливо легко поділити за фракціями та складом (дисперсна магнітна та немагнітна, або конгломерати – їх суміш). Стабільну якість алмазної фази контролювали використанням її протягом терміну який склав 4 роки. За цей термін властивості алмазів не змінювалися.

Для розділення шихти, на першому етапі, проводять її механічне подрібнення, на другому – просіювання на ситі. З метою отримання лише дрібної фракції просіювання здійснювали багаторазово. Потім проводили магнітну обробку дрібної фракції для розподілу на магнітну і немагнітну складові. Обробку також проводили багаторазово.



Рис. 1. Алмазна фракція, що формується у конгломератів зерен: а – алмазні включення, б – кисневі плівки

Для подальшого аналізу магнітної частки детонаційної шихти отриманої при утилізації певного комплекту боєприпасів доцільно використати методику оцінки мінливості фазового складу на основі металографічних зображень, описаних оптико-математичним методом, в основі якого лежить мінливість кольорів фаз. що дозволить виявити частку типу з'єднань оцінити локальний склад компонентів шихти, та їх розподіл навколо алмазної фази.

#### Висновки

Встановлено, що такий спосіб детонації забезпечує отримання матеріалу шихти що має стабільні характеристиками алмазних включень, це дозволяє їх використовувати, певний час і не проводити додаткового очищення. Такий спосіб одержання вторинної сировини є маловитратним та може замінити стандартні великокоштовні порошки алмазів при їх використанні. Одержана шихта та спосіб її детонації крім алмазної фракції включає і інші модифікуючі складові.

### Література

1. Маракін В.І. Методи і устаткування отримання нанопорошків, застосування і їх властивості // Збірник тез доповідей «Тиждень науки» ЗНТУ м. Запоріжжя 15–19 квітня 2019. – С. 59

2. Долматов В. Ю. Про можливість отримання детонаційних наноалмазів, що не містять азот. Вплив ковалентно-зв'язаного азоту в молекулах вибухових речовин на вихід наноалмазів // Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля 2018 Випуск №4 – С.28-34

3. Патент України №121869. МПК В23К 26/342 С04В 41/87 Комбінований спосіб модифікування для підвищення якості відновлення виробів. Опубл. 26.12.2017р. Т.С. Скобло та ін.; заявник та патентоутримувач Т.С. Скобло. – и 2017 02218 заявл. 09.03.17.; опубл. 26.12.17. Бюл. №24.

# АНАЛІЗ КОНСТРУКТИВНИХ ОСОБЛИВОСТЕЙ ОДНОПОРШНЕВОГО РОЗЧИНОНАСОСА З КОМБІНОВАНИМ КОМПЕНСАТОРОМ ЗБІЛЬШЕНОГО ОБ'ЄМУ, ЩО ВПЛИВАЮТЬ НА ЙОГО НАДІЙНІСТЬ

# Шаповал М.В., к.т.н., доцент, Вірченко В.В.; к.т.н., доцент, Криворот А.І., к.т.н., доцент, Скорик М.О. старший викладач Національний університет «Полтавська політехніка імені Юрія Кондратюка

*Анотація.* Проведено аналіз існуючих конструкцій розчинонасосів, вказані основні недоліки і переваги їх експлуатаційних показників. Визначено основні напрямки розвитку нових конструкцій розчинонасосів. Запропоновано нову конструкцію однопоршневого розчинонасоса з комбінованим компенсатором збільшеного об'єму та з гідравлічним приводом. Наведено конструктивні особливості розчинонасоса та принцип його роботи. Розкриті конструктивні особливості компенсатора збільшеного об'єму, усмоктувальної камери, клапанних вузлів та камери охолодження циліндро-поршневої групи. Проведено експериментальні дослідження робочих процесів однопоршневого розчинонасоса з різними комбінованими компенсаторами, використанням поршнів з різними видами гуми, циліндрів з різних конструкційних сталей. Встановлено які матеріли тертя циліндро-поршневої групи вважаються найбільш зносостійкими. Вказано перспективи вдосконалення конструкції однопоршневого розчинонасоса з комбінованими компенсаторами збільшеного об'єму та використання конструкцій однопоршневого розчинонасоса з різних конструкційних сталей. Встановлено які матеріли тертя циліндро-поршневої групи вважаються найбільш зносостійкими. Вказано перспективи вдосконалення конструкції однопоршневого розчинонасоса з комбінованими компенсаторами збільшеного об'єму та використання раціональних кінематичних схем привода, циліндро-поршневої групи та способи ресурсозбереження даного типу розчинонасосів.

*Ключові слова:* однопоршневий розчинонасос, циліндро-поршнева група, гідравлічний привод, всмоктувальна камера, всмоктувальний та нагнітальний клапани, компенсатор збільшеного об'єму.

# ANALYSIS OF DESIGN FEATURES AFFECTING THE RELIABILITY OF A SIN-GLE PISTON SOLUTION PUMP WITH A COMBINED COMPENSATOR OF IN-CREASED VOLUME

# M.V. Shapoval, Ph.D., associate professor; Virchenko V.V.; Ph.D., associate professor; A.I. Krivorot, Ph.D., associate professor, M.O. Skoryk. Senior Lecturer; department of industrial mechanical engineering and mechatronics National University «Yuri Kondratyuk Poltava Polytechnic»

*Abstract.* Plaster mortar pumps existing constructions analysis is carried out, the main disadvantages and advantages of their operational indicators are determined. The main development directions of new plaster mortar pumps designs have been determined. A new design of a single-piston plaster mortar pump with a combined increased volume compensator and a hydraulic drive proposed. Design features of the solution pump and the principle of its operation are given. The design features of increased volume compensator, the suction chamber, the valve assemblies and the cooling chamber of the cylinder-piston group are revealed. Experimental studies of the single-piston plaster mortar pump working processes with various combined compensators, using pistons with various rubber types, and cylinders made of various structural steels were conducted. It has been determined which friction materials of the cylinder-piston group are considered the most wear-resistant. The prospects of improving single-piston plaster mortar pump design with increased volume combined compensators and the drive rational kinematic schemes use, cylinder-piston group and methods of this type plaster mortar pumps resource conservation are indicated.

*Key words:* single-piston plaster mortar pump, cylinder-piston group, hydraulic drive, suction chamber, suction and discharge valves, compensator of increased volume.

#### Вступ

Проведений аналіз роботи сучасних діючих зразків розчинонасосів як закордонних, так і вітчизняних, вказує на необхідність створення досконалих машин зі стабільним перекачуванням по трубопроводах будівельних розчинів зниженої рухомості і розчину при помірних пульсаціях та надійній роботі обладнання.

Згладжування пульсацій тиску до помірного рівня у однопоршневого розчинонасоса може забезпечити комбінований повітряний компенсатор з двома камерами: одна з вільним, а друга зі стиснутим повітрям.

Сумарний приведений об'єм повітря в обох камерах повинен забезпечувати необхідне згладжування пульсацій тиску розчину.

Також важливою вимогою до розчинонасосів є їх висока надійність у роботі, особливо при механізованому способі соплування. Вирішення цієї вимоги можливе при використанні конструктивних матеріалів, які мають підвищені фізико-механічні властивості при абразивному зношуванні, та сучасних технологій виготовлення деталей.

Виникає необхідність у створенні однопоршневих розчинонасосів підвищеної надійності з вдосконаленою циліндро-поршневою групою та приводом, який забезпечить помірні пульсації подачі розчину, плавність роботи привода й підвищений об'ємний ККД. Тому розробка нових конструкцій компенсаторів та удосконалення діючих є актуальною проблемою для забезпечення ефективної роботи розчинонасосів.

#### Аналіз публікацій.

Вітчизняні поршневі розчинонасоси застосовують для перекачування розчинів рухомістю не менше 5...7 см і крупністю фракції не більше 5... 12 мм [1, 2, 3].

Перекачування розчину здійснюється за рахунок зворотно-поступального руху поршня із безпосереднім впливом на розчин під час його всмоктування і нагнітання.

Поршневі розчинонасоси марки СО [1, 2, 3], які виготовляються на Маріупольському ремонтно-механічному заводі, складаються із привода, циліндро-поршневої групи, робочої і клапанної камер із всмоктувальним і нагнітальним кульовими самодіючими клапанами, повітряного ковпака (крім двопоршневих) для згладжування пульсацій тиску, пульта управління і рами, на якій змонтовані всі вузли розчинонасоса. Циліндро-поршнева група розчинонасосів включає в себе гумовий поршень і гільзу циліндра з хромованою внутрішньою поверхнею, що забезпечує високий ресурс групи. Основними характеристиками поршневих розчинонасосів  $\epsilon$ : незалежна подача розчину від розвинутого напору, **хороша** всмоктувальна здатність, високий ресурс циліндро-поршневої групи (близько 2000 маш-год). Поршневі розчинонасоси максимально уніфіковані і призначені для комплектації штукатурних агрегатів і станцій.

Відомі фірми, які займаються розробкою та впровадженням у виробництво є німецька фірма "Putzmeister Werk Maschinenbau Gmb"та італійська фірма "Turbosol" [4].

В 1965 році в ФРГ фірмою «Putzmeister» [5, 6] запатентований двоциліндровий диференціальний розчинонасос К-139, в якому зниження рівня пульсацій забезпечується періодичним процесом всмоктування, а процес нагнітання здійснюється безперервно.

Штукатурна машина даного модельного ряду з поршневими насосами КА-139 є універсальною машиною призначеної для приготування розчинів і штукатурки майже всіх видів. Дані машини характеризуються великою продуктивністю навіть за умови експлуатації в найскладніших випадках, та помірними пульсаціями тиску  $\delta \le 0,25$ . За рахунок використання потужного механічного приводу дані розчинонасоси, на відміну від насосів інших типів, краще транспортують навіть важко змішувані матеріали.

Поршневі розчинонасоси Putzmeister KA-139 працюють практично без зносу деталей і ривків, при значних і невеликих обсягах подачі досягають високих показників тиску і за рахунок цього широко застосовуються при виконанні різного діапазона робіт.

### Результати досліджень та їх обговорення

Представлено однопоршневий розчинонасос з використанням комбінованих компенсаторів пульсації тиску (рис. 1, а) та збільшеного об'єму (рис. 1, б, в).

Розчинонасос із комбінованим компенсатором пульсації тиску (рис. 1, а) містить горизонтально розташований робочий циліндр з поршнем, який обварено гумою, та штоком; привод поршня від кривошипно-шатунного механізму; всмоктувальну камеру, в середині якої закріплена вставка фасонної форми, та нагнітальну камеру зі всмоктувальним і нагнітальним кульовими клапанами, всмоктувальний і нагнітальний патрубки. Комбінований компенсатор збільшеного об'єму [1, 2] (рис. 1, б, в) оснащено циліндричною і замкненою камерою зі стиснутим повітрям. Замкнена камера складається із закрученого в кільця гумотканинного шлангу по периметру циліндричної камери та має поплавок-обмежувач, що розташований по центру циліндричної камери на направляючому стрижні. У штоковій порожнині розміщені канальні патрубки, які забезпечують інтенсивне промивання та охолодження поверхні плунжера і стікання дисперсного абразиву у спеціальні кармани, які знаходяться у нижній частині штокової порожнини.

З метою зниження рівня пульсацій та підвищення ресурсу роботи тертьових деталей циліндро-поршневої групи за рахунок зниження поперечних зусиль виконано зміщення осі вала кривошипа відносно осі його поршня e та теоретично визначено його раціональну величину, яка складає 1/2 радіуса кривошипа або 20 мм (рис. 1, а, б).

Встановлено геометричні розміри всмоктувального та нагнітального клапанів: діаметр кульки клапана D = 50 мм і діаметр сідла клапана d = 40 мм. При цьому обґрунтовано, що найменші пульсації подачі розчину забезпечує висота підйому кульки клапана над сідлом h = 15 мм.

При роботі розчинонасоса в ньому протікає одночасно два процеси: подача розчину до ємностей або на оштукатурюванну поверхню і зношування деталей, які працюють в абразивному середовищі розчину.

Задача вдосконалення розчинонасоса, для підвищення продуктивності його та збільшення обсягів виконаних робіт, складається з декількох проблем, які вирішуються наступними шляхами:

– підвищення ефективності гідравлічної дії розчинонасоса за рахунок вибору схеми, яка б відповідала вимогам максимуму ККД і мінімуму матеріалоємності;

– зниження інтенсивності дії факторів зношування, підвищенням зносостійкості компонентів;

 підвищення відновлюваності розчинонасоса за допомогою зниження трудомісткості зміни зношених компонентів, зміщенням відновлювальних робіт з періодами технологічних пауз при перекачуванні;

– підвищення дегазації та очищення промивочної рідини від часток розчину.

Безвідмовність розчинонасоса створює умови для ефективної роботи всього штукатурного комплексу, підвищення продуктивності праці при перекачуванні розчину, енергозбереження і зменшення надмірної витрати матеріалів (особливо металу), покращення економічних показників.

Рівень розвитку машинобудування дозволяє розробити і відтворити у серійному виробництві насос різної гідравлічної потужності та високого тиску, необхідних і достатніх для транспортування розчинів по трубопроводам різної рухомості, в тому числі вдосконалених однопоршневих розчинонасосів односторонньої дії.

Однак необхідні експлуатаційні якості розчинонасоса не можуть бути досягнуті в повній мірі, так як цилідро-поршнева група розчинонасоса працює в робочому середовищі корозійно-активного будівельного розчину, який має в своєму складі тверді частки у вигляді кварцу, піску.

Умовою створення таких насосів є втілення в промислових процесах наукової концепції зносостійкості, основа якої стоїть в паралізації абразивної дії кварцу – одної з найбільш агреси-
вних складових твердих включень в розчинах – і компенсації зношування у вузлах тертя, які досягаються завдяки використанню сучасних матеріалів і технологій їх обробки.

Аналіз літературних джерел, досвід використання і результати досліджень зносостійкості циліндрів з внутрішнім робочим шаром зі сталей, які включають карбіди хрому, таких як 40Х, 70, 95Х18, показали, що при двократному підвищенні абразивної зносостійкості виготовлених зразків твердістю 40-60 HRC, ресурс цилідро-поршневої групи збільшується при рівних умовах не в 1,5-2 рази, а – в 3 рази і більше. Тому було використано декілька прототипів циліндрів з різних легованих сталей і при різних зміцнюючих факторах, які максимально підвищують зносостійкість дзеркала циліндра в абразивному середовищі (табл. 1).



1, 12 – усмоктувальний та нагнітальний патрубок; 2, 4 – всмоктувальний та нагнітальний підпружинений кульові клапани; 3 – усмоктувальна камера; 5 – комбінований компенсатор;
 6 – поршень з направляючим плунжером; 7 – хомут гідравлічний привідний циліндр з розподілювачем; 8 – гідроциліндр з поршнем і штоком; 9 – золотниковий розподільник;
 10 – регулятор подачі гідравлічної рідини; 11 – електродвигун; 13 – фільтр мастильної рідини; 14 – патрубок скидання гідравлічної рідини; 15 – шестерневий гідравлічний насос;
 16 – муфта втулково-пальцева; 17 – редуктор підкачки повітря; 18 – скляне віконце з освітленням Рис. 1. Однопоршневі розчинонасоси: а - з комбінованим компенсатором пульсації тиску; б – з комбінованим компенсатором збільшеного об'єму; в - гідроприводний з комбінованим компенсатором збільшеного об'єму

При випробуваннях на зразках циліндрів, які пройшли закалювання до твердості HRC 60, тріщин не виявлено. Експериментальні і виробничі випробування показують, що найменший ресурс роботи зразка циліндра зі сталі 40Х (рис. 2, а). Це пов'язано в першу чергу з абразивним впливом кварцу, твердість якого HRC 60-65.

У вузлі тертя, при порівнянні зразків циліндрів твердістю HRC 60 зі сталей 70 і 95Х18 в однакових експлуатаційних умовах, встановлена шорсткість їх поверхні суттєво різна (відпо-

відно  $R_a = 1,2$  і 0,25 мкм), що не могло не вплинути на інтенсивність ресурсу цилідропоршневої групи. В цьому випадку дзеркало циліндра зі сталі 70 швидше зношується (рис. 2 б). До того ж суттєва різниця в статичних умовах показників глибинної швидкості корозії сталі 70 – 0,3 мм/год і сталі 95Х18 – 0,003 мм/год не дає основи для кількісної оцінки впливу корозійної стійкості матеріалів на інтенсивність зношування внутрішнього дзеркала циліндра поршнем, шаржованого твердими частинками кварцу (піску), що здійснює реверсивний прямолінійний рух з певною частотою.

№ п/п	Марка ма- теріалу циліндра	Термообробка матеріалу	Твердість ма- теріалу після термообробки HRC	Ресурс цилін- дра до почат- ку зменшення об'ємного ККД, годин	Фото циліндро- поршневої групи
1.	40Х ГОСТ 8479-70 ГОСТ 8731-87	Загальне закалю- вання в маслі	52-54	560	Рисунок 2 а)
2.	70 ГОСТ 1133-77	Загальне закалю- вання в маслі. Азотування пове- рхневого шару (0,1-0,8 мм)	58-60	910	Рисунок 2 б)
3.	95Х18 ГОСТ 1133-77	Загальне закалю- вання в маслі	58-62	1560 і більше	Ресурс циліндра ще не вичерпано, тоб- то циліндр в робо- чому стані

	1		•		•	•	•				•	•
аолиня	— I	Mexa	нічн	впастивост	1 Mater	лал	[1B. ]	з яких	виготовленс	о поршнев	31-1	гільзи
1 wormupi	-	1.1.0.10							bin ereberene	mephines	-	

Також зерна кварцу мікротвердістю 12500 — 13500 МПа працюють як абразив по відношенню до всіх структурних складових загартованої і азотованої поверхні дзеркала гільзи зі сталі 70, але вони поступаються за мікротвердістю карбідів хрому сталі 95Х18.

Тому використання високолегованої сталі 95Х18 у виготовленні циліндрів буде найбільш раціональним (фото даної циліндро-поршневої групи виконати не можливо, тому що вона встановлена на робочому зразку розчинонасоса).

Невід'ємною складовою частиною концепції зносостійкості однопоршневого розчинонасоса служить підтримка теплового балансу рухомих ущільнень на рівні мінімальної температури, що досягається подачею у поршневу порожнину направленого потоку охолоджувальної рідини, направленого на відкрите дзеркало циліндра вслід поршню, який рухається витискаючи розчин. Це дозволяє змивати рештки абразиву, а також ефективно відводити тепло, яке виділяється у вузлі тертя, і тим самим підвищує ресурс цилідро-поршневої групи однопоршневого розчинонасоса приблизно в 10 і більше разів.

Тому для досягнення цих цілей використовується промивочна рідина у вигляді водномильно-масляного розчину у процентному співвідношенні 92/4/4.

Зрозуміло, що в процесі експлуатації розчинонасоса розчин забруднюється часточками кварцу (піску), гуми від поршня, металевого абразиву, змиваючи їх із дзеркала циліндра, а тому в нижній частині промивочної камери передбачені кармани, в які стікають ці рештки. Також через деякий період необхідно здійснювати заміну промивочної рідини для підвищення її функціонального призначення.

Використавши досвід італійської фірми Turbosol в конструкції розчинонасоса використано поршень спеціальної форми, корпус якого обварюється твердою гумою на основі етиленпропиленового каучуку (СКЭП-50-46-56, СКМС-26АСМ, індекс ИСО – ЕРМ) [6]. Конструкція поршня спроектована таким чином, що краєві кромки поршня мають форму манжети, що щільно прилягає до дзеркала циліндра, і ефективно виконує свою функцію при зворотнопоступальному русі поршня. Така конструкція суттєво підвищила ресурс роботи цилідропоршневої групи.



Рис. 2. Циліндро-поршнева група після напрацьованого ресурсу роботи: (а) гільза, виготовлена зі сталі 40Х поршень виготовлений із гуми СКЭП-50-46-56; (б) гільза, виготовлена зі сталі 70 поршень виготовлений із гуми СКМС-26АСМ

Повзун кривошипно-шатунного механізму також виконаний з високоякісної легованої сталі 40Х13 ГОСТ 8589–75 з термообробкою закалюванням твердістю HRC 52-54, що також суттєво підвищило ресурс роботи насоса в цілому.

При конструюванні замкненої камери компенсатора необхідно керуватися таким параметром як жорсткість діафрагми

$$L = \frac{\Delta P}{\Delta x},\tag{1}$$

де  $\Delta P$  – зусилля, яке сприймає замкнена камера, при зміні тиску на  $\Delta p$ , МПа;  $\Delta P = \Delta p \cdot S_{e\phi}$ , H;

<u>∆</u>*x* – одиниця деформації замкненої камери, см.

Для плоскої діафрагми її ефективна площа, яка виконує коливальні рухи при зміні тиску в компенсаторі розраховується за виразом

$$S_{e\phi} = \frac{P}{\Delta p} = \frac{V_{e\phi}}{x},\tag{2}$$

де  $V_{e\phi}$  – ефективний об'єм – об'єм, який витісняється камерою при її деформації на 1 см;

D – діаметр ефективної площі замкненої камери, D = 2,5 см.

Після підстановки числових значень отримуємо

$$\begin{split} S_{e\phi} &= \pi \cdot D \cdot H = 3,14 \cdot 2,5 \cdot 612,5 = 4810,56 \ \text{cm}^2;\\ \Delta P &= 2,5 \cdot 4810,56 = 12026,4 \ \text{H};\\ L &= \frac{12026,5}{1} = 21647,4 \ \text{H/cm}. \end{split}$$

Під час роботи розчинонасоса замкнена камера компенсатора, виконуючи свою безпосередню функцію, а саме компенсуючу, витримує складні деформації при узагальненій дії змінного тиску p. В цьому випадку виникає газонасичення матеріалу пропорційно тиску p, тому при пульсаціях тиску і падінні тиску можливе газовиділення в пори і утворення внутрішніх тріщин, що призводить до розвитку локальних дефектів камери.

В результаті пульсації тиску повітря (газ) в компенсуючій камері нагрівається, внаслідок швидкого стиснення (дизельний ефект), і виникає можливість прискореного термостаріння гуми. У зв'язку з цим для прогнозування строків експлуатації шлангу камери високого тиску виникає необхідність у проведенні аналізу залежностей p(t) і розрахунок температурного режиму  $\mathcal{G}(t)$ .

Також камера сприймає пульсуючі навантаження, тому для підвищення міцності і часу напрацювання її потрібно виготовляти із гумотканинного матеріалу на основі нітрильних каучуків СКН-26М [7, 8].

## Висновки

В процесі виготовлення експериментального зразка малоімпульсного однопоршневого розчинонасоса з компенсатором збільшеного об'єму, його лабораторних і виробничих випробувань були визначені напрямки з подальшого вдосконалювання конструкції даного насоса, які дозволяють підвищити його надійність, зменшити металоємність.

З метою підвищення ресурсу роботи насоса підбиралися матеріали для виготовлення деталей і вузлів гідравлічної частини, зокрема циліндра (сталь 95Х18), гільзи штока (сталь 40Х13), манжет та ущільнень, а також поршня спеціальної форми, корпус якого обварюється твердою гумою. Розроблено систему промивання порожнини цилідро-поршневої групи та ущільнень. Для зменшення металоємності і габаритів корпус розчинонасоса виготовлено зварним з листової сталі.

Також для зменшення габаритів по ширині необхідно встановити електродвигун зверху корпусу розчинонасоса, але таким чином, щоб не збільшувати трудомісткість робіт щодо обслуговування розчинонасоса.

Для забезпечення можливості регулювання подачі розчинонасоса, за рахунок зміни частоти ходів поршня, необхідно шківи клинопасової передачі спроектувати суцільно-комбіновані з різними діаметрами під паси для ступінчастої зміни передаточного відношення приводу.

Внесення в конструкцію малоімпульсного розчинонасоса наведених конструктивних змін та використання зносостійких сталей і сплавів надасть можливість підвищити стабільність роботи насоса при перекачуванні малорухомих розчинів, збільшити ресурс роботи тертьових деталей циліндро-поршневої групи, кривошипно-шатунного механізму та насоса в цілому.

## Література

1. Онищенко В. О. Високоефективні технології та комплексні конструкції в промисловому й цивільному будівництві [Текст]: монографія / В. О. Онищенко, О. Г. Онищенко, С. Ф. Пічугін, та ін. // – Вид. 2-ге, доповнене. – Полтава: ТОВ «АСМІ», 2011. – 520 с., [16] арк. Іл.

2. Будівельна техніка: Навч. Посібник / В.Л.Баладінський, О.М.Лівінський, Л.А.Хмара та ін. – К.: Либідь, 2001. – 368 с.

3. Баладінський В.Л., Назаренко І.І., Онищенко О.Г.Будівельна техніка: Підручник. – Київ-Полтава: КНУБА-ПНТУ, 2002 – 463 с., іл.

4. URL: https://turbosol.com/en/home/.

5. Mortelpumpen und ihre Entwicklung // "Fordern und Heben". – 1969. – № 15.

6. URL: https://www.putzmeister.com/web/european-union

7. Колосюк Д. С., Зеркалов Д. В. Експлуатаційні матеріали: підручник. Вид. 2-ге, допов. Київ : Арістей, 2005. 241 с.

8. Полянський С. К., Коваленко В. М. Експлуатаційні матеріали для автомобілів і будівельно-дорожніх машин : підручник. Київ : Либідь, 2005. 504 с.

# ДОСЛІДЖЕННЯ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ Й ТРІЩИНОСТІЙКОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ СТАЛІ 09Г2С<sup>17</sup>

## Алефіров О., студент гр. МС-41-19, ХНАДУ

Анотація. Проведено дослідження структурно-механічної неоднорідності стикових зварних з'єднань сталі 09Г2С, виконаних двостороннім автоматичним зварюванням плавленням. На основі проведених досліджень визначено середні значення й коефіцієнти варіацій границі текучості, тимчасового опору й тріщиностійкості Jc металу з'єднань. Показано, що статистичні варіації границі текучості, тимчасового опору й тріщиностійкості Jc металу різних зон з'єднань не мають чітких кореляцій між собою.

Ключові слова: сталь, зварювання, механічні властивості, тріщиностійкість.

# RESEARCH OF MECHANICAL PROPERTIES AND CRACK RESISTANCE OF WELD JOINTS OF STEEL 09F2C

## Alefirov O., student of group MC-41-19, KhNAHU

**Abstract.** The research of structural and mechanical heterogeneity of the abutting weld joints of steel 09G2S executed by bilateral automatic welding by melting is conducted. On the basis of the conducted researches mean values and coefficients of variations of a tear strength, temporary resistance and crack resistance of Jc of metal of connections are defined. It is shown that statistical variations of a tear strength, the temporary resistance and crack resistance of  $J_c$  of metal of different zones of connections have no accurate correlations among themselves.

Key words: steel, welding, mechanical properties, crack resistance.

### Вступ

Однієї з істотних особливостей зварних з'єднань є структурно-механічна неоднорідність металу. Природа й властивості цієї неоднорідності неодноразово досліджувалися, однак, її роль як фактора руйнувань зварних з'єднань залишається до кінця не певною. Негативні ефекти неоднорідності звичайно проявляються в комплексі з перерозподілом полів номінальних і локальних напружень, деформацій, старінням металу, нагромадженням утомлюваних ушкоджень. Істотним є й статистичний фактор структурно-механічної неоднорідності, оскільки формування вогнищ руйнування зварних з'єднань багато в чому залежить від випадкових розсіювань мікрой макрохарактеристик різних зон зварного шва. У зв'язку із цим структурно-механічна неоднорідність має особливе значення й розглядається як необхідний елемент комплексного експериментального дослідження міцності й тріщиностійкості зварних з'єднань.

Це спричиняє актуальність проведених досліджень структурно-механічної неоднорідності зварних з'єднань, виконаних дуговим зварюванням плавленням.

## Аналіз публікацій та мета досліджень

Зварювальні процеси протікають по складним фізико хімічним законам при високій температурі. Оцінка впливу більшості параметрів на зварювальні процеси розраховується наближено по номограмам або емпіричними формулами, складеними на основі статистичних даних 30-40 річної давності [1]. Вибір способу і найкращих режимів зварювання легованих сталей, які

<sup>17</sup> Робота виконана під керівництвом доцента Багрова В.А.

працюють в різних умовах, пов'язаний з деякими труднощами: трудомісткість і тривалість виконання дослідження, значні матеріальні витрати, що обмежує кількість варіантів раціонального рішення. Крім того, отримані математичні моделі та залежності не дають візуального представлення про протікання процесів зварювання [2].

Структура і властивості зварних з'єднань з низьколегованих сталей пов'язані з технологічним процесом зварювання і залежать від обраного способу і режимів (фронт газового захисту, швидкість зварювання, напруга дуги, сила зварювального струму, температура попереднього підігріву, температура наступної термообробки й інш.). Крім цього, швидко протікають процеси у зварювальній ванні, створюють нерівноважні умови кристалізації, а незавершеність процесів дифузії й конвективного масоперенесення обумовлює хімічну і структурну неоднорідність [3], що знижує експлуатаційні властивості виробів і в більшості випадків призводить до передчасного руйнування. Найбільшу небезпеку становить зона сплаву наплавленого металу з основним (навколошовна зона), де спостерігається підвищена хімічна і структурна неоднорідність, а також пік концентрації внутрішніх зварювальних напружень.

Ціль досліджень полягала в одержання статистичної інформації про характеристики механічних властивостей різних зон зварних з'єднань для наступної розробки розрахункових моделей деформування й розвитку критеріїв руйнування.

### Методи і матеріали дослідження

Дослідження виконані на зварних з'єднаннях сталі марки 09Г2С, яка широко застосовується у сучасному машинобудуванні. Сталь 09Г2С застосовується для виготовлення різних деталей і елементів зварних металоконструкцій загального призначення, що працюють при температурі від мінус 70 до плюс 425 °C: парових казанів, апаратів і місткостей, що працюють під тиском; деталей трубопровідних арматур, відповідальних зварних машинобудівних і будівельних конструкцій.

Для виготовлення зразків використовувалися прокатні листи товщиною 10 мм, довжиною 500 мм і шириною 150 мм. Механічні властивості сталей при даній товщині листового прокату відповідно до ДЕРЖСТАНДАРТ 5520-79 представлені в табл. 1.

Зварювання проводилося автоматичним способом під флюсом дротом діаметром 2 мм. Для сталі 09Г2С – флюс АН-348А й дріт Св08ГА. Зварювання проводилося із двох сторін. Перша сторона: струм зварювання 300–320 А, напруга 26–27 В, швидкість 40 м/год, виліт електрода 25 мм. Друга сторона: струм зварювання 410–430 А, напруга 29–40 В, швидкість 40 м/год, виліт електрода 25 мм.

Сталь	ДЕРЖСТАНДАРТ	Модуль пружності <i>E</i> , МПа	Межа текучості σ <sub>т</sub> , МПа	Тимчасовий опір σ <sub>в</sub> , МПа	Відносне подовжен- ня
					$\delta_5, \%$
09Г2С	5520-79	$2,1.10^{5}$	325	470	21

Таблиця 1 - Механічні властивості листового прокату товщиною 10 мм

Для визначення характеристик механічних властивостей випробовувалися стандартні циліндричні зразки за ДСТУ 6996 з діаметром робочої частини 3 мм. Зразки вирізалися в поздовжньому напрямку із чотирьох областей зварного з'єднання, розташованих на відстані 0, 6, 8 і 25 мм від центра шва (рис. 1), по чотирьох зразка з кожної області.

Випробування проводилися на універсальній іспитовій машині BiSS моделі Bi-00-201, призначеної для механічних випробувань на міцність, витривалість і руйнування в інтервалі навантажень до 5 кН із частотою навантаження від 0 до 100 Гц. Для розтягання навернутих циліндричних зразків використовувався реверсор.

Тріщина вирощувалася в умовах циклічного навантаження при трьохточковому вигині з коефіцієнтом асиметрії циклу рівним 0,1 при максимальному навантаженні 1,22 кН для зразків зі сталі 09Г2С.



Рис. 1. Стандартний циліндричний зразок і схема вирізки

Характеристики тріщиностійкості визначалися на плоских прямокутних зразках із крайовою тріщиною відповідно до ДЕРЖСТАНДАРТУ 25.506-85. Геометрія й схема вирізки (рис. 2) аналогічна схемі для циліндричних зразків — по чотирьох зразка з кожної області.



Рис. 2. Плоский прямокутний зразок і схема вирізки:  $l_0 = 6$  мм; e = 1 мм; t = 6 мм; b = 12 мм; L = 48 мм;  $L_1 = 54$  мм

Випробування циліндричних зразків проводилися із записом діаграм «навантаження – подовження». Механічні характеристики визначалися за ДСТУ 1497-84.

При випробуваннях на трьохточковий вигин по діаграмі «навантаження – переміщення» визначалося критичне значення J-Інтеграла, що відповідає максимальному руйнівному навантаженню по наступній формулі [4]

$$J_{C} = \frac{\left(1 - \mu^{2}\right)K_{C}^{*2}}{E} + \frac{A_{pC}}{(b-l)t}\frac{\chi}{k},$$
(1)

де µ-коефіцієнт Пуассона рівний 0,3;

Е – модуль пружності;

1 – вихідна довжина тріщини;

b, t – розміри поперечного брутто-перетину зразка (рис. 2, а);

Кс\* – умовний критичний коефіцієнт інтенсивності напружень;

 $A_{pC}$  – робота, що відповідає пластичної частини під діаграмою навантаження зразка;  $\chi\!\!=\!\!2;$  k =1.

Вихідна довжина тріщини l визначалася як середнє арифметичних вимірів в 3 точках на контурі утомлюваної тріщини, розташованих через рівні проміжки (рис. 3):

$$l = \frac{l_1 + l_2 + l_3}{3},$$
 (2)



Рис. 3. Контур вихідної утомлюваної тріщини

Умовний критичний коефіцієнт інтенсивності напружень Кс\* визначався по формулі [4]

$$K_{C}^{*} = \frac{P_{C} \cdot L}{t \cdot \sqrt{b^{3}}} \cdot Y_{4},$$

$$Y_{4} = 3,494 \left[ 1 - 3,396 \left( \frac{l}{b} \right) + 5,839 \left( \frac{l}{b} \right)^{2} \right],$$
(3)

де Р<sub>С</sub> – максимальне навантаження, що діє на зразок;

L – відстань між опорами, рівна 48 мм.

Робота А<sub>pC</sub> визначалася як площа під діаграмою «навантаження – переміщення», обмежена прямою паралельної лінійної частини діаграми й проведеної через крапку з максимальним навантаженням PC (рис. 4).



при трьохточковому вигині

### Результати досліджень

Варіації структурно-механічних властивостей є основою для формування чисельної моделі оцінки тріщиностійкості зварних з'єднань. Середні значення й коефіцієнти варіації визначалися для трьох зон зварного з'єднання шляхом об'єднання сукупностей експериментальних значень отриманих у кожній зоні [5, 6] (табл. 2).

Коефіцієнт варіації визначався за формулою

$$\nu = \frac{\sigma}{\overline{x}},\tag{4}$$

де  $\sigma$  - середньоквадратичне відхилення;  $\overline{x}$  – середнє значення.

Таблиця 2 - Середні значення  $\bar{x}$  і коефіцієнти варіації v механічних властивостей і *J-Інтеграла* в зонах зварного з'єднання

Зона	она Межа		Тимча	совий	<b>Ј-</b> Інтеграл		
зварного	текучості		OI	ıip			
шва	МПа	ν	МПа	ν	$\overline{x}$ , кДж/м <sup>2</sup>	ν	
09Г2С							
Основний	442	0,04	593	0,02	84	0,14	
метал							
3TB	466	0,07	631	0,01	87	0,26	
Метал шва	414	0,06	571	0,04	89	0,07	

Коефіцієнти варіації границі текучості й тимчасового опору у зварному шві зі сталі 09Г2С змінюються в межах від 0,04 до 0,07 і від 0,1 до 0,4 відповідно. Найбільшого значення коефіцієнт варіації *J-Інтеграла* досягає в ЗТВ – 0,26 для 09Г2С. В основному металі зварного шва зі сталі 09Г2С коефіцієнт варіації дорівнює 0,14, у металі шва - 0,07.

Згідно з отриманими даними варто відзначити, що варіація J-Інтеграла перевищує варіації інших досліджуваних величин. Найбільше це проявляється для ЗТВ, оскільки в цій зоні істотно виражена мікроструктурна неоднорідність, що впливає на напружений стан у вершині тріщини. Механічні властивості, обумовлені на циліндричних зразках, менш піддані впливу неоднорідності, оскільки в процесі деформування задіяні зерна металу по всім перетинам зразка.

### Висновки

1. Проведено дослідження структурно-механічної неоднорідності стикових зварних з'єднань сталі 09Г2С, виконаних двостороннім автоматичним зварюванням плавленням. Визначено середні значення й коефіцієнти варіацій границі текучості, тимчасового опору й тріщиностійкості *Jc* металу з'єднань.

2. Показано, що статистичні варіації границі текучості, тимчасового опору й тріщиностійкості *Jc* металу різних зон з'єднань не мають чітких кореляцій між собою.

3. При чисельному статистичному моделюванні деформування й руйнування зварних з'єднань для кожної розглянутої характеристики необхідно використовувати відповідні їй коефіцієнти варіації. Використання узагальнених коефіцієнтів варіацій може приводити до істотних погрішностей оцінок працездатності зварних з'єднань.

#### Література

1. Биковський О.Г. Довідник зварника.- К.: Основа, 2014.- 448с.

2. Пекельний М.І. Основи механіки руйнування [Текст]:учб. посібник/ М.І. Пекельний, М.М. Гребенніков. -Х.: Харк. авіац. ін-т, 2019.-92с

3. Квасницький В.В. Теорія зварювальних процесів. Дослідження фізико-хімічних і металургійних процесів та здатності металів до зварювання. Навчальний посібник. — Миколаїв: УДМТУ, 2002. — 181 с.

4. Зражевський Г.М., Кепич Т.Ю., Куценко О.Г. Основи теорії міцності, деформації та механіки руйнування. - К.:ЛОГОС, 2005, - 169с

5. Огірко О. І., Галайко Н. В. О-36 Теорія ймовірностей та математична статистика: навчальний посібник / О. І. Огірко, Н. В. Галайко. – Львів: ЛьвДУВС, 2017. – 292 с.

6. ДСТУ 2442-94 Розрахунки та випробування на міцність. Механіка руйнування. Терміни та визначення.

# КОНТРОЛЬ ЯКОСТІ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ ЗА КОЕРЦИТИВНОЮ СИЛОЮ <sup>18</sup>

## Вознюк О.І., ст. гр., MC-31-20, , XHAДУ

Анотація. Розглянуто зв'язок між коерцитивною силою і твердістю середньовуглецевої сталі після різних видів термічної обробки, на основі якого магнітний аналізатор можно налаштувати на автоматичний переклад значень Нс в значення твердості. Ключові слова: сталь, термічна обробка, коерцитивна сила, твердість.

# QUALITY CONTROL OF HEAT TREATMENT FOR COERCIVE FORCE

# Vozniuk O, st. of gr. MC-31-20, KhNAHU

**Abstract.** The relationship between the coercive force and the hardness of medium-carbon steel after various types of heat treatment is considered, on the basis of which the magnetic analyzer can be configured to automatically translate Hs values into hardness values. **Key words:** steel, heat treatment, coercive force, hardness.

## Вступ

Проблема контролю якості деталей є надзвичайно важливою і актуальною, оскільки це впливає на якість машин і конструкцій. До параметрів якості, які в першу чергу піддаються контролю, належать мікроструктура і механічні властивості деталей [1]. Якість деталей машин, їх працездатність залежать в основному від якості термічної обробки. Контроль якості термічної обробки проводять на підприємствах за твердістю – це досить точний, простий, зручний та ефективний метод [2]. Однак контролювати якість термообробки вимірюванням твердості в деяких випадках недостатньо надійно, а іноді й неможливо. Після виміру твердості на поверхні деталі залишається відбиток, який у випадку виготовлення прецизійних деталей необхідно видалити механічною обробкою. Не завжди можна використовувати твердість і в тому випадку, коли необхідно піддавати вхідному або вихідному контролю всі деталі, що виготовляються. У зв'язку з цим для стовідсоткового контролю деталей потрібно застосовувати фізичні методи контролю, які мають високу продуктивність і є неруйнівними.

Багаторазово робилися спроби замінити повільні і дорогі випробування механічних властивостей неруйнівними структурно-чутливими фізичними методами контролю, наприклад: акустичними, магнітними, радіохвильовими, електричними та ін. [3-5].

У даній роботі для контролю якості був обраний магнітний метод (за коерцитивною силою), як один з найбільш широко використовуваних методів контролю структури і механічних властивостей деталей і виробів з феромагнітних матеріалів [1]. Фізичною основою магнітних методів є чутливість фізико-механічних і магнітних властивості сталей до змін, що відбуваються в фазовому і хімічному складі, структурному і напруженому станах сталей і сплавів [1].

#### Аналіз публікацій

В основі електромагнітних методів контролю якості термічної і хіміко-термічної та інших видів обробок лежить залежність магнітних і електричних властивостей від змін у струк-

<sup>&</sup>lt;sup>18</sup> Робота виконана під керівництвом доцента Лалазарової Н.О.

тури металу, які відбуваються в процесі обробки [3-5]. Однак, ця залежність є дуже складною, ряд факторів, що впливають на неї, взаємно перетинаються, і тому немає якогось універсального закону, що дозволяє у всіх випадках без попередніх досліджень застосовувати магнітний або електричний метод контролю замість механічних та металографічних досліджень. Тому існує необхідність експериментального визначення зв'язку магнітних характеристик із структурними і механічними параметрами. Потім відповідно обраним параметрам, формі і розмірам вироба, який підлягає контролю, розробляється апаратура, що дозволяє швидко і досить точно проводити контроль механічних або інших фізичних чи експлуатаційних властивостей виробів за їх магнітними і електричними властивостями.

Під магнітним структурним аналізом слід розуміти всякі магнітні випробування, основною метою яких  $\epsilon$  не встановлення конкретних значень магнітних властивостей даного виробу або сплаву, а судження за магнітними властивостями про ті чи інші характеристики виробу або авища, які в ньому відбуваються.

Магнітні методи контролю мікроструктури і властивостей застосовують для металів і сплавів з яскраво вираженими магнітними властивостями – феромагнетиків.

Коерцитивна сила є однією з найбільш структурно чутливих характеристик феромагнетиків і тому її використовують для контролю якості термічної обробки і механічних властивостей різних сталевих і чавунних виробів. За значенням коерцитивної сили можна визначити твердість, глибину цементованного шару деталей, які піддають гартуванню струмами високої частоти. Для застосування цього способу контролю необхідно попередньо встановити зв'язок між коерцитивною силою і механічними характеристиками, і далі за значенням коерцитивної сили проводити автоматичний контроль готових виробів.

Мета роботи - встановлення зв'язку між структурою середньовуглецевої сталі, твердістю і коерцитивною силою.

## Методики досліджень

Дослідження проводилися на зразках із сталі 45, яка широко використовується для виготовлення деталей машин. Хімічний склад сталі: 0,42 % вуглецю, 0,18 % хрому, 0,75 % марганцю. Із сталі 45 були виготовлені зразки діаметром 45 мм і товщиною 8 мм. Зразки піддавали термічній обробці: гартуванню з високим, середнім і низьким відпуском, відпалу і нормалізації. Ці режими термічної обробки є типовими для деталей підйомно-транспортних машин. Крім того, ці режими дозволяють отримати різну мікроструктуру – ферито-перлітну, мартенситу, сорбіту і трооститу відпуску, карбіди різної форми (пластинчаті у перліту і зернисті у сорбіту і троститу), карбіди різних розмірів (у сорбіту і троститу), різний рівень напружень - мінімальний після відпалу, максимальний після гартування.

Твердість сталі вимірювали на твердомірі Роквелла при втискуванні твердосплавної кульки діаметром 1,58 мм (для зразків після відпалу і нормалізації за шкалою В), при втискуванні алмазної піраміди (для зразків після гартування та відпуску за шкалою С).

Металографічні дослідження проводилися за загальноприйнятою мето-дикою згідно з ГОСТ 9450-76 на оптичному мікроскопі МІМ-8.

Для вимірювання коерцитивної сили використовували магнітний аналізаторкоерцитиметр MA-412MM (рис. 1).

Магнітні методи контролю мікроструктури і властивостей застосовують для металів і сплавів з яскраво вираженими магнітними властивостями – феромагнетиків. Пояснення сильної намагніченості феромагнетиків - наявність у феромагнітному кристалі областей - доменів, які намагнічені до насичення у відсутність зовнішнього магнітного поля. У межах своїх границь кожен домен намагнічений однорідно і до насичення. Домени відокремлені один від одного доменними границями. В процесі намагнічування або розмагнічування відбувається зсув доменних границь. Всі фактори, які сприяють гальмуванню границь доменів, підвищують коерцитивну силу.



Рис. 1 Магнітний аналізатор МА-412ММ

## Контроль якості термічної обробки деталей магнітним методом

Результати дослідження мікроструктури, вимірювання твердості і коерцитивної сили сталі 45 після різних режимів термічної обробки заносили в табл. 1.

Найбільше значення коерцитивної сили  $H_c = 1,9$  кА/м у сталі після гартування, яка має максимальну твердість 560HBW, найменше – у сталі після відпалу  $H_c = 0,3$  кА/м, яка має мінімальну твердість 143HBW.

No	Режими термічної обробки	Мікрост-	Тверлість.	Твер-	Коерии-
pe-	1 1	руктура	HR	лість.	тивна
жи-		15 51		HBW	сила.
MV					кА/м
1	Відпал: нагрів до температури 850 °С,	Ферит+	80HRB	143	0,3
	витримка протягом 60 хв, охолод-	перліт			
	ження з піччю				
2	Нормалізація: нагрів до температури	Ферит+	90HRB	185	0,5
	850 °C, витримка протягом 60 хв,	перліт			
	охолодження на повітрі				
3	Гартування: нагрів до температури	Мартен-	55HRC	560	1,9
	850 °С, витримка протягом 15 хв,	сит			
	охолодження у воді				
4	Гартування: нагрів до температури	Мартен-	54HRC	543	1,6
	850 °С, витримка протягом 15 хв,	сит від-			
	охолодження у воді. Низький відпуск:	пуску			
	нагрів до 200 °С, витримка протягом				
	60хв, охолодження на повітрі				
5	Гартування: нагрів до температури	Троостит	42HRC	390	1,3
	850 °С, витримка протягом 15 хв,	відпуску			
	охолодження у воді. Середній від-				
	пуск: нагрів до 350 °С, витримка про-				
	тягом 60 хв, охолодження на повітрі				
6	Гартування: нагрів до температури	Сорбіт	26HRC	258	0,9
	850 °C, витримка протягом 15 хв,	відпуску			
	охолодження у воді. Високий відпуск:				
	нагрів до 600 °С, витримка протягом				
	60 хв, охолодження на повітрі				

	D	• •	~	~	•	4 -
	- Режими	термічної	00	пооки	стап1	4 <b>٦</b>
таозпіця і	1 CMIMI	repmi mor	00	poonin	e i cui ii	

Максимальне значення коерцитивної сили у сталі після гартування пояснюється тим, що в структурі найбільша кількість феромагнітного заліза (структура мартенсит – пересичений

твердий розчин вуглецю в α-Fe, який має феромагнітні властивості), дефектів кристалічної будови (дислокацій), максимальний рівень внутрішніх напружень. Ці особливості структури гальмують зсув доменних границь. Найменше значення коерцитивної сили після відпалу пояснюється тим, що у цієї сталі мінімальна кількість дефектів кристалічної будови, феромагнітного заліза (фазовий склад – ферит+цементит, ферит має феромагнітні властивості, а цементит – дуже слабкі феромагнітні властивості), найменший рівень внутрішніх напружень, крупне зерно. Це полегшує зсув доменних границь і розмагнічування зразка.

Сталь 45 після нормалізації має твердість 185HB, а після гартування і високого відпуску - 258HB. При розходженнях у твердості в 1,4 рази величина коерцитивної сили цих зразків відрізняється в 1,8 рази – після нормалізації  $H_c = 0,5$  кА/м, після гартування і високого відпуска –  $H_c = 0,9$  кА/м. Це свідчить про те, що коерцитивна сила дуже чутлива до форми карбідів: її величина у сталі з крупними карбідами зернистої форми (структура сорбіту після гартування і високого відпуску) вище, ніж у сталі з карбідами пластинчатої форми (ферито-перлітна структура після нормалізації).

Із збільшенням температури відпуску сталі коерцитивна сила зменшується, що пояснюється зниженням рівня внутрішніх напружень, зменшенням кількості дефектів кристалічної будови та збільшенням розмірів карбідних включень.

На величину коерцитивної сили впливає не тільки форма, але і розмір карбідних включень. Сорбіт від трооститу відрізняється розмірами карбідних включень. Карбідні включення сорбіту мають більші розміри, ніж у трооститу. І відповідно коерцитивна сила у сталі із структурою сорбіту ( $H_c = 0.9$  кА/м) менша, ніж із структурою трооститу ( $H_c = 1.3$  кА/м). Чим нижче температура відпуску, тем менші розміри карбідних включень. Чим ближчі розміри карбідів до розмірів доменів, тим більше забезпечується зачеплення доменних границь за слабомагнітні включення карбідної фази згідно теорії Карстена. Тобто у збільшенні величини коерцитивної сили основну роль грають не самі слабомагнітні включення цементиту, а їх здатність гальмувати зміщення доменних стінок і тим самим перешкоджати розмагнічуванню феромагнітного матеріалу. Таким чином, збільшення температури відпуску призводить до зниження твердості і відповідно коерцитивної сили.

Залежності твердості і коерцитивної сили від температури відпуску мають однаковий характер – із збільшенням температури відпуску і твердість і коерцитивна сила зменшуються (рис. 2).



Рис. 2. Залежність коерцитивної сили від твердості зразків із сталі 45 після гартування і відпуску

Це дозволяє зробити висновок про можливість заміни при проведенні контрольної операції якості термічної обробки - твердості на коерцитивну силу. Крім того, при вимірюванні твердості визначають властивості тільки поверхневого шару деталі, а коерцитивна сила чутлива до властивостей всього об'єму. Після проведення випробувань, використовуючи залежності коерцитивної сили від твердості (рис. 3), магнітний аналізатор налаштовують на автоматичний переклад значень  $H_c$  в значення технологічного параметру – твердості. Після цього прилад може бути використаний для контролю твердості деталей однакової форми і розмірів, які зроблені з однієї і тієї ж сталі, за значеннями коерцитивної сили в автоматичному режимі.



Рис. 3. Залежність коерцитивної сили від твердості сталі 45 після гартування і відпуску

Проведені дослідження дозволили встановити фактори, що впливають на коерцитивну силу: фазовий склад, розміри зерен, форма і розміри карбідних включень, рівень внутрішніх напружень, кількість дефектів кристалічної будови сталі. Тому ця характеристика може використовуватися для неруйнівного контролю структури і властивостей сталевих деталей машин після різних видів термічної обробки.

### Висновки

1. На основі проведених досліджень було встановлено, що коерцитивна сила чутлива до всіх змін в складі і структурі сталевих деталей і тому може бути використана для контролю якості термічної обробки.

2. Між коерцитивною силою і твердістю була встановлена залежність, на основі якої магнітний аналізатор був настроєний на автоматичний переклад значень *H<sub>c</sub>* в значення технологічного параметру – твердості.

3. Ці результати, будучи систематизовані, узагальнені і доповнені, можуть лягти в основу розробки методики неруйнівного експрес-контролю якості продукції, що випускається на машинобудівних та металургійних заводах.

### Література

1. Дяченко С.С. Матеріалознавство : підручник / С.С.Дяченко, І.В.Дощечкіна, А.О. Мовлян, Е. І. Плешаков. Харків : Вид-во ХНАДУ, 2007. 440 с.

2. Нові принципи оцінки твердості – масового контролю деталей машин / Пятак О.І., Мощенок В.І., Дощечкіна І.В., Кухарева І.Є. // Вісник ХНАДУ. 2008. Вип.43. С. 119-122.

3. Чухліб В.Л., Губський С.О. Підходи до вирішення проблем практичного застосування магнітно-коерцитивного контролю при оцінці стану кранових металоконструкцій. *Теорія і практика металургії*. 2020. №2. С.10-16.

4. Діагностування пошкодженості аустенітної сталі AISI 304 при механічному навантаженні по вимірах коерцитивної сили / Гопкало О.П. та ін. *Технічна діагностика та неруйнівний* контроль. 2019. №4. 12–24.

5. Експресна оцінка якості виготовлення гусеничних траків за результатами вимірювання коерцитивної сили / Гопкало О.П. та ін. *Технічна діагностика і неруйнівний контроль*. 2022. №4. С. 33-40.

# **ДИФУЗІЙНЕ ЗВАРЮВАННЯ У ВАКУУМІ РІЗНОРІДНИХ МАТЕРІАЛІВ**

# Мамчур I.O.<sup>19</sup>, аспірант ДНУ ім. Олеся Гончара

Анотація. Обрано технологію з'єднання різнорідних матеріалів титан-платина за допомогою дифузійного зварювання у вакуумі. Проаналізовано діаграму стану Ті-Рt та визначено основні типи взаємодії компонентів. Встановлено, що утворення зварного з'єднання за рахунок росту дифузійної зони в платині і титані шляхом послідовного зростання інтерметалідних шарів Ti<sub>3</sub>Pt, TiPt, TiPt<sub>3</sub>, а також зон твердих розчинів. На виготовлених зразках вивчено мікроструктуру з'єднання платина-титан та проведені вимірювання мікротвердості. Це дозволило приблизно визначити загальну ширину перехідного слою. На основі проведених досліджень встановили імовірний фазовий склад дифузійної зони. Для уточнення проводилась ідентифікація фаз на дифрактометрі ДРОН 1.5. Вивчення інтенсивності максимумів рентгенограми та розрахунок ідентифікації ліній дозволив встановити наявність інтерметалідів та їх суміші з твердими розчинами.

Ключові слова: дифузійна зона, інтерметалід, механічні властивості, титан, платина, зварне з'єднання.

# VACUUM DIFFUSION WELDING OF DIFFERENT MATERIALS

## Mamchur I.O., postgraduate **DNU named after Oles' Ghonchar**

Annotation. The technology of joining heterogeneous titanium-platinum materials using diffusion welding in a vacuum was chosen. The state diagram of Ti-Pt was analyzed and the main types of interaction of the components were determined. It was established that the formation of the welded joint is due to the growth of the diffusion zone in platinum and titanium through the sequential growth of intermetallic layers Ti3Pt, TiPt3, as well as zones of solid solutions. The micro-structure of the platinum-titanium connection was studied on the manufactured samples and microhardness measurements were carried out. This made it possible to approximately determine the total width of the transition layer. On the basis of the conducted studies, the probable phase composition of the diffusion zone was established. On the basis of the conducted studies, the probable phase composition of the diffusion zone was established. For clarification, the phases were identified on a DRON 1.5 diffractometer. Studying the intensity of X-ray diffraction peaks and calculating the identification of lines made it possible to establish the presence of intermetallics and their mixtures with solid solutions.

Key words: diffusion zone, intermetallic, mechanical properties, titanium, platinum, welded joint.

## Вступ

Сучасні технології потребують використання нових перспективних матеріалів, технології їх отримання та технології виготовлення деталей і конструкцій. Перспективним напрямком є використання технологій отримання нероз'ємних з'єднань шляхом зварювання. Якщо конструкція передбачує з'єднання різнорідних матеріалів, які утворюють інтерметалідні фази, виникають певні ускладнення. Інтерметаліди, які розташовані безперервним ланцюгом є фазою, за якою здійснюється руйнування [1,2]. Тому різнорідні матеріали потребують з'єднання у твердій фазі за допомогою методів зварювання тертям, вибухом, дифузійного зва-

<sup>&</sup>lt;sup>19</sup> Під керівництвом наукового керівника проф., д.т.н. Санін А.Ф.

рювання у вакуумі. Регулюючи параметри зварювання, можна контролювати фазовий склад та ширину дифузійної зони.

## Аналіз публікацій

Дифузійне зварювання у вакуумі внесло суттєві зміни в розвиток науки і техніки, дозволяючи з'єднувати деталі і вузли з однорідних і різнорідних металів, а також металів та їх сплавів з неметалами при забезпеченні комплексу властивостей, які не можна отримати іншими способами зварювання: пайки, склеюванням і механічним кріпленням. Автором нового способу з'єднання матеріалів у твердій фазі був професор Н.Ф. Казаков. За час, що минув після отримання цим способом першого зварного з'єднання, в Україні і за кордоном виконана велика кількість науково-дослідних робіт теоретичного і прикладного характеру з дифузійного з'єднання різнорідних матеріалів.

#### Мета і постановка завдання

Встановити вплив параметрів дифузійного зварювання у вакуумі на фазоутворення дифузійної зони та якість зварного з'єднання різнорідних матеріалів титана і платини.

### Основний матеріал досліджень

Матеріалом дослідження є метали платина і титан, з'єднані дифузійним зварюванням у вакуумі за різних параметрів. Аналіз діаграми платина-титан дозволяє встановити що платина має малу розчинність у  $\alpha$ -титані і значно більш обмежену розчинність у  $\beta$ -титані, а також утворюються 3 типи інтерметалідів: Ti<sub>3</sub>Pt, TiPt, TiPt<sub>3</sub> [5,6]. Зварювання проводили на конструкції, яка складається з титанового зразка 10х10х10мм з платиновою фольгою товщиною 50мкм за наступними режимами T = 1138K, P = 6,37 MПа,  $\tau$  = 900, 1800, 2700с. Після зварювання виготовлялись зразки в перетині поперечному поверхні зварювання. Далі використовували теплове травлення під час полірування. На рис. 1 наведена мікроструктура з'єднання з відбитками мікротвердості, отриманими на мікротвердомірі ПМТ-3 і навантаженні 50 г.



Рис. 1. Дифузійна зона з'єднання титан-платина, х500

Для більш детального дослідження тонкої будови дифузійної зони використовували растровий електронний мікроскоп ISM-35 (рис.2).



Рис. 2. Дифузійна зона з'єднання платина-титан (Т<sub>зв</sub> = 1138К, Р<sub>зв</sub> = 6.37 МПа, т = 2700с, х4000)

Аналіз зміни мікротвердості від чистого титана до чистої платини показав наявність широкої області дифузійної взаємодії (460мкм). Визначили, що значення мікротвердості відповідають інтерметалідам (ширина слою 80мкм), які розташовані біля поверхні зварювання. Також значення мікротвердості та аналіз діаграми дозволили припустити наявність шарів твердих розчинів. Для ідентифікації фазового складу дифузійної зони проводили дослідження на дифрактометрі ДРОН-1.5. Інтенсивність максимумів рентгенограми пропорційна кількості фаз і представляється однією або двома найбільш інтенсивними лініями, які були попередньо записані для платини і титану.

Найбільш інтенсивні відображення для даних умов потрапляють у діапазон кутів 20°-65°. Точність визначення періодів ідентичності складає біля 0.002А. Дослідження проводились на скошених шліфах від платини з поступовим зняттям під невеликим кутом до поверхні титану. Зразки встановлювали на дифрактометрі ДРОН-1.5, таким чином, щоб випромінювання падало на поверхню зразка, через яку проходить вісь обертання зразка і лічильника. Мета дослідження – провести ідентифікацію речовини в суміші за набором його міжплощинних відстаней і відносної інтенсивності відповідних ліній на рентге-нограмі. Після розрахунку ідентифікацію ліній проводили за довідником. За результатами досліджень виявлені інтерметаліди Ті<sub>3</sub>Pt, TiPt, TiPt<sub>3</sub> та їх суміші з твердими розчинами [7]. Таким чином проведені дослідження дозволили встановити фазовий склад дифузійної зони.

### Висновки

Обрано технологію з'єднання різнорідних матеріалів титан і платина – дифузійне зварювання у вакуумі; виготовлені мікрошліфи для мікроструктурого дослідження; проаналізовано взаємодію титана і платини за діаграмою стану; проведені вимірювання мікротвердості на виготовлених зразках; проведені дослідження на дифрактометрі ДРОН-1.5; проведена ідентифікація фаз. Мікроструктура яка отримана за допомогою РЕМ ISM-35 свідчить про наявність трьох дифузійних прошарків. Аналіз діаграми стану платина-титан та вимірювання мікротвердості дозволив встановити ширину дифузійної зони 460мкм, наявність інтерметалідів (ширина слою 80 мкм) та прошарків твердих розчинів. Отримані дані свідчать про наявність інтерметалідів ТіЗРt, ТіРt, ТіРt3 і твердих розчинів. Визначення фазового складу зварної зони на дифрактометрі ДРОН-1.5 дозволило ідентифікувати наявність інтерметалідів, а також їх суміші з твердими розчинами. Дані отримані за допомогою наведених методів дослідження дозволяють контролювати зростання фронтальних фазових слоїв і фазоутворення, що впливає на якість дифузійного з'єднання.

## Література

1. Люшинський А.В. Дифузійне зварювання різнорідних металів: - М.: Академія, 2006. – 208с.

2. Калініна Н.Є., Калінін О.В., Носова Т.В. Розробка технології дисперсного модифікування жароміцних нікелевих сплавів для лопаток термоциклічних двигунів // XXVI Міжнародний Конгрес двигунобудівників, XAI. - Херсон, 2021. - С. 49-53

3. Рівняння індентування / С.А. Фірстов, В.Ф. Горбань, Е.П. Печковський, Н.А. Мамека // Доп. Нац. Академії наук України. – 2007. – № 12. – С. 100–106.

4. Гуревич С.М., Замков В.Н Металугрия та технологія зварювання титану та його сплавів: Наукова думка – Київ: 2017. – 300с.

5. Санін А.Ф., Мамчур І.О., Мамчур С.І. Дослідження фазового складу та протяжності дифузійних слоїв з'єднання LaB6-Zr-Nb// IV Міжнародна конференція "Інноваційні технології в науці та освіті. Європейський досвід". -м. Гельсінкі, Фінляндія, 2021. - С.164-177 с.

6. Калініна Н.Є., Носова Т.В., Мамчур С.І. Спеціальні сплави з особливими властивостями// Д: Поліграфцентр "Формат", 2021. - 32с.

7. A.I.Ustinov, lu.V. Falchenko, T.V.Melnychenko, L.V. Petrushynets, K.V.Liapina, A.E.Shishkin Diffusion welding through vacuum-deposited porous interlayers // Automatic welding – 2015. -  $N_{2}$  9. – P.268 – 279.

# DEVELOPMENT OF ZnSxSe1-x NANOCRYSTALS WITH IMPROVED PHYSICAL AND OPTICAL PROPERTIES OBTAINED BY THE COMBUSTION SYNTHESIS METHOD

# Ye.G. Plakhtii<sup>1</sup>, sen. Lecturer, D.B. Hlushkova<sup>2</sup>, Doct., professor, V.M.Volchuk<sup>1</sup>, Doct., professor <sup>1</sup>Prydniprovska State Academy of Civil Engineering and Architecture <sup>2</sup>Kharkiv National Automobile and Highway University

Abstract. All compounds of  $ZnS_xSe_{1-x}$  nanocrystals were created by combustion synthesis method. The obtained samples were discovered to have diameters of  $55 \pm 5$  nm and to have a heterogeneous crystalline structure. The fraction of the cubic phase grew in the appropriate ratios as the x value increased, but the fraction of the hexagonal phase in nanocrystals declined from  $65 \pm 5\%$  to  $30 \pm 5\%$ . According to XRD data,  $Mn^{2+}$  impurity ions are not mixed in the immediate environment despite the creation of  $ZnS_xSe_{1-x}$  solid solutions. The  $Mn^{2+}$  ions were surrounded by sulfur ions at a value of  $0.2 < x \le 1$  and selenium ions were at a value of  $x \le 0.2$ .

*Keywords:* ZnSxSe1-x nanocrystals, combustion synthesis, X-ray diffraction analysis, crystal structure, EPR spectra.

### Introduction

Due to their unique physical characteristics,  $ZnS_xSe_{1-x}$  solid solutions stand out among semiconductor compounds of the  $A_2B_6$  type. Such materials, which have an energy bandgap in the range of 2.7–3.7 eV depending on the value of x, can be used to create short-wave radiation photosensitive devices, light-emitting diodes, and lasers in the blue spectral band [1]. The widespread utilization of  $A_2B_6$  type nanocrystals (NC) chemicals in different optoelectronic-radiating structures has recently drawn more attention to these substances. As a result, high-performance technologies are being developed to produce NC with predictable and regulated qualities.

In comparison to other techniques, the combustion synthesis (CS) (self-propagating hightemperature synthesis) has a number of benefits for producing NC of the  $A_2B_6$  type. This approach stands out for its high rate of NC production, ability to generate huge quantities, low cost and energy consumption per unit, simplicity of the used equipment, and environmental friendliness [2]. By using a straightforward high-temperature reaction of a fine powder mixture of Zn, S, and Se, the CS approach enables the production of doped NC during the synthesis by adding the appropriate doping materials to the charge.

## Analysis of publications

It should be mentioned that prior CS results were obtained for ZnS NC, ZnS:Mn, and ZnSe polycrystals [3,4]. However, according to our sources, this approach has not yet been used to synthesis  $ZnS_xSe_{1-x}$  and  $ZnS_xSe_{1-x}$ :Mn NC. The features of  $ZnS_xSe_{1-x}$  and  $ZnS_xSe_{1-x}$ :Mn NC obtained by the CS method, as well as the research findings of their crystal frameworks and EPR spectra, are examined in this paper.

### **Results and discussion**

In a quartz ampoule positioned inside a sealed steel reactor, solid solutions of  $ZnS_xSe_{1-x}$  and  $ZnS_xSe_{1-x}$ :Mn were synthesized. Zn, S, and Se powders that had been physically combined and placed into the ampoule in the proper ratios. Ethyl alcohol was added to the charge prior to premixing in order to facilitate better mixing. The  $x_p$  parameter describes the S to Se ratio in the charge. After the

mixture had dried, a thermal impulse from the nickel-chromium coil in the reactor's upper section was used to start the synthesis reaction. Atmospheric pressure in the air was used for the synthesis. The x parameter, which was later shown to differ from the  $x_p$  parameter, was responsible for determining the S and Se ratio in the resulting  $ZnS_xSe_{1-x}$  NC. The MnCl<sub>2</sub> salt was added to the  $ZnS_xSe_{1-x}$  NC in order to dope it with  $Mn^{2+}$  ions,  $10^{-2}$  weight percent of the initial charge.

Utilizing Co-K radiation, XRD examination of the produced NC was carried out on a DRON-2 diffractometer. Utilizing the Radiopan SE/X-2543 radiospectrometer, the EPR spectrum was investigated. Using a REMMA-102-02 scanning electron microscope, the images of the nanoparticles were captured.

The shape of the powder made up of the  $ZnS_xSe_{1-x}$  NC crystals produced by CS According to the XRD results, this powder was made up of polycrystals with a heterogeneous crystal framework that ranged in size from 1 to 5  $\mu$ m and contained NC. The Scherrer method was used to measure their diameters, which were within 55  $\pm$  5 nm. The  $ZnS_xSe_{1-x}$  NC's minimum and maximum dimensions were unique to the compound with an x value of 0.2 and 1, respectively.

The proportion of the hexagonal phase in the ZnS NC was ~  $(65 \pm 5)\%$ , the cubic phase ~  $(35 \pm 5)\%$ , the ZnS<sub>0.8</sub>Se<sub>0.2</sub> NC  $(60 \pm 5)\%$  and  $(40 \pm 5)\%$ , the ZnS<sub>0.8</sub>Se<sub>0.2</sub> NC  $(50 \pm 5)\%$  and  $(50 \pm 5)\%$ , and the ZnSe NC  $(30 \pm 5)\%$  and  $(70 \pm 5)\%$ . As a result, the proportion of the cubic phase in the ZnS<sub>x</sub>. Se<sub>1-x</sub> NC rose as the x parameter decreased. It is notable that a significant portion of the hexagonal phase, which is not unique to ZnSe bulk crystals, was found in the ZnSe NC. The ZnS<sub>x</sub>Se<sub>1-x</sub> solid solution's cubic phase's NC crystal lattice parameters ranged from a = 5.386 (for x = 1) to a = 5.633 (for x = 0). These values found determined to be less than the ZnS<sub>x</sub>Se<sub>1-x</sub> solid solution single crystal lattice parameters, which range from a = 5.4093 (for x = 1) to a = 5.6687 (for x = 0) [5]. This further demonstrates the strain pressures unique to NC. The ZnS<sub>x</sub>Se<sub>1-x</sub> ( $\Delta a$ /a) NC crystal lattice has microdeformations ranging from  $5 \cdot 10^{-4}$  to  $2 \cdot 10^{-3}$ . The compounds with x = 1 and x = 0.9 had the smallest degree of microdeformations, whereas the compound with x = 0.2 had the largest. From  $5 \cdot 10^{10}$  to  $1 \cdot 10^{12}$ , the dislocation densities were observed. Specific compounds with x = 1 and x = 0 had the lowest dislocation density, and compounds with x = 0.2 undergoes a significant rearrangement of the ZnS<sub>x</sub>Se<sub>1-x</sub> NC crystal structure.

During the  $ZnS_xSe_{1-x}$  NC's CS reactions at  $x_p \le 0.9$ , a sediment made of selenium oxides precipitated out on the reactor walls. This fact enables us to assume that the S and Se ratio in the charge prepared for CS is determined by the  $x_p$  parameter, not the x parameter in the  $ZnS_xSe_{1-x}$  NC. Using Vegard's law—a linear modification of the crystal lattice parameters when the S and Se ratio is changed—we were able to calculate the x parameter in the  $ZnS_xSe_{1-x}$  NC according to XRD data. This law only applies to  $ZnS_xSe_{1-x}$  solid solution crystals. It was discovered as a result that the parameter x considerably differs from the  $x_p$  parameter in the synthesized  $ZnS_xSe_{1-x}$  NC.

Up until the compound with x = 0, no more crystalline phases are seen in the produced solid solutions, according to the XRD data. Only in the ZnSe NC did we find evidence of the Se<sub>2</sub>O<sub>5</sub> phase traces, which makes sense given that NC is often synthesized in the atmosphere.

An analysis of the  $ZnS_xSe_{1-x}$  NC of solid solutions EPR spectra revealed that all compounds include a hyperfine structure made up of six evenly spaced lines peculiar to the  $Mn^{2+}$  paramagnetic centers, even in the NC undoped by manganese. These lines appeared to be doubled in the compound where x = 1, indicating the overlap of two EPR spectra. One of them is a member of the  $Mn^{2+}$  ions that are found in a hexagonal local environment and has the hyperfine structural constant A = 7.15 mT.  $Mn^{2+}$  ions found in a cubic environment are linked to another spectrum with a hyperfine structure constant A = 6.88 mT.

### Conclusions

The results demonstrate that it is feasible to synthesize NC of  $ZnS_xSe_{1-x}$  mixed compounds using the CS approach, as well as to dope them with a manganese admixture during the synthesis. NC is a mixed crystal framework in all substances. According to the EPR findings, the local environment of

the  $Mn^{2+}$  ions is not mixed in the compounds with  $0.2 < x \le 1$ . Sulfur ions surround the  $Mn^{2+}$  ions in these NC. Selenium ions surround the  $Mn^{2+}$  ions in compounds where  $x \le 0.2$ .

#### References

1. Lu J. etal. Optical and electrical applications of ZnSxSe1- x nanowires-network with uniform and controllable stoichiometry //Nanoscale. – 2012. – T. 4. – No. 3. – C. 976-981. https://doi.org/10.1039/C2NR11459C

2. Levashov, E. A., Mukasyan, A. S., Rogachev, A. S., & Shtansky, D. V. (2016). Self-propagating high-temperature synthesis of advanced materials and coatings. International Materials Reviews, 62(4), 203-239. https://doi.org/10.1080/09506608.2016.1243291

3. Bacherikov Y. Y. etal. Structural and optical properties of ZnS: Mn micro-powders, synthesized from the charge with a different Zn/S ratio //Journal of Materials Science: Materials in Electronics.  $-2017. -T. 28. -N_{\odot}. 12. -C. 8569-8578$ . https://doi.org/10.1007/s10854-017-6580-8

4. S.V. Kozytckyy, V.P. Pysarskyy, D.D. Polishchuk. Obtaining of ZnSe by Means of Self-Propagating High-Temperature Synthesis //Physics and chemistry of solid state.  $-2003. - T. 4. - N_{\odot}$ . 2. -C. 229-233.

5. Taguchi T., Kawakami Y., Yamada Y. Interface properties and the effect of strain of ZnSe/ZnS strained-layers uperlattices //Physica B: Condensed Matter.  $-1993. - T. 191. - N_{\odot}. 1-2. - C.$  23-44. https://doi.org/10.1016/0921-4526(93)90176-7

# ВСТАНОВЛЕННЯ ЗАЛЕЖНОСТІ ТВЕРДОСТІ ЗА МАРТЕНСОМ ВІД МІКРОСТРУКТУРИ ПРИ ІНДЕНТУВАННІ ЗРАЗКІВ З ВУГЛЕЦЕВОЇ ІНСТРУМЕНТАЛЬНОЇ СТАЛІ У12А<sup>20</sup>

# Єгоров Н.О., ст. гр. МС 41-19, ХНАДУ

Анотація. Показано, як дисперсність мікроструктури зразків з вуглецевої сталі У12А впливає на значення твердості за Мартенсом при індентуванні пірамідою Берковича. Встановлено значний розмірний ефект, тобто значення твердості кожного зразку зі збільшенням навантаження зменшуються майже у 1,7-2,2 рази.

*Ключові слова:* мікроструктура, перліт, цементит, твердість за Мартенсом, індентор, діаграма індентування, розмірний ефект.

# ESTABLISHING THE DEPENDENCE OF HARDNESS ACCORDING TO MARTENS ON MICROSTRUCTURE WHEN INDENTING SAMPLES FROM CARBON TOOL STEEL U12A

## Yehorov N., st. of gr. MS 41-19, KhNAHU

Annotation. It is shown how the dispersion of the microstructure of samples made of carbon steel U12A affects the Martens hardness value when indented by the Berkovich pyramid. A significant indentation size effect was established, that is, the hardness values of each sample with an increase in load are reduced by almost 1,7-2,2 times.

*Keywords:* microstructure, perlite, cementite, Martens hardness, indenter, indentation diagram, indentation size effect.

### Вступ

Зараз є велика проблема у встановлення залежності твердості металів і їх сплавів як від мікроструктури, так і від навантаження на індентор (indentation size effect). На прикладі метода вимірювання твердості за шкалою Мартенса згідно з ISO 14577 [1] нами встановлена спроба встановити цю залежність.

Значним фактором, що впливає на значення результатів вимірювання твердості вуглецевої інструментальної сталі У12А, є як розмірний ефект, тобто indentation size effect, так і вплив розміру зерна структурних складових мікроструктури.

Питанню впливу мікроструктури та навантаження на значення твердості вуглецевої інструментальної сталі У12А за методом Мартенса і присвячене дане дослідження.

## Аналіз публікацій і мета роботи

В роботах [1-2] наведено, що найбільш прогресивним набором механічних властивостей металевих матеріалів є міжнародний стандарт ISO 14577, до якого входить наступний комплекс параметрів: твердість за Мартенсом *HM*, твердість за Мартенсом *HM*<sub>s</sub>, твердість індентування  $H_{\rm IT}$ , модуль пружності  $E_{\rm IT}$ , повзучість при індентуванні  $C_{\rm IT}$ , релаксація при індентуванні  $R_{\rm IT}$ , робота при індентуванні [1]. Одним із найважливіших параметрів цього комплексу є метод Ма-

<sup>&</sup>lt;sup>20</sup> Робота виконана під керівництвом професора Мощенка В.І.

ртенса, якій враховує як пружну, так і пластичну складові у твердості. Але при цьому важливу роль грає дисперсність зерна структурних складових металу або сплаву.

Автори [3] свідчать, що розмірний ефект, тобто залежність твердості від навантаження присутній при вимірюванні твердості будь яких металевих матеріалів. Як відомо, розмірний ефект збільшує або зменшує показники твердості від декілька відсотків до 2-3 х разів.

В роботі [2] також доведено, що розмірний ефект буває прямий або зворотній.

Об'єктом досліджень були сталеві міри твердості. Що стосується впливу навантаження на значення твердості сталевих зразків - це питання є актуальним для сучасного матеріалознавства.

Метою даної роботи є дослідження характеру зміни твердості зі збільшенням навантаження на індентор для вуглецевої інструментальної сталі У12А з різною мікроструктурою.

## Матеріали і методи дослідження

Для дослідження були відібрані зразки, виготовлені з мір твердості. Позначення зразків, їх твердість та мікроструктура надано в таблиці 1.

Таблиця 1 – Значення твердості за Віккерсом сталевих зразків в залежності від мікроструктури

Зразок	Твердість зразку за Віккерсом та марка сталі	Мікроструктура
Mina	1. Міра твердості 500HV10 (У12А)	Перліт + цементит
Iviipa	2 Mina manufacti 700HV10 (V12A)	Перліт + цементит
твердості н у	2. Milpa IBepdocii /90H v 10 (9 12A)	(дрібно глобулярний)

Твердість вимірювалась на приладі NanoTest (Micro Materials Ltd.) Унікальність даного приладу - горизонтальне розташування шпинделя і індентора, що дозволяє з більшою точністю визначати твердість в мікро- і нанодіапазоні. Це пов'язано з силою тяжіння, яка діє на досліджуваний зразок під час проведення випробування.

## Результати дослідження

Залежність твердості за Мартенсом від навантаження наведено на рис. 1.



1 – зразок 1 (міра твердості 500HV10 (У12А - перліт + цементит)); 2 – зразок 2 (міра твердості 790HV10 (У12А - перліт + цементит (дрібно глобулярний)) Рис. 1. Залежність твердості за Мартенсом від навантаження та мікроструктури

З рисунку видно, що при підвищенні навантаження до 0,2 Н значення твердості за Мартенсом зменшується в 1,7 раза (міра твердості 500HV10 (У12А - перліт + цементит), і в 2,2 рази для зразку 790HV10 (У12А - перліт + цементит (дрібно глобулярний)). При цьому більш дрібно-дисперсна мікроструктура зразку 2, тобто сталі У12А зі структурою перліт та цементит дрібно глобулярний, значення твердості за Мартенсом в 1,4 рази вище.

#### Висновки

1. При дослідженні залежності твердості за Мартенсом зразків з вуглецевої інструментальної сталі У12А значно проявляється розмірний ефект (indentation sizee ffect), тобто зменшення твердості за Мартенсом в 1,7-2,2 рази зі збільшенням навантаження на індентор від 0,007 до 0,2 Н.

2. При дослідженні залежності твердості за Мартенсом від мікроструктури зразків з вуглецевої інструментальної сталі У12А встановлено наступне: більш дрібно-дисперсна мікроструктура зразку зі сталі У12А надає підвищення твердості за Мартенсом приблизно в 1,4 рази.

### Література

1. ISO 14577-1:2015. Metallic materials — Instrumented indentation test for hardness and materials parameters — Part 1: Test method. - 46 p.

2. Мощенок, В.І. Сучасні методи визначення твердості матеріалів : монографія / LAP LAMBERT Academic Publishing.- 2019. ISBN-13:978-620-0-25655-3. - 392 с.

3. Simon P.A. Gill and Christopher J. Campbell A model for the indentation size effect in polycrystalline alloys coupling intrinsic and extrinsic length scales. Journal of Materials Research , Volume 34, Issue 10, 28 May 2019, p. 1645 – 1653.

# IMPROVING THE QUALITY OF WELDED JOINTS OF CAST IRON DURING COLD WELDING<sup>21</sup>

## Shpenovych V.V., student of group MC-31-20, KhNAHU

Annotation. The issue of using manual arc cold welding of cast iron with electrodes on Sv-08A wire with an oxidizing coating containing oxidizers, slag-forming and stabilizing elements: marble, hematite, quartz sand, chromium oxide, aluminum powder, mica and soda is considered. *Key words:* cast iron, welding, oxidizing agents, hematite, coating.

# ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ЗВАРНИХ З`ЄДНАНЬ ЧАВУНІВ ПРИ ХОЛОДНОМУ ЗВАРЮВАННІ

### Шпеньович В.В., студент групи МС-31-20, ХНАДУ

Анотація. Розглянуто питання застосування ручного дугового холодного зварювання чавуну електродами на дроті Cв-08А з окислювальним покриттям, що містить окислювачі, шлакоутворюючі 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 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**

<sup>&</sup>lt;sup>21</sup> Робота виконана під керівництвом доцента Багрова В.А.

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 (Fe2O3) 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 C4 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 IIMT-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 MIM-8M 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 CY 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.



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).



Fig. 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.

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				

Table 1 - Hardness of the molten metal, HRC

A smooth transition from the base metal (grey cast iron CY 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.

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.



Fig. 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.



Fig. 4. Melting zone of cast iron-steel, ×100, not damaged



Fig. 5. Microstructure of cast iron-steel melting zone, ×450

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).

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 CY 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.



Fig. 6. Dependence of the carbon content in the weld metal on the current strength at reverse polarity welding



Fig.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-ledeburite 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. Єфіменко М.Г., Радзівілова Н.О. Металознавство і термічна обробка зварних з'єднань. – Харків: НТУ ХПІ, 2003. – 488с.

2. Калін М.А. Нові матеріали і технології для зварювання чавуну [Текст]: Монографія. – Харків: Видавництво «НТМТ», 2009. – 85 с.- Укр. мовою.

3. Спосіб підвищення якості відновлення тонкостінних виробів з сірого чавуну: пат. 114950 Україна, МПК В23К 9/04 (2006.01), В23К 35/22 (2006.01) No u201610481; заявл. 17.10.2016; опубл. 27.03.2017, Бюл. No6.

# DURABILITY OF MATERIALS UNDER REPEATED DYNAMIC LOADING

# Murzakhmetova U.A.<sup>1</sup>, Seitkazenov K.K.<sup>2</sup>, Alshynova A.M.<sup>3</sup>

## <sup>1</sup> Kazakh Automobile and Road Institute named after L.B. Goncharov, Kazakhstan <sup>2</sup> South Kazakhstan University ieni M. Auezov, Kazakhstan <sup>3</sup> Almaty technological University, Kazakhstan

Annotation. The regularities of micro-shock fatigue destruction of annealed metal materials under severe loading conditions are revealed. Based on the law of summation of damages and taking into account the features of crack formation in dynamically deformed volumes of wear materials, a model is obtained for erosion. The generalization of the obtained private model at the micro - macroscale level of wear made it possible to obtain a universal power dependence suitable for assessing the durability of materials. The law of summation of damages for stepped loading is presented. Key words: crack, wear, erosion, fatigue life.

# ДОВГОВІЧНІСТЬ МАТЕРІАЛІВ ПРИ ПОВТОРНОМУ ДИНАМІЧНОМУ Навантаженні

Мурзахметова У.А.<sup>1</sup>, Сейтказенова К.К.<sup>2</sup>, Алшинова А.М.<sup>3</sup>

## <sup>1</sup>Казахський автомобільно-дорожній інститут ім. Л.Б. Гончарова, Казахстан <sup>2</sup> Південно-Казахстанський Університет ієні М. Ауезова, Казахстан <sup>3</sup>Алмаатинський технологічнй університет, Казахстан

Анотація. Виявлено закономірності мікроударного втомного руйнування відпалених металевих матеріалів у жорстких умовах навантаження. На підставі закону підсумовування пошкоджень та врахування особливостей утворення тріщин у динамічно деформованих об'ємах матеріалів, що зношуються, отримана модель для ерозії. Узагальнення отриманої часткової моделі на мікро-макромасштабному рівні зношування дозволило отримати універсальну статичну залежність, придатну для оцінки довговічності матеріалів. Наведено закон підсумовування пошкоджень для ступінчастого навантаження.

Ключові слова: тріщина, зношування, ерозія, втомна довговічність.

## Introduction

The destruction of the volume of material on the surface of the engine cylinder liner, subjected to repeated dynamic loading by cumulative microjets, liquid drops or spherical shock waves, can be schematically represented as follows (Figure 1).

The action of a single pressure pulse on the material surface leads to the formation of a dent, on the periphery of which concentric isolated cracks of small depth appear. The occurrence of a crack is associated with the presence of surface defects such as microcracks present in a thin surface layer of the material before loading and the action of tensile stresses from Rayleigh waves. At the first stage, compressive stresses predominate in the wave passage zone. Subsequently, a shear wave separates from the contact region, and noticeable tensile stresses act at a considerable distance along the radius in the deformed zone of the material.

At some depth  $\delta$  from the surface, transverse cracks may occur. We can assume that the depth of their location corresponds to the boundary of the plastic deformation zone  $\delta$ . The cause of transverse cracks is the so-called "internal reflections", in particular, the reflection of an elastic unloading

wave from a slower longitudinal elastoplastic wave. It is important to note that the elastic unloading wave after reflection turns into a stretching wave.

### **Objects and methods of research**

To study the fatigue life of wear materials, special samples of structural steel were modeled. Special samples subjected to cyclic world shocks.

### **Research method**

To determine the fatigue life of wear materials, a method was used to assess the destruction from cyclic fatigue at the macroscopic level using the linear theory of damage accumulation.

## **Results and its discussion**

According to the data of [1], on the surface of a crater, when metals are tested on MSW, conical depressions with a depth with a right angle at the top can appear  $h_c \cong 0.1d_k$ . The occurrence of such depressions is associated with the action of the greatest shear stresses (Figure 1). It is also obvious that damage can occur in the bulk of the material under the contact patch as a result of the accumulation of shear strains along with the detachment action of the reflected unloading waves.



1 – surface of the crater; 2 – concentric cracks;
 3 – transverse cracks; 4 – conical recess in the center of the crater
 Fig. 1. Scheme of the location of damage when exposed on the material of the liquid jet (liquid droplets)

In some cases, the appearance and further development of radial cracks in the contact zone due to erosive chipping of more brittle components of the microstructure, for example, carbide particles in steels, cast irons, and other materials, cannot be ruled out in the contact zone.

Depending on the impact velocity and material properties, the initiation and development of cracks from the initial size  $\ell_0$  to the critical length  $\ell_{cr}$ , sufficient for the subsequent formation of wear products by chipping or tearing, can occur after a different number of external pulses.

From individual strong impacts in the material, apparently, cracks of critical length and erosion products corresponding to them in size can immediately appear. The speed of such impacts will be comparable to the critical speed  $\vartheta_{cr}$ , which is an important characteristic of the wear material.

If the destruction occurs after a significant number of impacts, i.e. If there is low- or high cycle surface fatigue, then the growth of a crack to a critical length can be considered as a result of the interaction of stress waves with the tips of activated cracks. The curvature of surface cracks observed in practice during their propagation deep into the material is a consequence of such an interaction. It is important to note that a stress wave does not have to be tensile in order for a crack to grow. It was theoretically and experimentally shown in [2] that the interaction of a compression wave with a crack tip leads to the appearance of tensile stresses in the material in front of the crack and to a change in the direction of its further growth.

From the point of view of linear fracture mechanics, it can be assumed that the resistance of the material at impact velocities  $\vartheta \ge \vartheta_{kp}$  is related to the fracture toughness  $K_{1C}$ ; at  $\vartheta < \vartheta_{cr}$  and relatively slow crack growth - with cyclic viscosity, namely: with the parameter  $K_{IS}^{\min}$  characterizing the conditions of crack starting (activation) at the least constraint of plastic deformation, and with the parameter  $K_{IS}^{\max}$  corresponding to the limiting state of the material at  $K_{IC}$ , or  $K_{IIC}$ , or  $K_{IIC}$ , depending on the initial material structure and loading regime.

For predictive estimates of the erosion resistance of structural materials and coatings, it is necessary to know the dependence of the critical number of microshocks, or the accumulation period of damage accumulation by a thin surface layer, on the velocity (pressure) of a jet or liquid droplets and the mechanical properties of wear materials.

An analysis of the kinetics of microshock fatigue fracture of annealed metallic materials under severe loading conditions makes it possible to consider the following regularities as the most probable:

- occurrence during the accumulation period  $\tau_{of\ an\ accumulating}$  plastically deformed layer with a depth  $\delta_{of\ incl.}$  ;

- development of a specific microrelief on the surface in the form of ripples and separate craters of predominantly spherical shape;

- gradual destruction of the surface layer, the emergence and growth of concentric radial and transverse microcracks comparable with the dimensions of the plastically deformed layer;

- formation of erosion products comparable with the sizes of radial and transverse cracks.

When evaluating the fatigue life of wear metals, the linear theory of damage accumulation is used. A typical fatigue fracture diagram is shown in Figure 2. In this diagram  $\sigma$ , the stress amplitude, N is the number of cycles. We assume that the average cycle stress is zero and the stress amplitude does not change during the test.



The arrows show the transition from one load stage to another. Fig. 2. Scheme of damage summation

In the amplitude range from  $\sigma_0$  to  $\sigma_2$ , the fatigue curve I can be approximated by the function

$$\left(\sigma - \sigma_0\right)^n N = const_1, \tag{1}$$

where: n and const 1 are experimental constants of the tested material;

n, N and const 1 are random variables.

Curve I corresponds to the destruction of samples from cyclic fatigue at the macroscopic level. Curve II characterizes the moment of appearance of various damages at different load levels. The equation for this curve is:

$$(\sigma - \sigma_0)^n N = const_2, \qquad (2)$$

where: N - is the number of loads to a given degree of damage;

 $const_2$  - is a constant that characterizes the properties of the material at a given degree of damage.

For the step loading scheme shown in Figure 3, after the transition from stress  $\sigma_1$  to  $\sigma_2$ , the total number of cycles until the material fails will be equal to

$$N = N_B + \Delta N_{CD}.$$
 (3)



Fig. 3. Scheme of a stepped loading

Based on expressions (1) and (2) for points B, C, D and E, we can write:

$$\begin{pmatrix} \sigma_1 - \sigma_0 \end{pmatrix}^n N_B = const_2; \quad (\sigma_2 - \sigma_0)^n (N_2 - N_{CD}) = const_2; \\ (\sigma_2 - \sigma_0)^n N_2 = const_1; \quad (\sigma_1 - \sigma_0)^n N_1 = const_1.$$

$$(4)$$

After simple transformations of relations (3) and (4), we determine the total durability

$$N = N_2 - N_B \left[ 1 - \left( \frac{\sigma_1 - \sigma_0}{\sigma_2 - \sigma_0} \right)^n \right].$$
<sup>(5)</sup>

From (4) the following relations follow:

$$\frac{N_B}{N_1} = \frac{const_2}{const_1} \text{ and } \frac{\Delta N_{CD}}{N_2} = \frac{const_1 - const_2}{const_1}, \tag{6}$$

from which follows

$$\frac{N_B}{N_1} + \frac{\Delta N_{CD}}{N_2} = 1.$$
<sup>(7)</sup>

Relation (7) is a special case of the linear law of damage summation for two loading stages . In the general case, for m loading stages , the damage summation law can be written as

$$\sum_{i=1}^{m} \left( N_{i} / N_{\kappa p \, i} \right) = 1, \qquad (8)$$

where  $N_i$  is the number of loading cycles at the stress level with amplitude  $\sigma_a$ ;

 $N_{\kappa p i}$  is the number of loading cycles at the same level corresponding to the fatigue failure of the sample.

The right side of expression (8) when testing materials for torsion and bending can vary from 0.6 to 2.2 [3].

Returning to expression (7), we note that it contains random variables N<sub>1</sub>, N<sub>2</sub> and  $\Delta$ N<sub>CD</sub>, which is associated with a small selection of samples with the standard method of constructing fatigue curves. To obtain deterministic fatigue properties of materials, it is necessary to increase the number of samples in a batch and apply a statistical approach when processing test results.

The refined damage summation law for the considered case of loading can be represented as follows [4]:

$$\frac{N_{B}}{N_{\kappa p_{1}}} \left[ 1 + \frac{\left\langle \left( N_{1} - N_{\kappa p_{1}} \right)^{2} \right\rangle}{N_{\kappa p_{1}}^{2}} \right] + \frac{\Delta N_{CD}}{N_{\kappa p_{2}}} \left[ 1 + \frac{\left\langle \left( N_{2} - N_{\kappa p_{2}} \right)^{2} \right\rangle}{N_{\kappa p_{2}}^{2}} \right] = 1.$$
(9)

In this form, the damage summation law makes it possible to more accurately determine the total durability under stepped loading in comparison with the linear law (7) and (8).

#### Conclusions

When evaluating the fatigue life of wear metals, the linear theory of damage accumulation is used. According to the fatigue fracture diagram, curves were obtained corresponding to the destruction of samples from cyclic fatigue at the macroscopic level, which characterizes the moment of occurrence of various damages at different load levels. By testing steel materials for torsion and bending, their endurance limit is determined.

### Literature

1. Steller K. \_ Kzrysrtofowicz T. \_ Ewsja Kawitacyjna srub okreta wych - Budownictwo okretowe .-1985.- V .31, No. 10.-P.430-435.

2. V. N. Vinogradov and G. M. Sorokin, Acoust. Wear resistance of steels and alloys. – M  $\therefore$  Oil And gas , 1994.–246 p .

3. Thiruvengadam A. Aunified Theory of Cavitation Damage // Trans. ASME . J. \_ Basic Engr. -1963.- D.85 , No.3.-P.365-376.

4. Seitkazenova K.K. Damage to materials under fatigue // Science and Education of Southern Kazakhstan.- 2002, No. 30.- P. 81-85.

5. V. S. Ivanova, A. S. Balankin , I. Zh. Bunin, and A. A. Oksogoev , Russ. Synergetics and fractals in materials science. - Mu: "Science" 1994.

6. Troshchenko V.T. Deformation and destruction of metals under low-cycle

7. Pogodaev L.I., Kuzmin V.N., Matveevsky O.O. Structural-energy models of fatigue and erosion of materials taking into account scale levels of deformation. // Friction and lubrication in machines and mechanisms. No. 6, 2008, - P.3-12.
# ВСТАНОВЛЕННЯ ЗАЛЕЖНОСТІ ТВЕРДОСТІ ІНДЕНТУВАННЯ ТА МОДУЛЯ ПРУЖНОСТІ ВІД МІКРОСТРУКТУРИ ПРИ ДОСЛІДЖЕННІ ЗРАЗКІВ З ВУГЛЕЦЕВОЇ ІНСТРУМЕНТАЛЬНОЇ СТАЛІ У12А<sup>22</sup>

## Мощенок А.В., аспірант ХНАДУ

Анотація. Показано, як дисперсність мікроструктури зразків з вуглецевої сталі У12А впливає на значення механічних властивостей по ISO 14577 при індентуванні пірамідою Берковича. Встановлено, що зменшення розміру зерна перліто- цементитної мікроструктури сталі У12А значно підвищує такі параметри механічних властивостей, як твердість індентування у 1,5-2,5 рази, а модуля пружності на 3-70%.

**Ключові слова:** мікроструктура, перліт, цементит, твердість індентування, модуль пружності, діаграма індентування.

# DETERMINATION OF THE DEPENDENCE OF INDENTATION HARDNESS AND ELASTIC MODULUS ON MICROSTRUCTURE IN THE STUDY OF SAMPLES OF U12A CARBON TOOL STEEL

## Moshenok A.V., postgraduate student of KhNADU

Annotation. It is shown how the dispersion of the microstructure of samples of carbon steel U12A affects the values of mechanical properties according to ISO 14577 when indenting with the Berkovich pyramid. It was found that a decrease in the grain size of the pearlite-cement microstructure of U12A steel significantly increases such mechanical properties as indentation hardness by 1.5-2.5 times and elastic modulus by 3-70%. Keywords: microstructure, pearlite, cementite, indentation hardness, elastic modulus, indentation diagram.

## Вступ

Зараз є велика проблема у встановлення залежності твердості та пружності металів і їх сплавів від мікроструктури. На прикладі методів вимірювання твердості індентування та модуля пружності згідно з ISO 14577 [1] нами встановлено цю залежність.

Значним фактором, що впливає на значення результатів вимірювання твердості індентування та модуля пружності вуглецевої інструментальної сталі У12А є розмір зерна структурних складових мікроструктури.

Питанню впливу мікроструктури на значення твердості індентування та модуля пружності вуглецевої інструментальної сталі У12А і присвячене дане дослідження.

## Аналіз публікацій і мета роботи

Згідно з міжнародним стандартом ISO 14577 [1] встановлено, що найбільш прогресивним набором механічних властивостей металевих матеріалів : твердість за Мартенсом HM, твердість за Мартенсом  $HM_s$ , твердість індентування  $H_{IT}$ , модуль пружності  $E_{IT}$ , повзучість при індентуванні  $C_{IT}$ , релаксація при індентуванні  $R_{IT}$ , робота при індентуванні. Основними параметрами цього комплексу є твердість індентування, яка враховує як пружну, так і пластичну складові у твердості, а також модуль пружності, який характеризує пружність досліджуваного

<sup>&</sup>lt;sup>22</sup> Робота виконана під керівництвом доцента Лалазарової Н.О.

матеріалу [2-3]. Але при цьому важливу роль на значення твердості індентування та пружності грає дисперсність зерна структурних складових металу або сплаву.

Предметом досліджень були сталеві міри твердості. Що стосується впливу мікроструктури на значення твердості та пружності сталевих зразків - це питання є актуальним для сучасного матеріалознавства.

Метою даної роботи є дослідження твердості індентування та пружності вуглецевої інструментальної сталі У12А з різною мікроструктурою.

### Матеріали і методи дослідження

Для дослідження були відібрані зразки, виготовлені з мір твердості. Позначення зразків, їх твердість та мікроструктура надано в таблиці 1.

Таблиця 1 – Значення твердості за Віккерсом сталевих зразків в залежності від мікроструктури

Зразок	Твердість зразку за Віккерсом та марка сталі	Мікроструктура
Міра твердості НV	1. Міра твердості 500HV10 (У12А)	Перліт + цементит
	2. Міра твердості 790HV10 (У12А)	Перліт + цементит (дрібно глобулярний)
	3. Міра твердості 350HV30 (У12А)	Перліт
	4. Міра твердості 850HV50 (У12А)	Перліт + цементит (дрібно глобулярний)

Твердість індентування та модуль пружності вимірювалась на приладі NanoTest (Micro Materials Ltd) [4]. Унікальність даного приладу - горизонтальне розташування шпинделя і індентора, що дозволяє з більшою точністю визначати твердість в мікро- і нанодіапазоні. Це пов'язано з силою тяжіння, яка діє на досліджуваний зразок під час проведення випробування.



Рис. 1. Прилад NanoTest Micro Materials Ltd

#### Результати дослідження

За авторською програмою [5] визначаємо твердість індентування (рис.4) та модуль пружності (рис. 5) за отриманими при індентуванні показниками діаграмі індентування (рис. 3) згідно стандарту ISO 14577 (рис. 2).



Рис. 2. Вибір механічних властивостей матеріалів згідно стандарту 14577



Рис. 3. Типова діаграма індентування зразків 1-4 пірамідою Берковича



Рис. 4. Розрахунок твердості індентування для зразка №1



Рис. 5. Розрахунок модуля пружності для зразка №1

Залежність твердості індентування та модуля пружності в залежності від мікроструктури наведено у таблиці 2. З таблиці 2 видно, що сталеві зразки з різної мікроструктурою та твердістю за Віккерсом від 500 до 790 одиниць ( збільшення у 1,6 рази) надають також збільшення твердості індентування з 5,85 до 8,96 ГПа, тобто у 1,5 рази.

Позначення зразка	Мікроструктура	Твердість інденту- вання Ніт, гПа	Модуль пружності Еіт, гПа
1. Міра твердості 500HV10 (У12А)	Перліт + цементит	5,85	207,9
2. Міра твердості 790HV10 (У12А)	Перліт + цементит (дрібно глобулярний)	8,96	214,5
3. Міра твердості 350HV30 (У12А)	Перліт	4,21	140,9
4. Міра твердості 850HV50 (У12А)	Перліт + цементит (дрібно глобулярний)	10,99	248,4

Таблиця 2 – Значення твердості індентування та модуля пружності в залежності від мікроструктури вуглецевої інструментальної сталі У12А

При цьому модуль пружності збільшується тільки на 3%. А ось дослідження на другій парі аналогічної вуглецевої сталі У12А твердість за Віккерсом від 350 до 850 одиниць надає збільшення твердості індентування від 4,21 до 10,99 ГПа, а модуля пружності з 140,9 до 248,4, тобто у 1,7-2,6 разів. Таким чином, зменшення зерна мікроструктури завжди надає збільшення як твердості, так і модуля пружності приблизно у 2 рази.

#### Висновки

1. При дослідженні залежності твердості індентування зразків з вуглецевої інструментальної сталі У12А встановлено, що зменшення зерна мікроструктури надає збільшення твердості індентування в 1,5-2,6 разів. А зростання модуля пружності для цих зразків значно менше: від 1,03 до 1,7 разів.

2. Доцільно для збільшення експлуатаційних властивостей деталей машин досліджувати такі їх механічні властивості, як твердість індентування та модуль пружності.

### Література

1. ISO 14577-1:2015. Metallic materials — Instrumented indentation test for hardness and materials parameters // This standard was last reviewed and confirmed in 2021.- Part 1: Test method. - 46 p.

2. Li-zhen HOU, Shi-liang WANG, Guo-Liang CHEN, Yue-hui HE, Ya XIE // Mechanical properties of tungsten nanowhiskers characterized by nanoindentation /journal/transactions-of-nonferrous-metals-society-of-china.- Volume 23, Issue 8, August 2013, Pages 2323-2328.

3. Esteban Broitman. Indentation Hardness Measurements at Macro-, Micro-, and Nanoscale: A Critical Overview // December 2016.- Tribology Letters.-65(1):23.- DOI:10.1007/s11249-016-0805-5.

4. Nano Test Materials Testing Platform Two Copyright : [Электронный ресурс]

Micro Materials Ltd. – Wrexham. – United Kingdom. – 2023.– Режим доступа: <u>https://www.micromaterials.co.uk/</u>.

5. Мощенок, В.І. Сучасні методи визначення твердості матеріалів : монографія / LAP LAMBERT Academic Publishing.- 2019. ISBN-13:978-620-0-25655-3 . - 392 с.