

Міністерство освіти і науки України
Державний вищий навчальний заклад
«Харківський національний автомобільно-дорожній університет»
Державний вищий навчальний заклад
«Придніпровська державна академія будівництва та архітектури»

Кваліфікаційна наукова
праця на правах рукопису

ГРІНЧЕНКО ОЛЕНА ДМИТРІВНА

УДК 669.017.16:620.18

ДИСЕРТАЦІЯ

**МАТЕРІАЛОЗНАВЧІ ОСНОВИ ПІДВИЩЕННЯ ДОВГОВІЧНОСТІ
ЛОПАТОК ПАРОВИХ ТУРБІН**

05.02.01 – Матеріалознавство
спеціальність
13 – Механічна інженерія
галузь знань

Подається на здобуття наукового ступеня кандидата технічних наук

Дисертація містить результати власних досліджень. Використання ідей, результатів та текстів інших авторів мають посилання на відповідне джерело

_____ Грінченко О.Д.

Науковий керівник: Глушкова Діана Борисівна, доктор технічних наук,
професор

Дніпро – 2020

АНОТАЦІЯ

Грінченко О.Д. **Матеріалознавчі основи підвищення довговічності лопаток парових турбін.** – Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня кандидата технічних наук за спеціальністю 05.02.01 «Матеріалознавство» (13 – Механічна інженерія). – Державний вищий навчальний заклад «Харківський національний автомобільно-дорожній університет»; «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури» Міністерства освіти і науки України, Дніпро, 2020.

Дисертаційна робота присвячена вирішенню науково-технічної задачі, яка полягає в розробці наукових і матеріалознавчих основ підвищення надійності та довговічності робочих лопаток останніх ступенів парових турбін зі сталі 15X11МФ-Ш, розробці і впровадженні способу зміцнення вхідних кромek лопаток для захисту від ерозійно-корозійного руйнування на основі управління параметрами структури і функціональних властивостей.

Багаторічна робота парових турбін різних типів на теплових і атомних електростанціях виявила ряд серйозних проблем, пов'язаних з негативним впливом постійно діючих експлуатаційних факторів. До цих факторів, зокрема, відноситься знос і пошкодження елементів проточної частини турбін, в тому числі краплеударний ерозійний знос робочих лопаток в зоні вологого пару. Встановлено, що робочі лопатки парових турбін передчасно виходять з ладу в результаті впливу ударів крапель, впливу агресивного середовища, механічної напруги, втомного руйнування. Вивчення досвіду експлуатації лопаткового апарату показало, що при однаковому конструктивному виконанні лопаток велике значення має водно-хімічний баланс. Наявність в робочому тілі турбіни хімічних елементів і сполук інтенсифікують процес ерозійного зносу. Відчутний вплив на характеристики ерозійного зносу надає значення рН робочого середовища, яке може значно коливатися в процесі експлуатації.

Незважаючи на великий досвід створення різних активних і пасивних способів протиерозійного захисту, накопичений до теперішнього часу в усьому

світі, як і раніше, спостерігаються випадки пошкоджень робочих лопаток останніх ступенів парових турбін, що обумовлені виникненням в проточній частині ерозійно-небезпечної крапельної вологи.

Обґрунтування вибору теми дослідження та її доцільність обумовлені тим, що, є необхідність удосконалення застосовуваних раніше і в розробці нових методів підвищення довговічності роботи лопаток парових турбін за рахунок впровадження нових способів зміцнення вхідної кромки лопаток. Проблема вдосконалення методів захисту деталей турбін, що працюють в зоні фазового переходу пар-вода і сьогодні не втратила своєї актуальності. Одним з перспективних напрямків підвищення довговічності лопаток, за рахунок зменшення ерозійного зносу вхідних кромок лопаток, є застосування гартування струмами високої частоти в комбінуванні з електроіскровим легуванням новими для зміцнення робочих лопаток матеріалами, яке проводять послідовно в єдиному технологічному циклі з перекриванням зони зміцнення. Такий спосіб зміцнення забезпечує надійний захист від впливу краплеударної ерозії вхідної кромки, включаючи ділянку радіусного переходу до бандажу, яка недоступна для загартування струмами високої частоти.

Вирішення цього важливого завдання призводить до об'єктивної необхідності мати наукові основи для вдосконалення існуючих технологій для підвищення довговічності робочих лопаток парових турбін, що зумовило вибір теми, актуальність наукового дослідження з урахуванням його теоретичної і практичної значущості, формулювання мети, наукової новизни і завдань дисертаційної роботи.

Дослідження проводилося на зразках від заготовок лопаток і лопатках зі сталі 15X11МФ-Ш, виготовлених методом штампування.

Оцінювання властивостей матеріалів виконували з використанням методів механічних досліджень, металографічного, рентгеноструктурного, мікрорентгеноспектрального аналізів, методів електронної мікроскопії, визначенням корозійної стійкості. Ерозійну стійкість визначали методом ультразвукового диспергування. Досліджено особливості структурних

перетворень при безперервному охолодженні сталі 15X11МФ-Ш. Проведено випробування механічних властивостей заготовок лопаток після об'ємної термічної обробки. Отримані результати підтвердили забезпечення необхідного комплексу механічних властивостей.

Рекомендована об'ємна термічна обробка для отримання необхідних властивостей складається з гартування з температур 990-1010 °С з охолодженням в оливі та відпуску при 690-710 °С, або калібрування, поєднане з гартуванням з температур 1050-1070 °С, середа охолодження - олива, відпуск 680-710 °С протягом 3 годин, охолодження на повітрі. Встановлено, що мікроструктура матеріалу лопаток після зміцнення за вказаними режимами являє собою сорбіт з орієнтацією за мартенситними площинами.

Для захисту від ерозії нами вперше запропоновано поєднати два методи зміцнення вхідної кромки лопаток зі сталі 15X11МФ-Ш – загартування струмами високої частоти та електроіскрове легування цієї ж сталлю 15X11МФ-Ш, які проводять послідовно в єдиному технологічному циклі з перекриванням зони зміцнення.

Обрано режим поверхневого загартування з нагрівом СВЧ, що забезпечує глибину загартованого шару 0,5-3,0 мм з твердістю 35–52 HRC. Ширина загартованої зони від краю вхідної кромки лопатки становить 35-40 мм. Досліджено мікроструктуру і визначено фазовий склад шару лопатки, зміцненого струмами високої частоти. Мікроструктура являє собою мартенсит відпуску з наявністю карбідів Cr_3C_2 і Cr_7C_3 .

Проведені дослідження розподілу залишкових напружень в шарі, зміцненому струмами високої частоти. Розподіл залишкових напружень має сприятливий характер: на поверхні лопатки діють стискувальні напруження 700 МПа, що значно зменшує ймовірність утворення тріщин при експлуатації.

Обґрунтовано можливість застосування зміцнення методом електроіскрового легування сталлю 15X11МФ-Ш, однойменної зі сталлю лопатки. Виконано комплекс дослідно-технологічних розробок, проведені металографічні дослідження, визначено структурно-фазовий склад зміцнених

шарів, аналіз механічних властивостей, корозійної стійкості. Дослідження підтвердили, що в результаті електроіскрового легування сталлю 15X11МФ можливо отримати захисний шар з високою твердістю за рахунок збільшення концентрації хрому до 44%.

Рентгенографічним аналізом встановлено, що фазовий склад шару, зміцненого електроіскровим легуванням сталлю 15X11МФ-Ш, складається з α -Fe, γ -Fe і в незначній кількості з магнетиту Fe_3O_4 та складних карбідів Cr_3C_2 та Cr_7C_3 .

Визначено основні наномеханічні характеристики поверхневих шарів лопатки, зміцненої в області входної кромки декількома способами: гартуванням струмами високої частоти, електроіскровим легуванням сплавом Т15К6, сталлю 15X11МФ-Ш.

Проведено корозійні випробування зразків лопаток, входні кромки яких зміцнені трьома способами: зміцненням струмами високої частоти, електроіскровим легуванням традиційним сплавом Т15К6, вперше застосованим – електроіскровим легуванням сталлю 15X11МФ-Ш.

Визначено морфологічні параметри поверхневих зміцнених шарів входних кромок лопаток. Порівняння морфологічного, композиційного і корозійного аналізу зразків показало, що лопатка, яка зміцнена традиційним сплавом Т15К6 методом електроіскрового легування, є гіршою з точки зору опору корозії. За результатами проведених випробувань найменшу швидкість корозії має шар, зміцнений загартуванням струмами високої частоти, найбільшу - шар, зміцнений електроіскровим легуванням твердим сплавом Т15К6. Швидкість корозії шару, зміцненого електроіскровим легуванням сталлю 15X11МФ-Ш, в 2,1 рази менша, ніж шару, зміцненого сплавом Т15К6.

Встановлено, що нерівномірна корозія шарів лопаток, які зміцнені електроіскровим легуванням, в порівнянні з шаром, зміцненим струмами високої частоти, є більш високою. У цих шарах виявлено чутливість до локальної корозії, тому важливо при виконанні технологічної операції електроіскрового легування отримувати шари з максимальною щільністю

модифікованих легуючим електродом ділянок.

За результатами проведених випробувань в лабораторних умовах на опір ерозії шар лопатки, зміцнений електроіскровим легуванням сталлю 15X11МФ-Ш, показав більш високу стійкість до руйнування на 72% в порівнянні зі зразком, зміцненим струмами високої частоти. Отримані результати випробувань в лабораторних умовах на опір ерозії не є досить інформативними, тому найбільш показовим є випробування впливу експлуатаційних факторів, які були проведені в реальних умовах експлуатації лопаток.

Процеси ефективності запропонованих способів зміцнення вхідних кромок були досліджені в реальних умовах експлуатації на турбіни К-220-44-2 АЕС «ПАКШ», Республіка Угорщина.

Для проведення промислового експерименту на АТ «Турбоатом» були виготовлені лопатки зі сталі 15X11МФ-Ш і зміцнені в такий спосіб:

- раніше застосовуваним способом (штатним) електроіскровим легуванням сплавом Т15К6 по всій довжині лопатки, ширина зміцненої зони 30-35 мм, включаючи радіусний перехід до поличного бандажу;
- електроіскровим легуванням сталлю 15X11МФ-Ш по всій довжині лопатки, включаючи радіусний перехід до поличного бандажу;
- комбінованим способом: зміцнення струмами високої частоти по перу лопатки і електроіскровим легуванням сталлю 15X11МФ-Ш радіусного переходу по режимам, розробленим і представленим в даній роботі;
- зміцнення струмами високої, виконане на підприємстві в Німеччині;
- напилення, виконане на підприємстві в Швейцарії.

Порівняльний аналіз інтенсивності руйнування при експлуатації проводився без демонтажу лопаток з ротора візуальним оглядом. Штатні лопатки виготовлені зі сталі 15X11МФ-Ш, зміцнення вхідної кромки електроіскровим легуванням сплавом Т15К6.

Результати промислового експерименту після 2-х років експлуатації показали, що запропонований нами спосіб захисту вхідної кромки, який

полягає в зміцненні струмами високої частоти по перу лопатки і електроіскровому легуванні сталлю 15X11МФ-Ш радіусного переходу, показав найкращі результати. Ерозійне руйнування виявлено на меншій площі в порівнянні з іншими способами захисту кромок лопаток.

На базі АТ «Турбоатом» налагоджено серійне виготовлення робочих лопаток останніх ступенів роторів циліндрів низького тиску з використанням результатів проведених досліджень і розроблених технологічних рекомендацій.

Результати, рекомендації, висновки виконаних досліджень використані і впроваджені при виготовленні лопаток на АТ «Турбоатом», успішно експлуатуються на АЕС «Пакш», Угорщина.

Ключові слова: лопатка, зміцнення, струми високої частоти, електроіскрове легування, метод, структура, властивості, корозійна стійкість.

SUMMARY

Grinchenko O. Materials science bases for increasing the durability of steam turbine blades. – Qualifying scientific work on the rights of the manuscript.

The dissertation for a scientific degree of the candidate of technical sciences on a specialty 05.02.01 «Materials science» (13 – Mechanical engineering). – State higher educational institution "Kharkiv National Automobile and Highway University", State Higher Educational Establishment «Prydniprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture» Ministry of Education and Science of Ukraine, Dnipro, 2020.

The dissertation is devoted to the solution of scientific and technical problem, which consists in development of scientific and material bases of increase of reliability and durability of working blades of the last stages of steam turbines from steel 15X11МФ-Ш, development and introduction of a way of strengthening of entrance edges of blades for erosion-corrosion protection. management of structure parameters and functional properties.

Many years of operation of steam turbines of various types at thermal and

nuclear power plants have revealed a number of serious problems associated with the negative impact of ongoing operating factors. These factors, in particular, include wear and damage to the elements of the flowing part of the turbines, including drip erosion wear of the blades in the area of wet steam. It is established that the working blades of steam turbines fail prematurely as a result of the impact of drops, the impact of aggressive environments, mechanical stress, fatigue failure. The study of the experience of operation of the blade apparatus showed that with the same design of the blades has a great influence on the water-chemical balance. The presence of chemical elements and compounds in the turbine working fluid intensifies the process of erosion wear. The pH value of the working environment, which can fluctuate significantly during operation, has a significant effect on the characteristics of erosion wear.

Despite the extensive experience in creating various active and passive methods of erosion protection, accumulated so far around the world, there are still cases of damage to the blades of the last stages of steam turbines, due to the occurrence in the flow of erosion-hazardous drip moisture.

The rationale for choosing the research topic and its feasibility are due to the fact that there is a need to improve previously used and in the development of new methods to increase the durability of steam turbine blades by introducing new ways to strengthen the inlet edge of the blades. The problem of improving the methods of protection of turbine parts operating in the zone of phase transition of steam-water and today has not lost its relevance. One of the promising ways to increase the durability of the blades by reducing the erosion wear of the inlet edges of the blades is the use of high frequency current hardening in combination with electrospark alloying new materials to strengthen the blades, which is carried out consistently in a single technological cycle. This method of hardening provides reliable protection against the effects of drip erosion of the inlet edge, including the area of the radial transition to the bandage, which is not available for hardening by high frequency currents.

The solution of this important problem leads to the objective need to have a

scientific basis for improving existing technologies to increase the durability of steam turbine blades, which led to the choice of topic, relevance of research based on its theoretical and practical significance, goal setting, scientific novelty and dissertation objectives. .

The study was performed on samples from the blanks of blades made of steel 15X11MΦ-III, made by stamping.

Evaluation of material properties was performed using mechanical research methods, metallographic, X-ray diffraction, micro-X-ray spectral analysis, electron microscopy methods, determination of erosion resistance by ultrasonic dispersion, determination of corrosion resistance.

Peculiarities of structural transformations during continuous cooling of steel 15X11MΦ-III are investigated. Tests of mechanical properties of blades blanks after volume heat treatment performed in different modes are carried out. The obtained results confirmed the provision of the required set of mechanical properties.

The recommended volumetric heat treatment to obtain the desired properties consists of quenching from temperatures of 990-1010 °C with cooling in oil and tempering at 690-710 °C, or calibration combined with quenching from temperatures of 1050-1070 °C, oil cooling medium , leave 680-710 ° C, 3 hours, air cooling. It is established that the microstructure of the blade material after hardening according to these modes is a sorbitol with an orientation along the martensitic planes.

To protect against erosion, we proposed to combine two methods of strengthening the inlet edge of the blades made of steel 15X11MΦ-III - hardening with high frequency currents and electrospark alloying with the same steel 15X11MΦ-III, which is carried out sequentially in a single technological cycle with overlapping hardening zone.

The mode of surface hardening with microwave heating is chosen, which provides the depth of the hardened layer of 0,5-3,0 mm with a hardness of 35-52 HRC. The width of the hardened zone from the edge of the inlet edge of the blade is 35-40 mm. The microstructure was studied and the phase composition of the blade layer strengthened by high frequency currents was determined. The microstructure is

a martensite tempering with the presence of carbides Cr_3C_2 and Cr_7C_3 .

Studies of the distribution of residual stresses in the layer strengthened by high-frequency currents are carried out. The distribution of residual stresses is favorable: on the surface of the blade there are compressive stresses of $70 \text{ kg} / \text{mm}^2$, which significantly reduces the likelihood of cracking during operation.

The possibility of application of hardening by the method of electrospark alloying of steel 15X11MΦ-III, the blade of the same name with steel is substantiated. The complex of research and technological developments is carried out, metallographic researches are carried out, the structural-phase structure of the strengthened layers, the analysis of mechanical properties, corrosion resistance is defined. Studies have confirmed that as a result of electrospark alloying of steel 15X11MΦ-III it is possible to obtain a protective layer with high hardness by increasing the concentration of chromium to 44%.

X-ray analysis revealed the phase composition of the layer reinforced by electrospark alloying of steel 15X11MΦ-III, it consists of $\alpha\text{-Fe}$, $\gamma\text{-Fe}$, in small quantities of magnetite Fe_3O_4 .

The main nanomechanical characteristics of the surface layers of the blade, hardened in the region of the input edge in several ways: hardening by high-frequency currents, electrospark alloying with T15K6 alloy, steel 15X11MΦ-III are determined.

Corrosion tests of blade samples were carried out, the inlet edges of which were reinforced in three ways: microwave hardening, electrospark alloying with traditional T15K6 alloy, first-time application - electrospark alloying with 15X11MΦ-III steel.

The morphological parameters of the surface reinforced layers of the inlet edges of the blades are determined. Comparison of morphological, compositional and corrosion analysis of the samples showed that the blade, strengthened by the traditional alloy T15K6 by the method of electrospark doping, is worse in terms of corrosion resistance. According to the results of the tests, the lowest corrosion rate has a layer strengthened by hardening by high-frequency currents, the highest - a

layer strengthened by electrospark alloying with a hard alloy T15K6. The corrosion rate of the layer reinforced by electrospark alloying of steel 15X11MΦ-III is 2.1 less than that of the layer reinforced with T15K6 alloy.

It was found that the uneven corrosion of the layers of the blades, strengthened by electrospark doping, in comparison with the layer strengthened by high frequency currents, is higher. In these layers sensitivity to local corrosion is revealed therefore it is important at performance of technological operations of electrospark alloying to receive layers with the maximum density of the sites modified by the alloying electrode.

According to the results of laboratory tests on the resistance to erosion of the blade layer, reinforced by electrospark alloying of steel 15X11MΦ-III showed a higher resistance to destruction by 72% compared to the sample strengthened by high frequency currents. The obtained results of tests in laboratory conditions on erosion resistance are not informative enough, therefore the test of influence of operational factors which were carried out in real conditions of operation of blades is the most indicative.

The processes of efficiency of the proposed methods of strengthening the inlet edges were studied in real operating conditions on turbines K-220-44-2 NPP.

To conduct an industrial experiment at JSC "Turboatom" were made blades of steel 15X11MΦ-III and strengthened as follows:

- previously used (regular) electrospark alloying alloy T15K6 along the entire length of the blade, the width of the reinforced zone 30-35 mm, including the radial transition to the shelf bandage,
- electrospark alloying of steel 15X11MΦ-III along the entire length of the blade, including a joyful transition to the shelf bandage,
- combined method: strengthening of high-frequency currents along the blade pen and electrospark alloying of steel 15X11MΦ-III radial transition according to the modes developed and presented in this work,
- high current amplification performed at a plant in Germany,
- spraying performed at a plant in Switzerland.

Comparative analysis of the intensity of destruction during operation was performed without dismantling the blades from the rotor by visual inspection. Regular blades are made of steel 15X11MΦ-III, strengthening of an entrance edge by electrospark alloying by an alloy T15K6.

The results of an industrial experiment after 2 years of operation showed that the proposed method of protection of the input edge, which consists in strengthening high-frequency currents along the blade and electrospark alloy steel 15X11MΦ-III radial transition, showed the best results. Erosion damage is detected in a smaller area compared to other methods of protecting the edges of the blades.

On the basis of JSC "Turboatom" the serial production of working blades of the last stages of rotors of cylinders of low pressure with use of results of the carried-out researches and the developed technological recommendations is adjusted.

The results, recommendations, conclusions of the performed research were used and implemented in the manufacture of blades at JSC "Turboatom", successfully operated at the NPP "Paks", Hungary.

Key words: blade, hardening, high frequency currents, electrospark alloying, method, structure, properties, corrosion resistance.

СПИСОК ПУБЛІКАЦІЙ ЗДОБУВАЧА

Наукові праці, у яких опубліковані основні результати дисертації

1. Hlushkova D.B., Hrinchenko O.D., Kostina L.L., Cholodov A.P. The choice of material for strengthening of leading edges of working blades of steam turbines. *Problems of Atomic Science and Technology*. 2018. №1(113). P. 181-188. (*Scopus*).

2. Glushkova D.B., Grinchenko E.D., Nicitchenko I.M. Investigation of the surface layer of a steam turbine blade reinforced with high-frequency currents. *Problems of Atomic Science and Technology*. 2018. №2 (114). P. 128-132. (*Scopus*).

3. Глушкова Д.Б., Гринченко Е.Д., Костина Л.Л., Демченко С.В., Рыжков Ю.В. Материалы для упрочнения входных кромок рабочих лопаток

газовых турбин. *Металлофизика и новейшие технологии*. 2017. Т. 39. Вып. 12. С. 1647-1654. (Scopus).

4. Глушкова Д.Б., Гринченко Е.Д. Выбор оптимального материала для упрочнения входных кромок рабочих лопаток паровых турбин. *Науковий вісник будівництва*. 2016. № 3 (85). С. 248-252.

5. Glushkova D., Grinchenko E., Voronova Ye. Choise of optimum material for strengthening the entrance edges of stream turbines rotor blades. *Автомобильный транспорт: сб. научн. тр.* 2016. Вып. 39. С. 28-32.

6. Глушкова Д.Б., Гринченко Е.Д. Исследование структурного состояния и механических свойств поверхностного слоя лопатки из сталі 15Х11МФ, упрочненной токами высокой частоты. *Вісник ХНАДУ: зб. наук. пр.* 2017. Вып. 77. С. 125-130.

7. Глушкова Д.Б., Грінченко О.Д. Дослідження структурного стану і механічних властивостей поверхневого шару лопатки зі сталі 15Х11МФ, зміцненої струмами високої частоти. *Наукові нотатки: міжвузівський збірник*. Луцьк, 2017. Вип. 59. С. 344-350.

8. Hlushkova D.B., Grinchenko E.D., Kostina L.L. Strengthening of the working edges of the blades of steam turbines. *Вісник ХНАДУ: зб. наук. пр.* 2020. Вип. 88, т. 1. С. 37-45.

9. Глушкова Д.Б., Грінченко О.Д. Корозійна стійкість зміцнених шарів лопаток парових турбін зі сталі 15Х11МФ. *Металознавство та термічна обробка металів*. Дніпро, 2020. Вип. 4(91). С. 45-52.

Наукові праці, які засвідчують апробацію матеріалів дисертації

10. Глушкова Д.Б., Костина Л.Л., Рыжков Ю.В., Гринченко Е.Д. Упрочнение входных кромок рабочих лопаток паровых турбин. *Сучасні проблеми і технології забезпечення якості конструкційних матеріалів: матеріали міжнародної науково-технічної і науково-методичної конференції (м. Харків, 22-23 вересня 2016 р.)*. Харків, ХНАДУ, 2016, С.25-29.

11. Глушкова Д.Б., Костина Л.Л., Демченко С.В., Гринченко Е.Д. Методы повышения точности при измерении твердости деталей. *Неруйнівний контроль*

в контексті асоційованого членства України в Європейському Союзі – NDT-UA 2017: збірник доповідей 1-ї науково-технічної конференції з міжнародною участю (м. Люблін, Польща, УТ НКТД, 2017). Люблін, КПП, 2017, С.24-30.

12. Hlushkova D., Grinchenko E., Kostina I. Efficient method of strengthening the input chrome of the working steam turbin blades. *Сучасне матеріалознавство: ідеї, рішення, результати: матеріали міжнародної науково-практичної конференції* (м. Харків, 26-27 вересня 2019 р.). Харків, ХНАДУ, 2019, С. 75-82.

13. Грінченко О.Д. Дослідження корозійної стійкості зміцнених поверхонь лопаток турбін. *Актуальні напрями матеріалознавства: збільшення ресурсу конструкцій на основі конвергенції сучасних технологій обробки матеріалів: матеріали міжнародної науково-практичної конференції* (м. Харків, 24-25 вересня 2020 р.). Харків: ХНАДУ, 2020. С.140-146.

Наукові праці, які додатково відображають наукові результати дисертації

14. Патент 116611 Україна, МПК (2017.01) F01D D23P6/00. Спосіб зміцнення вхідної кромки лопатки останнього ступеня низького тиску ротора парової турбіни. Грінченко О.Д., Восковець В.Г., Глушкова Д.Б. патентовласники: Грінченко О.Д., Восковець В.Г., Глушкова Д.Б. - №u201613062, заявл. 21.12.2016, опубл. 25.05.2017, Бюл. №10/2017.

ЗМІСТ

АНОТАЦІЯ.....	2
СПИСОК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ	18
ВСТУП	21
РОЗДІЛ 1.....	28
АНАЛІЗ СТАНУ ПРОБЛЕМИ ПІДВИЩЕННЯ ДОВГОВІЧНОСТІ ЛОПАТОК ПАРОВИХ ТУРБІН.....	28
1.1 Умови експлуатації лопаток парових турбін	28
1.2 Причини пошкодження лопаток турбін	34
1.3 Аналіз способів захисту лопаток парових турбін від ерозійного руйнування.....	48
1.4 Висновки до розділу 1	81
1.5 Список використаних джерел в розділі 1	82
РОЗДІЛ 2.....	83
МАТЕРІАЛ ТА МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕННЯ	83
2.1 Матеріал дослідження	83
2.2 Устаткування для виконання експерименту	84
2.3 Методика дослідження структурного стану	85
2.4 Методика дилатометричних досліджень.....	88
2.5 Методика визначення механічних властивостей.....	90
2.6 Методика визначення корозійної стійкості.....	91
2.7. Методика визначення ерозійної стійкості.....	93
2.9 Список використаних джерел в розділі 2	94
РОЗДІЛ 3.....	95
РОЗРОБКА І ДОСЛІДЖЕННЯ КОМПЛЕКСНОГО МЕТОДУ ЗМІЦНЕННЯ ЛОПАТОК ПАРОВИХ ТУРБІН ЗІ СТАЛІ 15Х11МФ-Ш	95
3.1 Вплив режимів об'ємної термічної обробки на структуру та властивості	

сталі 15X11МФ-Ш	95
3.1.1 Перетворення аустеніту в сталі 15X11МФ-Ш	96
3.1.2 Кінетика росту зерна підчас нагріву	98
3.1.3 Мікроструктура та механічні властивості сталі 15X11МФ-Ш після об'ємного загартування	100
3.2 Дослідження впливу зміцнення струмами високої частоти на характеристіці вхідних кромки лопаток	103
3.2.1 Розробка технологічних режимів зміцнення загартуванням СВЧ	103
3.2.2 Дослідження розподілу залишкових напружень в зміцненому шарі після загартування СВЧ	111
3.2.3 Дослідження структурного стану і механічних властивостей сталі 15X11МФ-Ш після загартування СВЧ	115
3.3 Дослідження зміцнених шарів, виконаних методом електроіскрового легування	121
3.3.1 Фізичні основи процесу електроіскрового легування	122
3.3.2 Вибір режимів електроіскрового легування	127
3.3.3. Випробування якості зчеплення шару	128
3.3.4 Визначення хімічного складу шару, зміцненого ЕІЛ сталлю 15X11МФ-Ш	130
3.3.5 Дослідження структурного стану і механічних властивостей шару, зміцненого ЕІЛ сталлю 15X11МФ-Ш	133
3.3.6 Дослідження впливу способів зміцнення на наномеханічні властивості зміцнених шарів	141
3.4 Висновки до розділу 3	151
3.5 Список використаних джерел у розділі 3	153
РОЗДІЛ 4	154
ВПЛИВ СПОСОБІВ ЗМІЦНЕННЯ НА КОРОЗІЙНО-ЕРОЗІЙНУ СТІЙКІСТЬ ВХІДНИХ КРОМОК ЛОПАТОК	154
4.1 Дослідження корозійної стійкості шару, загартованого струмом високої	

частоти.....	157
4.2 Дослідження корозійної стійкості шару, зміцненого сплавом Т15К6	167
4.3 Дослідження корозійної стійкості шару, зміцненого електроіскровим легуванням сталлю 15Х11МФ-Ш	176
4.4 Визначення ерозійної стійкості зміцнених шарів	187
4.5 Промислові випробування в реальних умовах експлуатації.....	189
4.6 Висновки до розділу 4	195
4.7 Список використаних джерел в розділі 4.....	196
ВИСНОВКИ	197
СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ.....	199
ДОДАТОК А.....	212
Список публікацій здобувача	212
ДОДАТОК Б	215
Акт впровадження.....	215

СПИСОК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ

АЕС – атомна електрична станція;
 ТЕС – теплова електрична станція;
 ККД – коефіцієнт корисної дії;
 ЕІЛ – електроіскрове легування;
 СВЧ – струм високої частоти;
 HRC – твердість по Роквелу;
 HB – твердість по Бринелю;
 HV – твердість по Віккерсу;
 КП – категорія міцності;
 $\sigma_{0,2}$ – межа плинності умовна, Н/мм²;
 σ_B – межа міцності, Н/мм²;
 δ_5 – відносне подовження, %;
 Ψ – відносне звуження, %;
 KCU – ударна в'язкість, Дж/см²
 XP – фотоелектронна спектроскопія;
 ISS – атомно-силова мікроскопія;
 XRD – метод рентгенівської дифракції;
 EDS – енергетична дисперсійна рентгенівська спектроскопія;
 l_{op} – довжина зношеної частини лопатки, мм;
 z – зменшення хорди лопатки в перетині, мм;
 ρ_k – щільність рідини в краплі, кг/м;
 a^* – швидкість поширення звуку в рідині, м/с;
 w_k – швидкість зіткнення, м/с;
 d_k – діаметр крапель, мм;
 w_{k-} швидкості зіткнення з поверхнею, м/с;
 P – тиск, МПа;
 T_s – температури насичення, К;
 α – кут виходу пари, градус;

c_k – швидкість крапель, м/с;

ϕ – коефіцієнт ковзання;

w_k – швидкість входу крапель на робочі лопатки;

m – кількість вологи на одиницю поверхні зразка, кг/см²;

E – маса металу, винесена з одиниці поверхні;

m_0 – інкубаційний період;

v_m – швидкість максимальної ерозії, мм/рік;

v_y – швидкість сталої ерозії, мм/рік;

γ – кут удару крапель між собою, градус;

t_k – крапка Кюрі,

t_3 – температура загартування;

t_n – температура поверхні;

Δk – глибина проникнення струму звукової частоти;

hkl – лінії відображення;

θ – кут дифракції;

H_{50} – мікротвердість, МПа;

Г.І. – генератор імпульсів;

МЕП – міжелектродний проміжок;

ІР – іскровий розряд;

A – анод (компактний електрод);

K – катод (деталь);

f_a – частота вібрації анода;

E – модуль Юнга, ГПа;

pH – водневий показник;

G – електрична провідність води, сіменс;

SEM – скануюча електронна мікроскопія;

$m_{исх}$ – вага зразка перед експериментом; г;

$m_{после}$ – вага зразка після 28-денного експозиційного випробування, г;

A – площа геометричної поверхні зразка, см²;

Δm – зміна маси зразка під час експерименту г;

$\Delta m_{\text{отн}}$ – відносна зміна ваги, г;

$E_{\text{корг}}$ – потенціал корозії відносно каломельного електрода, що містить 1 М KCl, мВ;

$j_{\text{корг}}$ – щільність струму корозії по геометричній поверхні, А/см²;

β_a – анодний нахил Тафеля;

β_k – катодний нахил Тафеля.

ВСТУП

Актуальність теми. Неухильне зростання потужності енергетичного обладнання визначає підвищення експлуатаційних параметрів (навантажень, тиску, швидкості, температури), що посилює зношування елементів його складових. Витрати на заміну зношених і малонадійних елементів не тільки неминучі, але й такі великі, що проблема підвищення ресурсу та надійності елементів енергетичного обладнання є актуальною.

У комплексі питань, що визначають надійність та економічність роботи турбін теплових і атомних електростанцій, велике значення має надійність лопаткового апарату - одного з дорогих елементів парових турбін, що найбільш часто пошкоджуються. Особливо гостро ця проблема стоїть для робочих лопаток останніх ступенів циліндрів низького тиску. Під час роботи вони піддаються впливу різних чинників: високих температур, корозії, ерозії, а також статичних, динамічних і температурних напружень. Ерозійний знос лопаток багато в чому визначає ресурс їх роботи.

Багаторічна робота парових турбін різних типів виявила ряд серйозних проблем, пов'язаних з негативним впливом постійно діючих експлуатаційних факторів. До цих факторів, зокрема, належать знос і пошкодження елементів проточної частини турбін, в тому числі краплеударний ерозійний знос робочих лопаток в зоні вологої пари. Ця проблема, незважаючи на те, що застосовуються різні протиерозійні заходи, не вирішена в даний час. Існує великий досвід створення різних активних і пасивних способів протиерозійного захисту, накопичений до теперішнього часу в усьому світі, але, як і раніше, спостерігаються випадки пошкодження робочих лопаток останніх ступенів парових турбін, що обумовлені виникненням у проточній частині ерозійно-небезпечної крапельної вологи.

Обґрунтування вибору теми дослідження та її доцільність обумовлені тим, що є необхідність удосконалення застосовуваних раніше і в розробці нових методів підвищення довговічності роботи лопаток парових турбін за рахунок впровадження нових способів зміцнення лопаток.

Одним з перспективних напрямків підвищення довговічності лопаток за рахунок зменшення ерозійного зносу є застосування технології зміцнення струмами високої частоти в комбінуванні з електроіскровим легуванням новими матеріалами. Такий спосіб зміцнення забезпечує надійний захист від впливу краплеударної ерозії вхідних кромek лопаток, включаючи ділянку радіусного переходу до бандажу, яка недоступна для загартування струмами високої частоти.

Вирішення цього важливого наукового і народногосподарського завдання потребує наукових основ підвищення довговічності робочих лопаток парових турбін, що зумовило вибір теми, актуальність наукового дослідження з урахуванням його теоретичної і практичної значущості, формулювання мети, наукової новизни і завдань дисертаційної роботи.

Зв'язок роботи з науковими програмами, планами та темами.

Матеріал дисертаційної роботи пов'язаний з участю її автора в роботі над контрактом на постачання лопаток турбін АТ «Турбоатом» для АЕС «ПАКШ». Дисертацію виконано на кафедрі технології металів та матеріалознавства Харківського національного автомобільно-дорожнього університету відповідно до:

- Закону України «Про пріоритетні напрямки розвитку науки і техніки» від 11.07.2001 р. №2623-III;
- контракту №15-81529-348:450247639 на постачання лопаток турбін АТ «Турбоатом» для АЕС «ПАКШ».

Мета і завдання дослідження. Метою дисертаційної роботи є підвищення довговічності лопаток парових турбін зі сталі 15X11МФ-III за рахунок впровадження комплексного зміцнення вхідних кромek лопаток для захисту від ерозійно-корозійного руйнування на основі управління параметрами структури і функціональних властивостей.

Досягнення мети дисертаційного дослідження зумовило необхідність вирішення таких основних задач:

- проаналізувати сучасний стан проблеми руйнування і зносу робочих

лопаток парових турбін, що працюють в пароводяному середовищі, а також застосовувані способи підвищення їх довговічності;

- проаналізувати вплив різних способів об'ємної термічної обробки на механічні властивості і структурний стан лопаток зі сталі 15X11МФ-Ш; визначити оптимальний режим, який забезпечує надійну експлуатацію лопаток;

- сформулювати методологічний підхід для дослідження, що дозволить визначити доцільність застосування пропонованих способів зміцнення, матеріалів і способів їх нанесення на основі експериментальних і теоретичних досліджень;

- науково обґрунтувати та експериментально підтвердити ефективність зміцнення поверхні вхідних кромek робочих лопаток парових турбін зі сталі 15X11МФ-Ш електроіскровим легуванням цієї ж сталлю;

- науково обґрунтувати та експериментально підтвердити ефективність зміцнення вхідних кромek робочих лопаток парових турбін зі сталі 15X11МФ-Ш комбінованим методом: загартуванням струмами високої частоти та електроіскровим легуванням однойменною сталлю 15X11МФ-Ш;

- розробити та впровадити комбінований спосіб зміцнення вхідних кромek робочих лопаток, включаючи зону радіусного переходу до полиці бандажу.

Об'єкт дослідження - процес зміцнення вхідної кромки лопаток парових турбін зі сталі 15X11МФ-Ш комбінованим способом: загартуванням струмами високої частоти та електроіскровим легуванням однойменною сталлю 15X11МФ-Ш.

Предмет дослідження - закономірності формування структури і властивостей поверхневих зміцнених шарів лопаток парових турбін.

Методи дослідження. Для досягнення поставленої мети і вирішення зазначених задач було використано систему загальнонаукових методів і прийомів. Методологічною основою дисертації є об'єднання теоретичних закономірностей та експериментальних результатів. Теоретичні дослідження базуються на основних положеннях теорії матеріалознавства про структурний і

фазовий склад матеріалів, перетвореннях при нагріванні та охолодженні, теорії корозії. Оцінювання властивостей матеріалів виконували з використанням стандартних методів механічних досліджень (мікротвердомер PMT-3, Nano Indenter G200), металографічного (оптичні мікроскопи ММО-1600, МІМ-8), рентгеноструктурного (дифрактометр PHILIPS PW3710), мікрорентгеноспектрального аналізів (електронний скануючий мікроскоп PHILIPS XL 30 ESEM), методів електронної мікроскопії (електронний мікроскоп JSM 7001F), визначенням корозійної стійкості (Voltalab 40), визначення ерозійної стійкості методом ультразвукового диспергування (Hielscher УІП-1000).

Лабораторні випробовування виконано з використанням методик, що відповідають державним стандартам України та стандартам ISO.

Промислові випробування робочих лопаток зі зміцненими вхідними кромками за запропонованим способом проводилися спільно з АТ «Турбоатом» на АЕС «ПАКШ» в Республіці Угорщина.

Наукова новизна одержаних результатів:

— вперше встановлено, що поєднання методів поверхневого зміцнення - загартування струмами високої частоти та електроіскрове легування сталлю 15X11МФ-Ш, дозволило підвищити твердість кромки лопатки зі сталі 15X11МФ-Ш в 2,2-3,0 рази до 5500-7000МПа та підвищити опір ерозійно-корозійному руйнуванню за рахунок формування в поверхневому шарі структури легованого мартенситу, залишкового аустеніту та складних карбідів Cr_3C_2 та Cr_7C_3 ;

— вперше встановлено, що використання корозійностійкої сталі 15X11МФ-Ш, яка ідентична основному матеріалу лопатки, для зміцнення методом електроіскрового легування вхідної кромки робочої лопатки парової турбіни дозволило підвищити стійкість до ерозійного руйнування на 72% за рахунок збільшення концентрації хрому до 44%;

— удосконалено та апробовано метод порівняльної оцінки ефективності зміцнюючих технологій підвищення довговічності робочих лопаток парових

турбін;

— отримав подальший розвиток метод оцінки корозійної стійкості захисних зміцнених шарів, вперше отримано залежності параметрів корозії від структурно-фазового стану зміцнених шарів лопаток зі сталі 15X11МФ-Ш.

Практичне значення одержаних результатів:

- розроблено технологію підвищення довговічності лопаток парових турбін за рахунок застосування комбінованого способу зміцнення шляхом поєднання у одному технологічному процесі загартування струмами високої частоти та електроіскрове легування;
- розроблено методику зміцнення вхідної кромки лопатки останнього ступеня низького тиску ротора парової турбіни. Авторські права на результати дисертаційної роботи підтверджені свідоцтвом про реєстрацію авторського права (патент України № 116611);
- запропоновано режим об'ємної термічної обробки сталі 15X11МФ-Ш що складається з загартування з температур 990-1010 °С з охолодженням в оливі та відпуску при 690-710°С, або калібрування, поєднане з загартуванням з температур 1050-1070 °С, середа охолодження - олива, відпуск 680-710 °С, 3 години, охолодження на повітрі;
- визначено оптимальні параметри роботи установці зміцнення струмом високої частоти ВЧИ-63/044: робоча частота струму – 440 кГц; анодний струм генераторних ламп – 2,5 - 3,5 А; напруга за індикатором – 2,5 - 4,5 кВ;
- визначено оптимальний режим роботи при електроіскровому легуванні на установці моделі «ЕІЛ - 8А»: амплітудне значення струму імпульсу 175±10 А; енергія імпульсу 3,15 Дж; тривалість імпульсу 1000 мкс; частота 600 Гц;
- зміцнення запропонованим в дисертаційній роботі способом впроваджено сумісно з АТ «Турбоатом» на лопатках турбін К 220-44-2 АЕС «ПАКШ», Республіка Угорщина, що підтверджується актом впровадження;
- теоретичні та практичні розробки, запропоновані в дисертації, використовуються у навчальному процесі Харківського національного автомобільно-дорожнього університету при викладанні дисциплін, при

виконанні випускних кваліфікаційних робіт магістрів.

Особистий внесок здобувача. Дисертація є самостійним, цілісним і завершеним дослідженням. Теоретичні і практичні розробки, висновки та рекомендації, які наведено в роботі і виносяться на захист, отримані автором самостійно. З наукових праць, опублікованих у співавторстві [1-3, 5, 7, 8, 9, 10], у дисертації використано лише ті положення, які є результатом особистих наукових пошуків. У наукових роботах, опублікованих в співавторстві, здобувачу належать:

- методика оцінювання впливу режимів зміцнення і параметрів зміцнених шарів та їх властивості [2, 6, 7, 9];
- розробка способу зміцнення вхідних кромок лопаток [3-5];
- аналіз отриманих даних і результатів досліджень [6, 9];
- впровадження результатів дослідження у виробництво [1, 14].

Апробація результатів дисертації. Дисертацію обговорено на засіданні кафедри матеріалознавства Харківського національного автомобільно-дорожнього університету. Основні положення і результати дослідження та розробленої експериментальної методики доповідалися й обговорювалися на таких міжнародних конференціях: «Сучасні проблеми і технології забезпечення якості конструкційних матеріалів» (м. Харків, 22-23 вересня 2016 р.); «Неруйнівний контроль в контексті асоційованого членства України в Європейському Союзі – NDT-UA 2017» (м. Люблін, Польща, УТ НКТД, 24-27 жовтня 2017 р.); «Сучасне матеріалознавство: ідеї, рішення, результати» (м. Харків, 26-27 вересня 2019 р.); «Актуальні напрями матеріалознавства: збільшення ресурсу конструкцій на основі конвергенції сучасних технологій обробки матеріалів» (м. Харків, 24-25 вересня 2020 р.).

Публікації. Основні положення і висновки дисертаційної роботи викладено у 14 наукових працях, серед яких 6 статей – у наукових фахових виданнях, 3 статті – в зарубіжних наукових виданнях (що входять до міжнародних наукометричних баз Scopus) та 4 тезах доповідей на науково-практичних конференціях і отримано 1 патент України на корисну модель.

Структура та обсяг дисертації. Дисертація складається зі вступу, чотирьох розділів, висновків, списку використаних джерел та двох додатків. Загальний обсяг роботи становить 215 сторінок, у тому числі основний текст займає 165 сторінок. Матеріали дисертації проілюстровано 135 рисунками, 45 таблицями, список використаних джерел налічує 141 найменувань на 13 сторінках.

РОЗДІЛ 1

АНАЛІЗ СТАНУ ПРОБЛЕМИ ПІДВИЩЕННЯ ДОВГОВІЧНОСТІ ЛОПАТОК ПАРОВИХ ТУРБІН

1.1 Умови експлуатації лопаток парових турбін

Паротурбінні енергетичні установки, що працюють на органічному або ядерному паливі, є основою сучасної енергетики. В даний час в експлуатації на електростанціях знаходяться парові турбіни різної потужності від 25-50 МВт до 1300 МВт і більше, спроектовані на параметри пара від низьких (тиск 4-6 МПа, температура 250-300 °С) до надкритичних (тиск 24-30 МПа, температура 560-650 °С) [1].

Парові турбіни застосовують здебільшого в стаціонарних установках на атомних і теплових електричних станціях (АЕС, ТЕС) для приводів генераторів струму, рідше в невеликих промислових установках для приводу вентиляторів, насосів.

У лопатковому апараті парової турбіни потенційна енергія стисненої і нагрітої водяної пари перетворюється в кінетичну, яка в свою чергу перетворюється в механічну роботу – обертання валу турбіни.

Пара проходить чотири регулюючих клапана, два з яких розташовані на верхній половині корпусу, а два – по боках нижньої частини корпусу. Потім пара поступає до сопел та до робочих лопаток регулюючого рівня, який знаходиться першим по ходу пари в турбіні. Сопла регулюючого рівня закріплені в соплових коробках, які вварені в корпус турбіни і з'єднані за допомогою зварки з клапанними коробками. Робочі лопатки установлені на диску регулюючого рівня. Після регулюючого рівня пара здійснює роботу на не регулюючому рівні турбіни і з тиском нижче атмосферного (3-6 КПа) поступає крізь вихідний патрубок до конденсатора.

Ступінь турбіни складається з кільцевого ряду соплових лопаток, вмонтованих в нерухому діафрагму, а також подальшого ряду робочих лопаток, що встановлені на диску ротору.

Решітки турбіни є основним елементом проточної частини турбін.

Проточна частина турбінного рівня є сукупність нерухомої, соплової та робочої решітки, що обертається. В соплових решітках пара розширюється, збільшуючи свою швидкість. В робочих решітках відбувається перетворення кінетичної енергії пари в механічну енергію обертання вала турбіни.

Створення та вдосконалення сучасних турбоустановок є однією з задач сучасного турбінобудування. Одне із провідних місць займає вибір матеріалу з оптимальною будовою та властивостями для деталей відповідального призначення, до яких відносяться й великогабаритні робочі лопатки останніх ступенів низького тиску потужних парових турбін [2-3]. Вид ротору низького тиску турбіни К 500-65/3000 наведений на рис. 1.

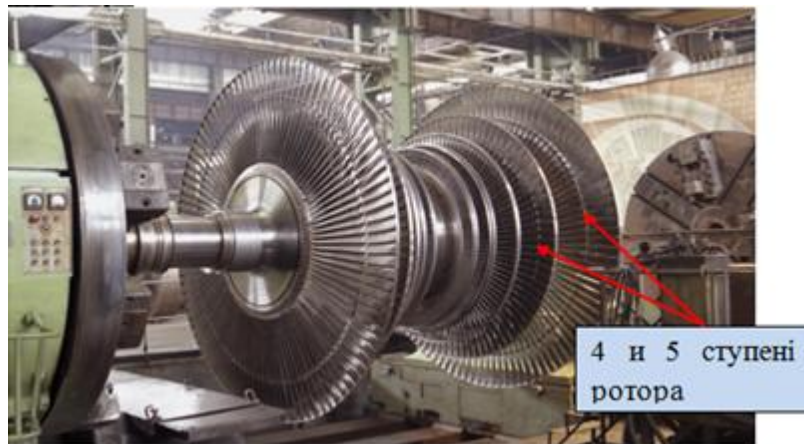


Рисунок 1 – Ротор низького тиску турбіни К 500-65/3000 з лопатками

Робочі лопатки є одним з самих відповідальних елементів турбіни. В найбільш складних умовах під час експлуатації роторів знаходяться лопатки 4 та 5 ступенів низького тиску.

Встановлені на диску або безпосередньо на роторі, вони створюють робочі канали, в яких іде перетворення потенційної та кінетичної енергії пари в механічну енергію переміщення лопаток. Від якості виконання робочих лопаток та їх зборки на диску значною мірою залежать надійність і ККД ступеня та всієї турбіни загалом.

Основними елементами робочої лопатки є перо, або робоча частина. Лопатка має такий профіль розрізу, який забезпечує мінімальні витрати енергії

при обтіканні потоком пари, що виходить з соплового апарату. Робоча частина виконується єдиним цілим з хвостовиком, за допомогою якого лопатка кріпиться на диску. Хвостовик є одним з відповідальніших елементів лопатки. Він сприймає всі навантаження, що діють на лопатку, і передає їх диску. Для установки лопаток на диск в його ободі виконується паз за формою, що співпадає з профілем хвостовика. Лопатки останніх ступенів (довгі лопатки) виконуються закругленими та із площею поперечного перетину від кореня до вершини, що змінюється для зменшення діючої на лопатку центробіжної сили. Ескізне зображення лопатки 5 ступеня наведено на рис. 2.

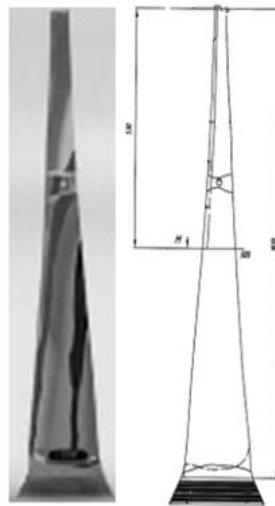


Рисунок 2 – Зображення лопатки 5 ступеня ротора низького тиску

Робочі лопатки є одними з найбільш відповідальних і дорогих елементів турбіни. Під час роботи вони піддаються впливу різних чинників: високих температур, корозії, ерозії, а також статичних, динамічних і температурних напружень. Вибір конструктивної форми, розмірів і матеріалу залежить від умов, в яких їм доводиться працювати, і в значній мірі визначає надійність і економічність експлуатації турбін [4].

Останній ступінь є одним з найбільш складних і відповідальних елементів турбіни, що істотно впливає на її надійність і економічність, і, по суті, характеризує технічний рівень турбобудування. З розвитком методів розрахунку, проведення широкого комплексу експериментальних досліджень

спостерігається тенденція підвищення питомих парових навантажень на останні ступені, які обумовлені, зокрема, погіршенням умов водопостачання і, відповідно, збільшенням тиску в конденсаторі. Внаслідок цього виявилось можливим при незмінній витраті пари в конденсаторі зменшити кількість циліндрів низького тиску. Це знижує питому металоємність турбоагрегату, хоча через зменшення сумарної площі вихлопу призводить до зниження економічності турбоустановки.

Створення робочих лопаток останніх ступенів є великою науково-технічною проблемою. Конструкція робочої лопатки значною мірою залежить від можливостей металургійної бази, верстатного обладнання та від рівня наукового забезпечення.

Розробка останніх ступенів потужних конденсаційних парових турбін пов'язана зі специфічними труднощами, зумовленими великими перепадами температури, трансзвуковими швидкостями пари, її вологістю, високими окружними швидкостями при низьких власних частотах коливань. Особливістю процесів, що протікають в ступенях з великою веєрністю, є те, що в результаті взаємодії швидкостей виходу пари з направляючого апарату і відцентрових сил, що прагнуть відкинути частки пари до периферії в зазорі між сопловою і робочою решітками, встановлюється розподіл тиску, який врівноважує відцентрову силу. Таким чином, тиск пари в зазорі збільшується від кореневого перетину до периферійного при практично незмінних по висоті тисках перед і за ступенем. Градієнт температури на різних радіусах буде зростати через змінності тиску в зазорі від кореневого перетину до периферійного. Зміна ступеня реактивності і окружної швидкості по висоті ступені призводить до істотної зміни трикутників швидкостей. Дійсно, в кореновому перерізі ступені реактивність зазвичай мала і трикутники швидкостей мають звичайний вигляд. рис. 3.

Істотно по висоті зміниться і кут входу на робочу лопатку: якщо в кореновому перетині він становить $25\text{--}40^\circ$, то в периферійному перетині може досягти $120\text{--}160^\circ$. Змінюється і різниця кутів, тому для кореневого перетину

потрібно сильно вигнутий, а для периферійного – майже плоский профіль.

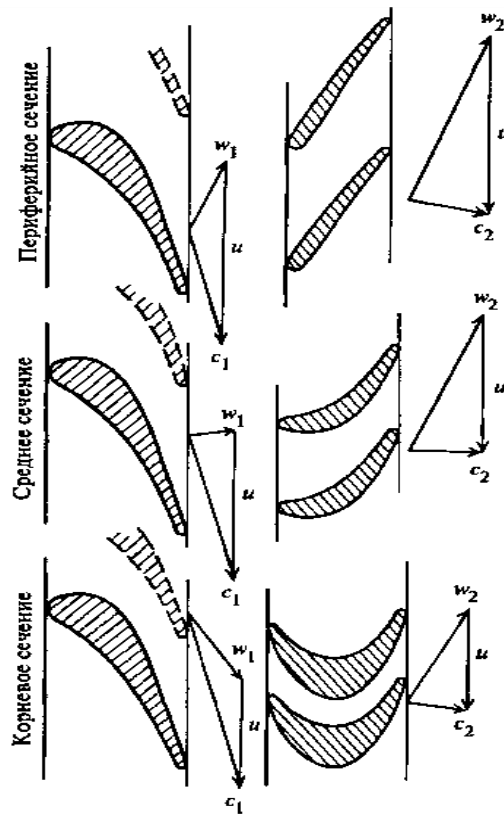


Рисунок 3 – Профілі соплових і робочих лопаток в різних перетинах по висоті [5]

В результаті для ступенів великої всерності через зміну трикутників швидкостей для забезпечення високої економічності потрібно змінювати профілі напрямних і робочих лопаток по висоті. Ці вимоги посилюються необхідністю забезпечення достатньої міцності і технологічності виготовлення робочих лопаток [5].

На відміну від інших ступенів тиску, де об'ємна витрата пари в широкому діапазоні режимів практично незмінна, на виході з останнього ступеня вона може змінюватися досить суттєво. Це визначається, з одного боку, змінністю навантаження турбіни і масової витрати пари по всій проточній частини, а з іншого – непостійністю тиску в конденсаторі, що залежить, крім витрати пари, від температури і витрати охолоджуючої води.

Об'ємною витратою, в основному, визначаються рівні швидкостей пари в

ступені, а, отже, і теплоперепад на ній. Щоб обмежити відносні зміни теплоперепада, його номінальне значення має вибиратися досить великим. Для сучасних потужних турбін теплоперепад останнього ступеня зазвичай становить в номінальному режимі 40–50 ккал/кг (близько 200 кДж/кг). Оскільки більшу частину часу останній ступінь працює зі зниженим перепадом тепла, оптимізація проводиться зазвичай на режимі, відповідному 0,7 – 0,8 від номінального об'єму витрат.

Вирішальну роль при визначенні максимально досяжної потужності турбоагрегату відіграє пропускна здатність останнього ступеня. Торцева площа одиничного вихлопу турбін на 3000 об/хв, за якими накопичений досвід експлуатації, не перевищує 9 м² (з робочими лопатками зі сталі). Вже при цьому вкрай великі навантаження викликані відцентровими навантаженнями напруги в лопатках і дисках останніх ступенів. Подальше збільшення пропускної здатності вихлопу в турбінах на 3000 об/хв вимагає застосування більш довгих лопаток останніх ступенів з матеріалів з підвищеними питомими показниками міцності. Навіть, якщо вважати вирішеним питання забезпечення міцності, збільшення розмірів вихлопу в останньому випадку призводить до надзвичайно високих окружних швидкостей на периферії робочих лопаток і, як наслідок (за інших рівних умов), до підвищення небезпеки надмірного ерозійного зносу і виникненню надзвукових відносних швидкостей пари на вході в робочі лопатки.

Велике значення з точки зору забезпечення надійності влажнопарових турбін має уточнення умов і механізму виникнення стрибків конденсації та нестационарних явищ, які можуть виникати і при сталому режимі течії насиченої пари, а також розробка методів впливу на ці явища. В той же час ці параметри впливають на економічність турбіни і ерозійний знос її деталей.

У турбінах вологої пари особливого значення набувають питання боротьби з ерозією. Поряд з характерною ерозією робочих лопаток частини низького тиску високотемпературних турбін, в турбінах АЕС щільна волога пара в частині високого тиску викликає, якщо не вжити спеціальних заходів,

так звану щілинну ерозію – розмив стиків і опорних поверхонь діафрагм і обойм, а також місць закріплення напрямних лопаток в діафрагмах. Для зменшення шкідливого впливу вологи в схемах турбоустановок АЕС передбачається осушення пари шляхом установки виносних сепараторів, а в багатьох випадках також і проміжний перегрів пари.

Зниженню ерозії робочих лопаток сприяють такі заходи, як збільшення теплового перепаду ступенів, збільшення осьового зазору між вінцями напрямних і робочих лопаток. Необхідні подальші роботи з вивчення різних видів ерозійного руйнування деталей, з вироблення критеріїв ерозіостійкості, щодо вдосконалення відомих і розробці нових способів ерозійного захисту і влаговидалення, а також кількісної оцінки їх ефективності [6].

1.2 Причини пошкодження лопаток турбін

Найбільш поширеними є випадкові механічні пошкодження, вони практично не залежать від місця розташування ступеню в турбіні. Ці пошкодження можуть бути викликані сторонніми предметами, що випадково потрапили в проточну частину після ремонту, і частинами поламаних деталей, розташованих перед ступенем. Характер механічних пошкоджень проявляється або у вигляді вибоїн, які можуть бути розташовані на будь-якій ділянці лопатки, включаючи кромки, або у вигляді деформації всього профілю, кромки або верхнього торця лопатки. Особливо небезпечні гострі забоїни, розташовані на кромках. У деяких випадках (при великих розмірах забоїни і розташуванні її в місці максимальних напружень в лопатці) концентрація напружень може призвести надалі до руйнування (рис. 4).



Рисунок 4 – Ротор з відламаною лопаткою

У турбіні в процесі експлуатації через наявність нерівномірності потоку завжди є збуджуючі сили, що викликають коливання робочих лопаток.

При коливаннях в лопатках виникають динамічні напруги, які сприяють накопиченню втоми і при певних умовах можуть призвести до втомного руйнування бандажів, зв'язків, самих робітників лопаток і дисків.

Рівень динамічних напружень залежить від режиму експлуатації та конструктивних особливостей проточної частини. Експериментальні дослідження турбін різних типів і різних заводів-виготовлювачів показали, що для робочих лопаток останніх ступенів частини низького тиску основний вплив на величину напружень надає такий експлуатаційний параметр, як тиск в конденсаторі. У близьковідборних - турбін додаткові збуджуючі сили виникають через значний вплив стаціонарної нерівномірності потоку, викликаной наявністю камер відборів і аеродинамічною недосконалістю їх конструкції. Лопатки, розташовані в зоні фазового переходу, отримують додатковий динамічний вплив внаслідок нерівномірного поля тиску по колу, так як конденсація пари відбувається не одночасно в усьому об'ємі.

Корозійні пошкодження лопаток спостерігаються у всіх типах турбін. Це пов'язано з тим, що в паровому середовищі завжди містяться корозійно-активні речовини, а від їх кількості залежить лише швидкість розвитку пошкоджень.

Корозійні пошкодження можна поділити на кілька видів:

- корозійне розтріскування під напругою;
- корозійно-втомне руйнування;
- пітінгова і виразкова корозія.

До корозійного розтріскування під напругою схильні в основному робочі лопатки і диски, розташовані в зоні фазового переходу, тобто там, де в парі починає утворюватися рідка фаза і відбувається її осадження на поверхні у вигляді плівки. Оскільки момент утворення вологи не є постійно прив'язаним безпосередньо до якогось ступеня, а в залежності від параметрів гострої пари, що надходить в турбіну, зміщується вгору або вниз по проточній частині, то в утвореній плівці при підвищенні температури відбувається збільшення

концентрації корозійно-активних речовин, які, накопичуючись в нерівностях, завжди наявних на поверхнях, під дією статичних напружень викликають розтріскування металу.

Корозійно-втомне руйнування пов'язане з впливом динамічних сил, а корозійно-активні речовини, потрапивши в мікротріщину, що з'явилася, прискорюють її розвиток, причому цей процес йде постійно. При цьому рано чи пізно руйнування деталі відбудеться обов'язково, а час до руйнування залежить від концентрації корозійно-активних речовин і рівня динамічних напружень в деталі.

Корозійні пошкодження у вигляді пітінгов і виразок є концентраторами напружень, і в залежності від їх розміру, кількості і місця розташування можуть призвести до руйнування робочих лопаток і дисків. При значних втратах металу внаслідок корозії знижуються міцнісні характеристики лопаток і змінюються власні частоти коливань. Утворення таких пошкоджень в процесі експлуатації відбувається зазвичай на ступенях, розташованих в зоні фазового переходу і рідше в зоні вологого пара. При тривалих простоях турбіни пітінги і виразки можуть утворюватися по всій проточній частини турбіни (стояночна корозія), а поблизу відборів, дренажів і запірної арматури – найбільш інтенсивно. Це є наслідком конденсації пари, що надходить на поверхні проточної частини непрацюючої турбіни через нещільно закриту або дефектну арматуру дренажів, відборів і т. ін.

Робочі лопатки циліндрів низького тиску (більшою мірою останні ступені) схильні до ерозійного зносу. Знос вхідних кромek пов'язаний з наявністю процесної вологи і часто ускладнюється зниженою (за умовами роботи котла) температурою свіжої пари при збереженні розрахункового початкового тиску. Ерозія вихідних кромek пов'язана з підсмоктуванням вологи з конденсатора або відборів і розвивається, як правило, від кореня лопатки. Ерозійні пошкодження, особливо у вигляді наскрізних промивів, служать концентраторами напружень і можуть призвести до втомного руйнування робочих лопаток. При значних втратах металу внаслідок ерозії

знижуються міцнісні характеристики, порушується вібраційна відбудова лопаток і погіршуються аеродинамічні показники проточної частини.

Різновидом ерозії є також пошкодження робочих лопаток твердими частинками, які представляють собою окалину з поверхонь нагріву котла. Як правило, до такої ерозії схильні перші ступені циліндра високого тиску і ступені середнього тиску, розташовані відразу після проміжного перегріву [4;7]. Проміжний перегрів пари використовують для зменшення кінцевої вологості пару в останніх ступенях парової турбіни.

Оскільки питанням для розгляду в даній роботі є захист робочих лопаток від ерозійного руйнування, зупинимося більш детально на проблемі краплеударної ерозії.

Проблема краплеударної ерозії робочих лопаток останніх ступенів продовжує залишатися однією з найбільш важливих при експлуатації волого-парових турбін. Зі створенням нових більш потужних типорозмірів парових турбін ця проблема відчувається все гостріше. Найбільш схильні до краплеударної ерозії вхідні кромки робочих лопаток, що призводить до зниження ефективності і надійності турбіни: зниження коефіцієнта корисної дії (ККД) турбіни внаслідок збільшення профільних втрат, підвищення рівня вібрації, відриву фрагментів робочих лопаток, збільшення терміну простою турбіни при відновному ремонті. В окремих випадках ерозійний знос може стати причиною серйозних аварій [7, 8].

Крапельною ерозією називається знос поверхні робочих лопаток під дією крапель рідини, що натікають на поверхню з великою швидкістю. Найбільш інтенсивній ерозії піддаються вхідні кромки периферійних зон лопаток. При тривалій роботі турбіни вона може призвести до зносу периферійних зон на половину хорди лопатки і більше. Ерозія вхідних кромок характерна для робочих лопаток всіх ступенів, які працюють у середовищі вологої пари, проте найбільш значно зношуються робочі лопатки останніх ступенів. Характер еродованих поверхонь після досить тривалого часу в усіх випадках однаковий і показаний на рис. 5.



Рисунок 5 – Характерна ерозія вхідних кромek лопаток парової турбіни

Чітко видно, що ерозія сформована під дією хаотичного відриву частинок металу від поверхні, в результаті чого утворюється «гірська» структура з гострими виступами («хребтами») і западинами («долинами»), що мають, однак, певну спрямованість (приблизно уздовж ліній струму крапель).

У табл. 1 наведені узагальнені дані по ерозійному зносу робочих лопаток останніх ступенів турбінах різного типу за 6-8 років експлуатації. Навіть після цього невеликого терміну експлуатації знос складає десятки міліметрів, і на периферії він може досягати 30% від хорди профілю [6].

Таблиця 1 – Узагальнені дані по ерозійному зносу робочих лопаток після 6-8 років експлуатації [6]

Потужність турбіни, МВт	Довжина зношеної частини лопатки l відлічується від периферійного перетину, мм	Зменшення хорди лопатки на периферії, мм	Зменшення хорди лопатки в перетині $z=l/2$, мм
До 100	250–350	до 20	10–12
До 150	200	14–16	8–10
До 300	350	18–24	12–14

Наслідки крапельної ерозії досить значні. Головним наслідком ерозії є зниження надійності робочих лопаток, що відбувається внаслідок:

а) підвищення напруг вигину і розтягування через зменшення площі перетину робочої лопатки. З цієї точки зору особливо небезпечною є ерозія вихідних кромek робочих лопаток останніх ступенів, яка відбувається в кореневій зоні, де напруги близькі до граничних. Знос периферійної частини лопатки призводить до зменшення напружень в кореневих перетинах, проте збільшує напруги в бандажах і зв'язках, що може спричинити їх відрив;

б) зменшення втомної міцності через погіршення якості поверхні і збільшення концентрації напружень. Особливо неприємно те, що вона виникає, по-перше, на кромках лопаток, тобто в тих зонах, де напруги вигину максимальні, і, по-друге, що самі концентратори («долини») розташовані приблизно перпендикулярно осі робочої лопатки, що сприяє появі в них тріщин. На щастя, як не здається це дивним на перший погляд, близьке розташування «долин» призводить до зменшення ефекту концентрації в порівнянні з випадком одиничного надрізу або подряпини;

в) зміни власних частот пакетів робочих лопаток, зменшення конструкційного демпфування в зв'язках і ефекту пакетування. В результаті цього можуть з'явитися резонансні коливання з високим рівнем напруги;

г) зниження опору корозії внаслідок відколювання разом з частинками металу захисної плівки з оксиду хрому і створення умов для прояву корозійної втоми.

Додатковим наслідком крапельної ерозії є зниження економічності ступеня з еродованими робочими лопатками, що відбувається внаслідок зростання профільних втрат в робочій решітці через збільшення шорсткості, витoku через периферійний зазор і з інших причин. Особливо сильно на зниження економічності турбіни впливає ерозійний знос лопаток останнього ступеня, частка виробітку потужності якої в загальному балансі потужності турбіни максимальна. У табл. 2 наведені оцінки впливу ерозії на зниження економічності, виконані в припущенні лінійної залежності зносу від часу.

Таблиця 2 – Вплив ерозії на зниження ККД турбіни і збиток від його зниження [6]

Рік експлуатації	Зниження ККД турбіни, %	Орієнтовний збиток, відн. од.
2	0,5	1
3	1,0	3
4	1,7	6
5	3,2	12
6	5,0	24

Видно, що збиток подвоюється практично з кожним роком, що вимагає заміни лопаток після кожних 4–5 років експлуатації.

Механізм крапельної ерозії не можна вважати повністю з'ясованим. За існуючими сьогодні уявленнями «винуватцем» ерозії є удари крапель об поверхню металу, при яких протягом короткого часу (близько 0,001 мкс) виникає імпульс тиску, який в першому наближенні можна оцінити за формулою 1.1:

$$\Delta p = p_k \cdot a^* \cdot w_k, \quad (1.1)$$

де p_k – щільність рідини в краплі ;

a^* – швидкість поширення звуку в рідині;

w_k – швидкість зіткнення.

Якщо прийняти $p_k = 1000 \text{ кг/м}^3$, $a^* = 1400 \text{ м/с}$, $w_k = 300 \text{ м/с}$, то $\Delta p = 420 \text{ МПа}$.

При таких місцевих циклічних впливах в матеріалі виникають хвилі напружень, що поширюються і взаємодіють між собою, й це позначається на профілю лопатки. В результаті на поверхні виникають тріщини втоми, що є початком ерозійного руйнування.

Крапельна ерозія – це процес, що протікає в часі. Якщо деяку поверхню ретельно відшліфувати і відполірувати, а потім піддати бомбардуванню

однаковими краплями діаметра d_k , які мають швидкість w_k , то характер поверхні буде безупинно змінюватися. Тривалий час ніяких змін помічатися не буде, а потім на поверхні з'являться сліди наклепу (поверхневого зміцнення): поверхня придбає як би плямисту структуру, схожу на ту, яка виникає на металевій поверхні під численними, порівняно несильними, ударами молотка. Потім на поверхні почнуть з'являтися численні тріщини, збільшується їх розмір, і відбувається відрив частинок металу. За сучасними уявленнями цьому багато в чому буде сприяти розтікання краплі з великою швидкістю після її удару об поверхню і прилипання. З часом поверхня набуває стабільну «гірську» структуру.

Ерозія матеріалу зазвичай вимірюється масою металу, яку віднесло з одиниці поверхні за час τ . Як аргумент можуть використовуватися і інші величини, пропорційні часу: кількість крапель рідини, що вступила в зіткнення з поверхнею до часу x і t . ін. Якщо ерозія протікає при незмінних зовнішніх умовах (діаметр крапель d_k , швидкості зіткнення w_k з поверхнею постійні, постійний кут зустрічі з поверхнею, щільність рідини тощо), то можна отримати криву ерозії, показану на рис. 6.

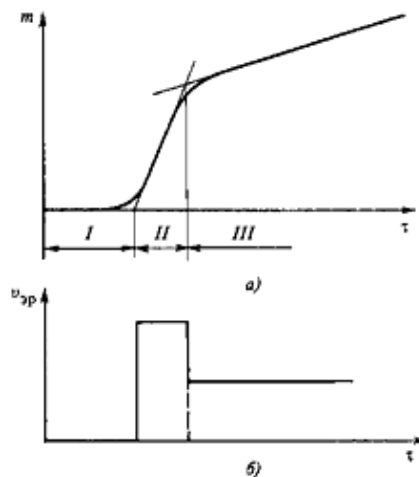


Рисунок 6 – Крива ерозії (а) і швидкість ерозії (б) для різних стадій зносу [6]

Крива ерозії зазвичай має три виражених зони, що характеризують різні

стадії процесу ерозії. На стадії I, званої інкубаційним періодом, відбувається наклеп матеріалу, поява перших тріщин втоми та їх зростання до деякого критичного розміру, при якому розтікаються краплі і фарбують локальні області поверхні. На стадії I виносу матеріалу практично не відбувається, і швидкість ерозії дорівнює нулю. Потім процес швидко переходить в стадію II, коли швидкість ерозії максимальна (або швидко збільшується, проходить через максимум і потім швидко зменшується). На стадії II відбувається формування стійкої «гірської» структури.

З її виникненням швидкість ерозії зменшується і виходить на постійне значення (стадія III): поверхня металу «приспосовується» під крапельний потік, що впливає на неї.

Є два основних джерела крапельної вологи в проточній частині:

1) природний процес розширення потоку пари з переходом через нижню прикордонну криву в область вологої пари;

2) процес підсосу вологої пари і крапель вологи з вихідного патрубку турбіни і з перехідного патрубка конденсатора внаслідок виникнення зон зворотних струмів в прикореневій і периферійній зонах робочих лопаток, в першу чергу в останній ступені.

Крапельна волога виникає в проточній частині природним шляхом при розширенні пари і переході процесу через лінію насичення $x = 1$ (рис. 7). Якщо на початку процесу розширення, наприклад, перед сопловою решіткою, пара є перегрітою (точка 0), то при дуже малій швидкості течії в точці 1 перетину процесу з нижньою прикордонною кривою $x = 1$, виникнуть перші краплі конденсату. Однак насправді цього не відбувається: поява перших крапель вологи внаслідок швидкого розширення пари затримується і вони виникають лише в деякій точці 2 при температурі T_2 і тиску p_2 .

Останньому відповідає температура насичення T_s . Таким чином, фактична конденсація починається при тиску $P_2 < P_1$, а температура конденсату T_2 виявляється менше температури насичення T_s , відповідає тиску P_2 . Різниця

$\Delta T = T_s - T_2$ називається переохолодженням конденсату при конденсації. В реальних турбінах вона може становити 20-40 К.

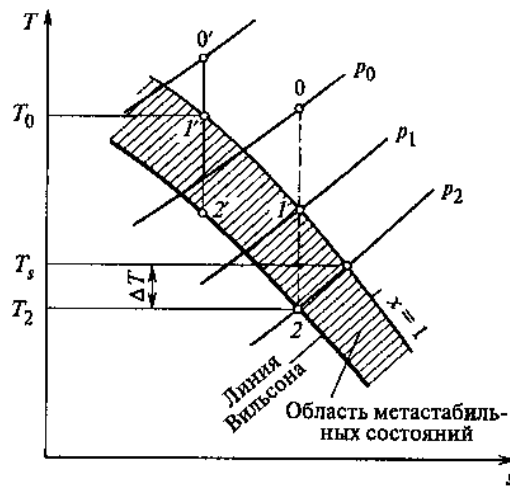


Рисунок 7 – Перехід процесу розширення пари через нижню прикордонну криву і початок конденсації [6]

Якщо процес розширення розпочнеться в точці 0, то аналогічним чином можна отримати точку початку конденсації 2. Геометричне місце точок початку конденсації називають лінією Вільсона. Положення лінії Вільсона залежить від швидкості розширення пару: чим більше швидкість, тим далі лінія Вільсона відстоїть від нижньої прикордонної кривої. Виникаючі початкові краплі конденсату є наслідком випадкового скупчення молекул води внаслідок флуктуації. Можливість їх існування залежить від їх розміру: маленька крапля приречена на випаровування і зникнення, а велика здатна до зростання. Утворені ядра конденсації приєднують до себе інші молекули і тому радіус крапель збільшується. На перших етапах, коли радіус краплі менше довжини вільного пробігу молекул, він збільшується пропорційно часу, а потім, коли він перевершить довжину вільного пробігу, швидкість росту краплі зменшується. Розрахунки і експерименти показують, що в результаті описаної конденсації і росту, розмір крапель, що утворюються, становить десяті частки мікрметра. Такі краплі легко захоплюються потоком пару, проносяться крізь проточну

частину, не викликаючи жодних ерозійних пошкоджень. Однак, на жаль, в результаті зіткнень окремих дрібних крапель і їх злиття, вихрового руху потоку за крайками соплових лопаток за демпферними зв'язками і в інших зонах, виникають краплі й більшого розміру. Володіючи більшою інерцією, вони відхиляються від траєкторії частинок пари, потрапляють на поверхню соплових і робочих лопаток і, зливаючись, утворюють водяні плівки товщиною 20–50 мкм. Зриваються і краплі, які роздібнілися, водяні плівки є джерелами крупно дисперсної вологи з радіусом крапель, що досягає 100 мкм. Такі краплі часто є нестійкими і під дією парового потоку дробляться. Іншим джерелом крапельної вологи в проточній частині є нестационарні зворотні тим, що виникають в останніх ступенях при зменшенні об'ємної витрати пару і підсмоктують вологу з конденсатора.

Перш ніж переходити до розгляду крапельної ерозії матеріалів, коротко зупинимося на траєкторії руху крапель в проточній частині. Як встановлено вище, в результаті розширення потоку пари, утворення плівок і зриву їх з соплових лопаток, з'являються краплі діаметром від декількох десятків до кількох сотень мікрон. Утворені краплі захоплюються потоком пари і виходять з соплового апарату (рис. 8) під кутом α , приблизно таким же, як і частки пари. Однак швидкість крапель c_k буде менше, ніж швидкість пари c_1 .

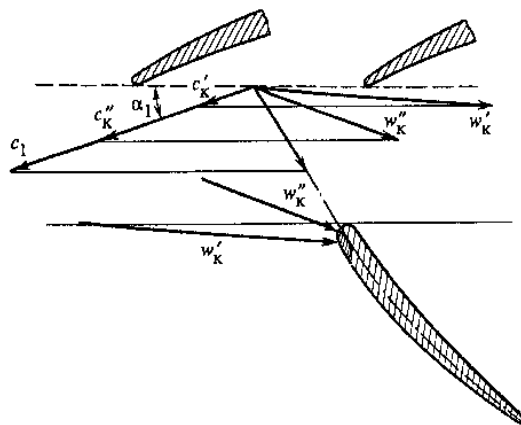


Рисунок 8 – Траєкторії руху крапель різного розміру в проточній частині [6]

Ставлення $\phi = c_k/c_1$ називають коефіцієнтом ковзання. Різні краплі будуть надходити на робочі лопатки з різною швидкістю і під різними кутами. Чим менше коефіцієнт ковзання ϕ [$c'_k < c_k$ до (див. рис. 8)], тим більше відносна швидкість входу крапель на робочі лопатки ($w'_k < w_k$) і в межі при $c_k \rightarrow 0$ $w_k \rightarrow u$. Таким чином, найбільші краплі, маючи малі абсолютні швидкості виходу, мають максимальні швидкості зіткнення з робочими лопатками.

По суті робоча лопатка, що рухається з великою окружною швидкістю, як би вдаряє по краплях, що повільно рухаються. Якщо проаналізувати окружні швидкості периферійних перетинів робочих лопаток останніх ступенів різних турбін, то можна отримати, що вони досягають 600 м/с. Далі, розворот вектора w_k зі зменшенням коефіцієнта ковзання добре пояснює, чому ерозія виникає на вхідних кромках робочих лопаток з боку випуклої поверхні: саме в цю зону потрапляють краплі, які мають максимальний діаметр і рухаються з максимальною відносною швидкістю.

Таким чином, розгляд процесу впливу краплі на поверхню робочої лопатки показує наступне. Якщо зафіксувати на спині робочої лопатки деяку точку А, то в цю точку (а краще сказати в коло деякого малого радіусу) потрапляють краплі і реалізується так званий дискретний випадковий процес. У цьому процесі, як сам факт зіткнення краплі з поверхнею, так і діаметр краплі d_k , її швидкість w_k , і кут γ між вектором швидкості w_k і нормаллю АВ до поверхні є випадковими величинами (рис. 9).

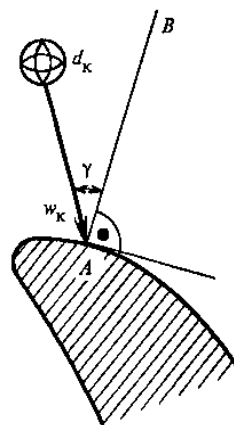


Рисунок 9 – Кут зустрічі краплі з поверхнею лопатки [6]

Процес крапельної ерозії є не тільки механічним, але і корозійним: періодичний зрив частинок захисної окисної плівки металу оголює поверхню і сприяє протіканню процесу корозії. Тому швидкість ерозійного зносу повинна залежати і від характеристик середовища, тобто крапель і течії по лопатці плівки (від її температури, вмісту агресивних речовин, кисню і рН).

Нарешті, необхідно звернути увагу і на те, що реально турбіна працює при різних навантаженнях і початкових параметрах пару, що відрізняються від номінальних. Це зумовлює зміну режиму роботи робочої лопатки конкретного ступеня, і, отже, умов утворення і впливу на лопатку крапельної вологи. Таким чином, процес впливу крапельної вологи на поверхню робочої лопатки є надзвичайно складним. Хоча є численні спроби розрахувати процеси утворення крапель, плівок, їх зриви і траєкторії руху в каналах соплових і робочих решіток, характеристики впливу крапель на метал в даний час вивчені недостатньо. Ще більш складним виявляється реакція металу на ці дії. Протягом інкубаційного періоду руйнування носить локальний характер, тобто залежить в основному від навантаження і деформування металу в малій околиці даної точки. При розвиненій ерозії, коли поверхня має «гірську» структуру, велике значення набуває розтікання крапель по поверхні з великою швидкістю і існування водяної плівки, що амортизує удари крапель, тобто реакція матеріалу в точці А залежить не тільки від умов навантаження в ній, але й від навантаження сусідніх точок. Всі ці обставини надзвичайно ускладнюють постановку досліджень і створення методів розрахунку процесу ерозії. Цим пояснюється, що навіть загальноприйнятої методики проведення експериментів не існує. Наявні методи оцінки ерозійної надійності робочих лопаток є не стільки кількісними, скільки якісними. Більшість досліджень ерозійного зносу виконано на стендах при ударній дії крапель так званого монодисперсного потоку, в якому спеціальним чином генеруються розмір крапель вологи і швидкість їх зіткнення з поверхнею металу. У цьому випадку, як показують численні дослідження, головним фактором є діаметр крапель d_k і швидкість зіткнення w_k . Типові криві ерозії в залежності від швидкості зіткнення при

постійному діаметрі крапель показані на рис. 10.

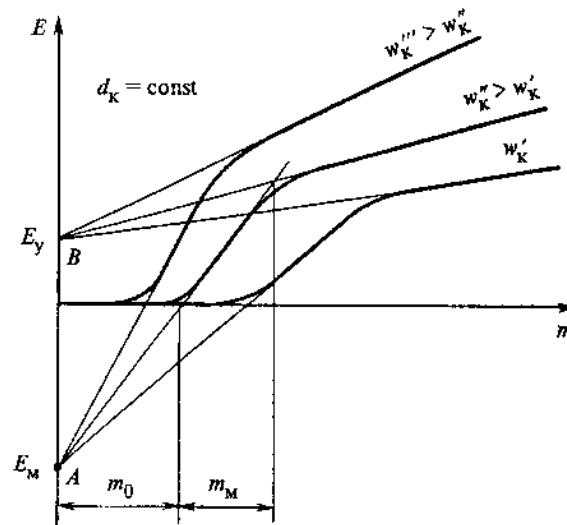


Рисунок 10 – Криві ерозії для різних швидкостей зіткнення крапель з металом [6]

Тут по осі абсцис відкладено кількість вологи m , що атакувала одиницю поверхні зразка; при однакових розмірах крапель і частоті бомбардування величина m пропорційна часу. По осі абсцис відкладена маса металу E , віднесена до одиниці поверхні (розмірність E – $\text{кг}/\text{см}^2$).

Як показали дослідження, виконані в МЕІ, кожна з кривих ерозійного зносу може бути описана за допомогою чотирьох параметрів [6]: інкубаційного періоду m_0 ; точки E_M , в якій сходяться всі промені, що характеризують протікання ерозії на другому етапі ерозії; швидкість сталою ерозії

$$v_y = dE/d \quad (1.2)$$

значення E_M і E_y інваріантні по відношенню до діаметру крапель та їх швидкості;

якщо параметри m_0 , E_M , E_y і v відомі, то легко знайти швидкість ерозії на II етапі

$$v_M = E_M/T_0 \quad (1.3)$$

і його тривалість:

$$T_M = (E_y - E_M) / (E_M/T_0 - E_y) - T_0. \quad (1.4)$$

Тоді більш наочними параметрами ерозії є: інкубаційний період m_0 ,

швидкість максимальної ерозії v_m , період максимальної ерозії m_m і швидкість сталою ерозії v_y .

Інкубаційний період m_0 зменшується зі збільшенням діаметра крапель і швидкості зіткнення, і в першому наближенні від кожного з них залежить статичним чином. На жаль, експериментальних даних для опису процесу ерозії турбінних лопаток матеріалів недостатньо.

Зі збільшенням розміру крапель і швидкості зіткнення швидкість максимальної ерозії збільшується. Оскільки $v_m m_0 = E_m$, а остання не залежить від розміру крапель і швидкості зіткнення, то максимальна швидкість ерозії обернено пропорційна інкубаційному періоду. Тому v_m статичним чином залежить від швидкості зіткнення і діаметра крапель.

Вище зазначалося, що в загальному випадку краплі вдаряються між собою і з поверхнею під довільним кутом γ (рис. 9). Напрямок зіткнення впливає тільки на інкубаційний період, значення якого визначає нормальна складова швидкості зіткнення $v_{к.н} = v_k \cos \gamma$. Всі інші параметри кривих ерозії практично не змінюються. Фізично це зрозуміло: при гладкій поверхні вплив краплі зменшується, а при розвиненій ерозії, коли поверхня стає шорсткою, поняття напрямку втрачає сенс. При фіксованих параметрах крапельного впливу (d_k , w_k , γ і т. ін.) ерозійний знос залежить від матеріалу. Оскільки за основу ерозійного зносу прийнято втомний механізм, отже, межа втоми є тією характеристикою матеріалу, яка визначає його опір ерозії. Однак складність отримання цієї характеристики для матеріалу, що використовується для ерозійних випробувань (необхідно випробувати не менше 15 зразків досить великих розмірів), змусила використовувати іншу характеристику матеріалу – твердість. Її легко визначити і вона побічно характеризує опір втоми: зі зростанням твердості швидкість ерозії істотно падає.

1.3 Аналіз способів захисту лопаток парових турбін від ерозійного руйнування

Боротьба з крапельною ерозією починається на стадії проектування [1],

при якому здійснюється ряд заходів, що забезпечують зниження ерозії. До їх числа відносяться:

1. Правильний вибір початкових і кінцевих параметрів пари, які забезпечать помірну вологість в кінці процесу розширення. Вибір початкової температури відповідно до початкового тиску важливий для парових турбін без проміжного перегріву пари. Так для початкового тиску $p_0 = 13$ МПа початкова температура пари повинна бути на рівні 540°C .

Слід підкреслити, що зараз мова йде про так звану діаграмну вологість, яка визначається в кінці процесу розширення з допомогою діаграм або таблиць водяної пари. Це деяка умовна (усереднена) вологість, що дозволяє зіставити умови роботи лопаток останніх ступенів різних турбін.

Для процесу ерозії має значення місцева вологість, а точніше розмір крапель, їх концентрація і швидкість. На рис. 11 показані типові лінії рівної вологості в проточній частині циліндра низького тиску. У прикореневій і периферійній зонах проточної частини внаслідок підвищених втрат енергії, що перетвориться в тепло, процес конденсації затримується.

Тому, незважаючи на те, що волога при її русі в проточній частині відкидається відцентровими силами до периферії, максимальне значення вологості спостерігається в перетині з координатою $z = 0,6 l$, де l – висота лопатки.

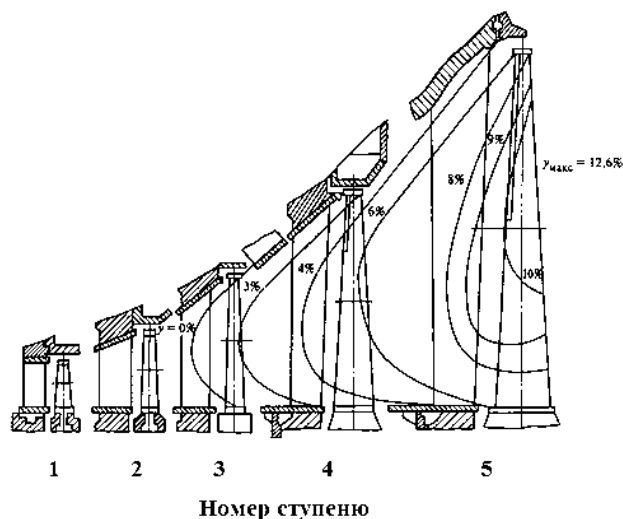


Рисунок 11 – Лінії рівної вологості в проточній часті ЦНТ [5]

2. Застосування внутріканальної сепарації. Як показано вище, найбільш небезпечною є крупно дисперсна волога, що утворюється при дробленні водяних плівок, зривається потоком з профілів соплових лопаток. Тому дуже ефективним заходом боротьби з ерозією робочих лопаток є відсмоктування цієї плівки з профілю соплових лопаток. Для цього соплову лопатку виконують порожній, а внутрішню порожнину пов'язують з областю низького тиску, наприклад з конденсатором.

3. Периферійна сепарація організовується на периферії ступені за ступенем або в міжвінцевому зазорі. Ідея цього виду сепарації полягає в використанні відцентрових сил, що діють на краплі: чим більше радіус краплі і окружна швидкість i , тим більше відцентрова сила. Під дією цієї сили крапля потрапляє в пастку, виконану в корпусі або обоймі, захоплюється козирком, що вловлює вологу, і стікає вниз корпусу турбіни, звідки дренається.

4. Окружна швидкість крапель за робочим колесом зазвичай вище, ніж за сопловим апаратом. Тому і ефективність периферійної сепарації за щаблем вище, ніж в міжвінцевому зазорі. Збільшити ефективність периферійної сепарації можна шляхом використання сепаруючої здатності оберткових робочих лопаток.

5. Прочинені на периферії вихідні кромки робочих лопаток або поздовжні неглибокі канавки на вхідній частині профілю дозволяють транспортувати водяні плівки, що утворилися на лопатці, до периферії і скидати вологу в пастку.

При роботі пристроїв разом з вологою завжди відсмоктується і невелика кількість пари (0,3–1,0 % від загальної витрати). Якщо тепло цієї вологи і пари надалі використовується, наприклад, в регенеративних підігрівачах, то економічність турбіни навіть підвищується через зниження вологості в наступних ступенях. Згідно дослідів МЕІ [9], ЛПІ [10] та інших організацій на поверхні напрямних лопаток останніх ступенів потужних парових турбін утворюється тонка, близько десятків мікрон, плівка води, що рухається під впливом спутного потоку зі швидкістю $0,3 \div 0,8$ м/с. Зриваючись з кромки

напрямних лопаток, плівка є джерелом найбільш ерозійно-небезпечних крапель. Внаслідок різниці швидкостей пари та крапель води, має місце різний кут входу пари та крапель вологи на профіль робочої лопатки. З метою зменшення частки крупнодисперсної вологи, що досягає вхідних кромок робочих лопаток, і вирівнювання швидкостей і кутів входу пари і вологи на робочі лопатки виконуються збільшеними міжвінцеві зазори в останніх ступенях. Оскільки активні способи захисту від ерозійного руйнування не дають 100% результатів, додатково застосовуються пасивні способи захисту безпосередньо поверхні робочих лопаток і інших елементів проточної частини турбін від негативного впливу корозійного середовища і ударного впливу крапель вологи.

Сучасні завдання створення і модернізації енергетичного устаткування висувають високі вимоги до вдосконалення показників економічності і надійності турбін. У двофазних течіях процеси трансформації, перенесення і взаємодії вологи з елементами ступенів роблять помітний негативний вплив на їх характеристики. Одним з найважливіших питань є розробка ефективних методів захисту лопаткових апаратів від ерозії при одночасному зниженні механічних втрат, що викликаються вологістю. Застосовувані в даний час заходи щодо поліпшення робочого процесу волого-парових ступенів енергетичних турбін можна розбити на три основні групи: активні, пасивні та комбіновані активно-пасивні [9-11]. До активних відносяться різні способи зменшення вологості в проточній частині, а також управління процесами конденсації. Також до активних методів можна віднести впровадження всередині каналної сепарації вологи в направляючих лопатках останнього ступеня, влаговидалення з міжвінцевого зазору останнього ступеня, введення регенеративного відбору пари перед останнім ступенем.

Пасивні заходи включають способи ослаблення ерозійного впливу вологи на елементи проточної частини без її відведення – зміцнення поверхонь лопаток, застосування нових матеріалів з високою ерозійною стійкістю і т. ін.

Аналіз літературних джерел і нормативних документів показав, що існує

декілька активних способів боротьби з ерозійним впливом волого-крапельного парового потоку, що пропонуються різними підприємствами. При цьому слід зазначити, що за допомогою активних методів можна забезпечити видалення близько 50–60 % вологи. Тому для ефективної боротьби з ерозією необхідно використовувати одночасно як активні, так і пасивні способи [12]. Розроблено різноманітні конструктивно-схемні рішення, які дозволяють видалити частини вологи до 50–60 %. При цьому слід зазначити, що існує небезпечний ерозійний знос окремих лопаток в перші 5–10 років експлуатації.

Наведемо деякі характеристики активних способів видалення вологи [13, 14]:

Оптимізація сполучення бандажів. Використовується на більшості ТЕС. При цьому наголошується складність здійснення технологічного процесу оптимізації сполучення бандажів.

Дотримання експлуатаційних параметрів турбіни. Неухильне дотримання експлуатаційних параметрів турбіни протягом всього терміну експлуатації є кращим, тому що більшість пошкоджень відбувається на тлі недотримання (порушення) експлуатаційних параметрів. Постійний контроль за рівнем динамічних напружень з використанням дискретнофазового методу. Застосовується для забезпечення роботи турбіни в розрахункових експлуатаційних параметрах на більшості ТЕС з турбоагрегатами великої потужності. До недоліків слід віднести труднощі забезпечення контролю за рівнем динамічних напружень з використанням дискретнофазового методу.

Нагрів напрямних лопаток паром. Цим методом досягається зменшення кількості крупнодисперсної вологи. Однак цей шлях призводить до ускладнення конструкції напрямних лопаток, діафрагм і конструкції в цілому. Метод реалізований поки тільки на експериментальних установках. Залежно від призначення і параметрів пари кожен тип парової турбіни має свої конструктивні особливості. Багато в чому конструкцію всієї турбіни в цілому та конструкцію робочих лопаток і роторів при проектуванні турбіни приділяється особлива увага як з точки зору експлуатаційної надійності, економічності, так і

високій технологічності виготовлення [14].

Одним з перспективних і ефективних шляхів зниження ерозійного зношування поверхонь лопаток турбін влажнопарових ступенів є нанесення захисних зміцнених шарів з матеріалів підвищеної ерозійної стійкості або поверхневого зміцнення самого матеріалу [15].

Незважаючи на збільшення капітальних вкладень при створенні подібного захисту, вони швидко окупаються [16].

Використання зміцнених шарів матеріалів, матеріалів, стійких до впливу ерозії є пасивним методом боротьби з ерозією [17]. До його позитивних сторін слід віднести:

1. Можливість підвищення економічності і надійності експлуатації турбінних (в тому числі і влажнопарових) ступенів без внесення конструктивних змін в деталі, що захищаються. Згідно з даними фірми «Union Carbide Corporation» [18] попереднє нанесення захисного інтерметалічного покриття товщиною 3 мкм забезпечило приріст потужності газотурбінної установки потужністю 12,5 МВт до 10 % внаслідок підвищення зносостійкості кромки робочих лопаток.

2. Відносну простоту технології відновлення захисних властивостей шляхом періодичного додаткового нанесення зносостійкого матеріалу без перелопачування робочого колеса.

3. Можливість управління параметрами ерозійного зношування шляхом застосування широкого кола металевих, інтерметалічних, композиційних матеріалів і технологій режимів їх нанесення.

Під покриттям розуміється шар на поверхні деталі, фізико хімічні властивості якого відмінні від аналогічних властивостей матеріалу, що захищається. Воно може бути отримано як нанесенням шару матеріалу (електролітичне, електроіскрове, газоплазмове, детонаційне і т. ін. покриття), так і зміною властивостей поверхневих шарів самого елемента, що захищається (загартування струмами високої частоти, дифузійне насичення, іонна імплантація, лазерний гарт тощо).

Вибір конкретного типу покриття є складним техніко-економічним завданням. Технічні вимоги, яким повинні задовольняти протиерозійні покриття, визначаються умовами експлуатації, що потребують захисту елементів конструкції воложнопарових турбінних ступенів. В [14] сформульовані деякі загальні технічні вимоги до захисних зміцнених шарів робочих лопаток. Сформульовано також вимоги [19] до жаростійких захисних зміцнених шарів робочих лопаток турбін газотурбінних двигунів, які з відповідними корективами можуть бути додані до зміцнених шарів воложнопарових турбінних лопаток. Для можливості оцінки економічної доцільності застосування покриттів або покриттів замість застосування більш стійких сплавів, перепроєктування проточної частини або більш часті заміни еродованих деталей запропонований ряд економічних критеріїв [20]. Покриття доцільно використовувати в тих випадках, коли опір впливу парокрапельного потоку робочого середовища не може бути забезпечено при існуючих в ступені робочих параметрах вологого пару, або коли сплав або виготовлення деталі з нього є настільки дорогими, що саме покриття виявляється кращим з економічної точки зору. Очевидно, ефективно для кожного конкретного випадку протиерозійне покриття конструктивних елементів проточних частин низького тиску парових турбін має максимально задовольняти технічним і економічним критеріям. Різні типи захисту від ерозії поверхонь, головним чином, вхідних кромek робочих лопаток воложнопарових турбінних ступенів застосовуються в практиці енергомашинобудування вже протягом декількох десятиліть [17]. Залежно від товщини шару зносостійкого матеріалу слід розрізняти напайки і наплавлення товщиною до 2–3 мм і більше і власне покриття товщиною менше 1 мм. Найбільш широко поширеним типом захисту робочих лопаток є напайка литих або кованих сталітових пластин на їх вхідну кромку. Такий спосіб захисту периферійної частини робочих лопаток останніх ступенів частин низького тиску застосовують застосовують на «Ленінградському металевому заводі» на турбінах К-200-130ЛМЗ, К-300-240ЛМЗ, К-500-240ЛМЗ, Т-100-130ТМЗ, Т-250/300-240ТМЗ і ін. [21, 22].

Наприклад, для цієї мети ЛМЗ використовують литі пластини зі сплаву марки ВЗК (60–65 % кобальту, 25–28 % хрому, 4–5 % вольфраму, 2–2,5 % кремнію, 1–1,2 % вуглецю, решта залізо) товщиною 1,5–2 мм, шириною до 10 мм і довжиною 20–30 мм, мають твердість не менше HRC40 і охоплюють вхідну кромку робочої лопатки з боку випуклої частини профілю рис. 12.

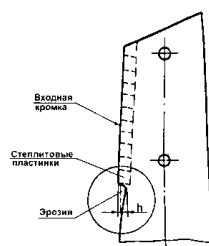


Рисунок 12 – Захист напайкою стелітової пластини [23]

Пластини припаюють до лопаток зі сталі 20X13 і 15X11МФ срібним припоєм ПСр45 за допомогою індукційного нагрівання струмами високої частоти [23] випадки відриву окремих пластин і поломки робочих лопаток через неякісну пайку.

Цим способом забезпечується захист частини вхідної кромки робочої лопатки (до 400 мм). Основні недоліки способу полягають в наступному:

- погіршується аеродинаміка профілю робочих лопаток;
- прискорюється промив тіла за пластинами, в зоні різкої зміни профілю, що має вигляд майже сходинки;
- закріплення стелітової пластин за допомогою срібного припою є ненадійним;
- відбувається відрив окремих пластинок і пошкодження ними трубок конденсатора, (наприклад, на блоках 300, 800 МВт Рязанської ГРЕС, 300, 1200 МВт Костромської ГРЕС); недосконалість технології пайки стелітової пластинок до лопаток зі сталі 13X11Н2В2МФ-Ш призводить до утворення небезпечних зон загартування, що сприяють утворенню та розвитку втомних тріщин, що створюють аварійні ситуації (наприклад, на блоках 800 МВт Сургутської ГРЕС-2;

– процес відриву стелітової пластинок, що не піддається прогнозам, може погіршувати відокремлення від резонансу окремих лопаток, що, в свою чергу, може прискорити процес пошкодження і аварійного руйнування енергоблоків ТЕС з турбінами ЛМЗ і ТМЗ.

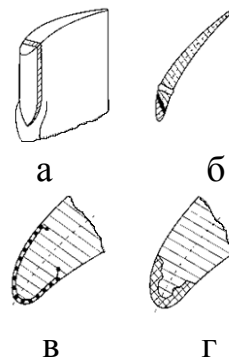
Перехід на нову технологію зміцнення стелітової пластин за допомогою індукційного нагріву струмами високої частоти дозволив підвищити якість пайки, а також збільшити втомну міцність лопаток приблизно в 1,5 рази і знизити деформацію робочої частини лопаток в 2 рази [23]. Зарубіжні фірми «Альстом», «Вестінгауз», «Дженерал Електрик» і ін. також широко застосовують стелітової захист сплавами марок 12, 4, 6, 6В, 5В [21, 22], близькими по своїм хімічним складом і механічними властивостями сплаву ВЗК. Захист напайкою стелітової пластини добре зарекомендував себе в експлуатації, дозволивши знизити в кілька раз інтенсивність ерозійного зношування вхідних кромки і підвищити ресурс робочих лопаток. Однак застосування стелітових накладок має свої негативні сторони:

- значно змінюється аеродинамічна форма профілю периферійної частини робочих лопаток;
- збільшуються профільні втрати;
- підвищується навантаження на кореневу частину робочих лопаток і ротору в цілому від дії відцентрових сил;
- спостерігаються випадки зриву пластин з кромки лопаток, що вже стало причиною поломок окремих робочих лопаток на деяких турбінах;
- неможливо використовувати стелітової захист у влажнопарових турбінах атомних електростанцій та інших атомних енергоустановок з одноконтурної схемою через наявність в сплаві великої кількості кобальту, що дає долгоживущий радіоактивний ізотоп Co^{60} [24].

Відомі випадки виконання протиерозійних накладок з матеріалів на безкобальтовим основі: ЛМЗ для турбін К-100-906 ЛМЗ першого блоку Белоярської АЕС використовував сталі з вмістом марганцю, а фірма «Парсонс» в турбінах потужністю 600 і 1100 МВт W і Cr [25]. Однак досвід експлуатації

накладок з марганцовістою сталі показав їх нижчу ерозійну стійкість, ніж сталітової. маються також відомості про захист робочих лопаток турбін за допомогою хромових накладок і нікелевих пластин [26].

При використанні захисних напайок і накладок важливою проблемою, що потребує вирішення для підвищення надійності захисту в експлуатаційних умовах, є зниження рівня напруженого стану поблизу поверхні сполучення накладок і профільної частини робочих лопаток. Для цієї мети в [27] запропоновано виконувати спеціальне двостороннє потовщення у вигляді сфери на вхідній кромці робочої лопатки поблизу нижнього краю ерозійностійкої накладки (рис. 13 а).



а) [27]; б) [28]; в) [29]; г) [30]

Рисунок 13 - Конструкції протиерозійних накладок на вхідних кромках лопаток

В [28] запропоновано зміцнювати на вхідній кромці захисний «носок», має послідовно розташовані по потоку ерозіоностійку і пластичну ділянки, причому пластична ділянка розташована під кутом до середньої лінії профілю (рис. 13 б).

Запропоновано спосіб з'єднання сталітової пластини з профільною частиною робочої лопатки, що забезпечує високу міцність з'єднання внаслідок того, що захисна сталітова накладка за допомогою методу дифузного зрощування або відразу безпосередньо з'єднується з профільною частиною лопатки, або попередньо складу з'єднується з тонкою пластиною зі сплаву,

аналогічного матеріалу лопатки, а потім здійснюється зварювання двох деталей одного хімічного].

Є пропозиції щодо встановлення накладок без безпосередньої пайки до пера робочих лопаток за допомогою спеціальних кріпильних елементів [29-30] (рис. 13, в, г) або профільованого паза замку, виконуваного в тілі лопатки поблизу входної кромки [31]. Можливим шляхом підвищення надійності кріплення накладок є також установка окремих пластин з зазором між сусідніми торцями 0,003-0,006 довжини пластини і виконання зварних швів спеціальним чином [32].

Іншою проблемою при використанні накладок і напайок є зниження негативного впливу спотворення аеродинамічного профілю входних кромek робочих лопаток. В основі відомих технічних пропозицій на цю тему лежить загальна ідея попереднього видалення матеріалу частини лопаточного профілю в районі входної кромки з подальшою установкою на це місце накладки (екрану) [28-39].

Як правило, форма накладок і технологія їх установки визначаються необхідністю вирішення додаткового завдання-зниження рівня напруженого стану поблизу поверхні сполучення [28, 37], зменшення величини центробіжних і вібраційних напружень в тілі робочих лопаток [36], створення надійного з'єднання накладки з лопатковим профілем [35, 38], підвищення тріщиностійкості входної кромки до зародження і розвитку втомних тріщин [33].

Незважаючи на те, що протиерозійна захист входних кромek робочих лопаток з використанням накладок зі стеліту відома, продовжують розроблятися варіанти багатошарової захисту [28, 35, 38, 38, 40]. В [39] запропоновано виконувати захисний екран з двох шарів, з'єднаних електрозварюванням зовнішнього зі стеліту і внутрішнього зі стеліту або сплаву Hayness Alloy 6K.

В [40] з метою регулювання перехідних напруг в місці сполучення між захищеною і незахищеною частинами і забезпечення сприятливої еластичності

сполуки запропоновано три варіанти можливого поєднання матеріалів накладки, проміжного шару і робочої лопатки відповідно:

- стеліт 6В-хромонікелевий сплав Inconel 600-хромова сталь 422;
- стеліт 6В-титановий сплав AMS4900B – титановий сплав з 6 % алюмінію і 4 % ванадію;
- титановий сплав 11Ti2,4Al4Mo0,2 Si-титановий сплав.

В [35] запропоновано двошаровий захист з внутрішнім шаром з нікелевого сплаву, а зовнішнім з кобальтового.

В процесі експлуатації турбомашин мають місце усталостне руйнування робочих лопаток, викликані дією змінних аеродинамічних сил значною амплітуди. Наявність ерозійних каверн, пов'язані з ними надрізи кромки лопатки і концентрація напружень є додатковим джерелом виникнення втомних тріщин [21, 14].

Запропоноване в [33; 41] технічне рішення забезпечує двійний позитивний ефект: забезпечується протівоерозійний захист кромки від впливу крапельної вологи і уповільнюється швидкість ініційованих ерозійними кавернами втомних тріщин. Це досягається шляхом спеціального профілювання вхідних кромки робочих лопаток у вигляді усіченого клина з криволінійними бічними сторонами, що розширюються до середньої частини пера лопатки, і нанесенням ерозійностійкого матеріалу підвищеної ударної в'язкості на бічні сторони клина до обрису аеродинамічного профілю. Попередні оцінки для лопаток парових турбін свідчать про можливість збільшення втомної довговічності робочих лопаток подібної конструкції в 2–3 рази.

Відомий досвід використання стелітової накладок на робочих лопатках з титанових сплавів [42].

Однак накладки зі стеліту, що добре зарекомендували себе при захисті від краплеударної ерозії вхідних кромки сталевих лопаток, небажано використовувати для захисту лопаток з титанових сплавів. це пов'язане з значною невідповідністю питомої ваги, модуля пружності і коефіцієнта

термічного розширення стелітових і титанових сплавів. В результаті такої невідповідності вірогідні зриви захисних пластин з поверхні робочих лопаток в процесі експлуатації.

Дослідні промислові дослідження показали перевагу захисту титанових робочих лопаток пластинами з титанових же сплавів з більшою, ніж у матеріалі лопаток твердістю (до HV 400-650) [40, 43, 44]. Наприклад, фірма «Альстом» в якості матеріалу накладок для захисту титанових лопаток використовує карбід титану зі сталевий матрицею і добавками хрому, кобальту, нікелю [34, 45]. Перспективними ерозійностійкими сплавами є нітінол різних марок (20–60 % нікелю, решта титан). Позитивною рисою накладок з нітінолу є відсутність кобальту, підвищена демпфуюча здатність і менша питома вага в порівнянні з стелітом.

Захисними пластинами з нітінолу були оснащені вхідні кромки робочих лопаток довжиною 1200 мм зі сплаву TC5, встановлені в останньому ступені циліндра низького тиску головного зразка конденсаційної турбіни К-1200-240ЛМЗ [46].

Вказується також на доцільність використання подібних накладок для захисту сталевих робочих лопаток, так як забезпе чується більш надійне з'єднання нітінолових накладки з металом самої лопатки в порівнянні із стелітової [47, 48]. Однак як показує досвід експлуатації, ерозійна стійкість значною мірою залежить від індивідуальних відхилень складу сплавів в процесі їх виготовлення.

Представляють інтерес пропозиції про виготовлення захисних накладок на вхідних кромках робочих лопаток з еластичних неметалічних матеріалів. Основні труднощі при цьому полягають в складності їх кріплення на вхідній кромці. Наприклад, зазначені труднощі в поєднанні з характерними властивостями самого матеріалу не дозволили досягти в умовах експлуатації задовільною стійкості захисту з допомогою гумових накладок [26].

В [29] запропоновано композитне покриття, що складається з нікелевої сітки, осередки якої заповнені еластичним ерозійностійким матеріалом на основі

фенольнокаучукової клейової плівки. В [30] пропонується екранувати вхідну кромку лопатки знімним носком з еластичного ерозійностійкого матеріалу.

Дугоподібний антиерозійний екран зі стелиту [49], або т.ін., має внутрішню поверхню з прикріпленням до неї плівкоподібним клеєм і прокладки, сформовані з фтореластомеру вздовж країв (рис. 14). Розкрито спосіб ремонту еродованого екрану, в якому видаляється еродований щит, зварюється матеріал, розчинений кислотою на лопатку, що попередньо оброблена струменем піску. Плівку видаляють з щита і щит встановлюють на лопаті турбіни. Тиск і тепло подаються на щит до етапу затвердіння клею.

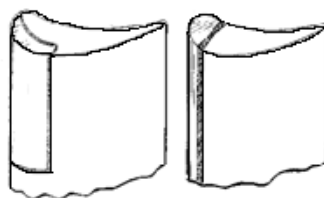


Рисунок 14 – Схема кріплення захисного екрану [49]

Протиерозійний захист за допомогою тонких зміцнених шарів має ряд переваг перед захистом накладками:

- практично не спотворюється геометрія в міжлопатковому каналі робочого колеса;
- мала додаткова відцентрова сила навантаження на корені перетину робочих лопаток і ротору в цілому;
- виключається викривлення профільної частини лопатки внаслідок відсутності при створенні покриття залишкових термічних напруг, поява яких характерно для технології напайки товстих накладок;
- є можливість нанесення зносостійкого шару практично з будь якого матеріалу з наперед заданим набором фізико-хімічних і міцних властивостей.

Незважаючи на те, що ерозійний знос зміцнених шарів на півглибину відбувається за менш тривалий термін, ніж у більш товстих накладок з того ж матеріалу, проте їх ремонтпридатність вище. Це пов'язано з простотою

технології [50–52] і дозволяє здійснювати періодичне відновлення їх захисних властивостей в станційних умовах.

Одним з перших захисне покриття на лопатках парових турбін застосували на Харківському турбінному заводі. Вхідні кромки робочих лопаток однієї з двох останніх ступенів турбін К100, К160, К-300-240, К-220-44 мають електроіскрове покриття сплавом Т15К6 (79 % карбиду вольфраму, 15 % титану, 6 % кобальту). В даний час «Турбоатом» застосовує покриття сплавом Т15К6 для турбін атомних електростанцій, що працюють по двоконтурним схемами [25].

Є також досвід використання електроіскрового шару Т15К6 для захисту робочих лопаток турбіни АК-70-13, яка працювала в складі одноконтурної установки ВК50 [53-54]. Однак ерозійна стійкість сплаву Т15К6 в умовах експлуатації з різницею в товщині покриття після його нанесення виявляється не досить високою.

Для захисту від ерозійного зношування лопаток вологих парових ступенів турбін суднових атомних енергетичних установок, що володіють на периферії порівняно невисокими окружними швидкостями близько 200–330 м/с, «Кіровський завод» м. Санкт-Петербург використовує для лопаток останніх ступенів частин низького тиску тонке електролітичне хромове покриття товщиною 60–80 мкм (атомний криголам «Ленін») і електроіскрове покриття сплавом Т15К6 (атомні криголами «Арктика» і «Сибір») [55, 57]. Досвід експлуатації суднових турбін свідчить про необхідність застосування більш стійкою протиерозійного захисту.

Відомі також випадки застосування плазмових зміцнених шарів із сплавів наступного складу: 39 % хрому, 5 % бору, 5 % вуглецю, 1 % кремнію, інше - залізо і Колмоной (15 % хрому, 2 % бору, 5 % заліза, 0,6 % вуглецю, 3 % кремнію, інше – нікель) робочих лопаток 14 й і 15 й ступенів частини низького тиску суднових турбін атомних енергетичних установок криголамів [58–60], а також поверхневого зміцнення вхідної крайки до твердості HRC 60 на глибину 1,5–2,0 мм шляхом гарту струмами високої частоти [60]. Покриття зі сплаву

типу Колмоной пропонувалося до використання і за кордоном [56].

У науково технічній літературі є згадки про поодиноких випадках дослідно промислової експлуатації лопаток влажнопарових турбінних ступенів з іншими типами протівоерозійних зміцнених шарів. Фірма «Дженерал Електрик» широко застосовує метод плазмового напилення. Воно виконане приблизно на 30 турбінних ступенях. Є також досвід напилення хрому і карбіду хрому [61].

Фірма «Вестінгауз» виконувала наплавлення за допомогою індукційного нагріву ерозійностійкого шару з кобальтохромового сплаву на передні кромки лопаток циліндрів низького тиску потужних парових турбін [63], а також плазмового напилення порошкоподібного карбіду вольфраму на робочі лопатки всіх 20 ступенів атомної турбіни потужністю 175 МВт [86, 87].

Дифузійне борування вхідних кромок робочих лопаток першої після промперегрева ступені турбіни потужністю 700 МВт застосовує фірма «Дженерал Електрик» [62]. Фірма «Turbine Metal Technology» для запобігання ерозійного, корозійного зношування і корозійного розтріскування під напругою виконувала зміцнення поверхні робчих лопаток турбін потужністю 400 і 600 МВт шляхом дифузійного осадження реакційного інтерметалічного шару товщиною 0,025–0,25 мм [66]. Отримано досить обнадійливі результати, що дозволили фахівцям фірми зробити висновок про можливість за допомогою такого покриття вирішити значною мірою проблему краплеударної ерозії, виразкової корозії та корозії під напругою. З 1983 р. для захисту робочих лопаток на десяти турбінах виробництвах фірм США і Японії використовувалося протіерозійне покриття зі сплаву заліза з хромом і бором. [67].

Відомі також одиничні випадки використання робочих лопаток з іонним напиленням хрому і нітриду титану, встановлених в останніх ступенях турбін приводу компресора [68]. Іонна імплантація – це нова технологія підвищення експлуатаційних властивостей деталей, що працюють в «важких» умовах. У порівнянні з традиційними методами зміцнення поверхні (віброгалтовання і ін.)

Іонна імплантація призводить до значних змін фізико-хімічного та структурно-фазового стану поверхневого шару і, як наслідок, до підвищення експлуатаційних властивостей – витривалості і довговічності, зносо-, жаро- і корозійної стійкості.

Іонна імплантація впроваджена у серійне виробництво газотурбінних двигунів стосовно до робітників і напрямних лопаток компресора і турбіни, парам тертя на основі титану, заліза, нікелю і ін., у технологічні процеси зміцнення вхідних і вихідних кромek титанових лопаток парових турбін (рис. 15) розміром до 1600 мм.



Рисунок 15 - Лопатка, оброблена методом іонної імплантації .

Дані роботи виконані на замовлення ВАТ «ЛМЗ» для лопаток турбін, що поставляються за міжнародними контрактами на електростанції «Ольхольма» (Фінляндія), «Тянь-Вень» (Китай), «Бушер» (Іран), а також для Костромської ГРЕС [17].

Крім того, в даний час відпрацьована і впроваджена технологія інтегрованого модифікування поверхні з використанням іонної імплантації в поєднанні з вакуумно-плазмовим впливом для зміцнення сталевих лопаток парових турбін.

При цьому створюється багатошарове зміцнення поверхні в якому, з одного боку, іонна імплантація виконується перед операцією нанесення покриття, активує вихідну поверхню, розпорошує оксидні шари, які негативно впливають на процеси адгезії. З іншого боку, нанесення вакуумно-плазмового покриття забезпечує захист вихідної поверхні деталі від дії зовнішніх чинників (ерозії, корозії, дифузії та ін.).

Залежно від виду імпантованих іонів (іони газів – азот, вуглець, бор, кисень та ін.; іони металів – хром, титан, цирконій, лантан, нікель, мідь, кобальт та ін.) і режимів імпантатії (температура поверхні, час набору дози імпантованих іонів, густина іонного струму) в поверхневому шарі деталі можуть бути реалізовані твердорозчинний, дислокаційний, або дисперсний механізми зміцнення або їх комбінація, що призводять, як наслідок, до підвищення експлуатаційних властивостей і надійності деталі.

Особливо важливо відзначити, що, крім іншого, таке зміцнення забезпечує появу стискаючих напруг і високу міцність від втоми – що є особливо важливим в умовах експлуатації лопаток парових турбін, відповідальних деталей енергетичного обладнання. П'ятирічний досвід експлуатації деталей (шиберів, тарілок), виготовлених з використанням іонної імпантатії, в різних енергосистемах, в тому числі, в умовах ТЕЦ-26 АТ «Мосенерго» показав, що їх термін служби, збільшився в 1,5–2 рази в порівнянні з традиційними, що дозволяє рекомендувати дану технологію для широкого впровадження і використання в енергетиці [69].

Іонная імпантатія з формуванням на поверхні покриття TiN [10, 70]. Покриття наноситься на лопатки в спеціальних камерах при використанні вакуумного обладнання. Зміцнення досягається за рахунок формування зносостійкого крозійностійкого одношарового покриття або багатшарового з можливим чергуванням шарів (Ti + TiN), товщина якого не перевищує 50 мкм. Спосіб передбачає використання дорогого вакуумного обладнання. До недоліків слід віднести:

- низька продуктивність при формуванні покриття;
- висока вартість процесу формування покриття;
- нерівномірна товщина покриття на лопатці в залежності від розташування катода по відношенню до лопатки.

В енергетиці іонна імпантатія з покриттями на основі TiN відпрацьована на робочих лопатках останніх ступенів зі сталей 20X13-III і 15X11МФ-III, але широкого застосування не отримала.

Особливе місце серед технологічних способів зміцнення входних кромок лопаток влажнопарових турбін займають способи створення протиерозійних зміцнених шарів на поверхні, що захищається шляхом зміни втомно-ерозійних властивостей поверхневого шару деталі. До їх числа, наприклад, відноситься згадане вище загартування струмами високої частоти. В останні роки запропоновані експериментально досліджені інші способи поверхневого зміцнення. В [71] повідомляється про дослідження поверхневих шарів робочих лопаток зі сталі 13X12HBMФА (ЭИ961Ш) і титанового сплаву BT5 після ультразвукового зміцнення ударами сталевих кульок. В результаті в шарі глибиною до 200-500 мкм досягається збільшення твердості (наклеп) і утворення системи стискаючих залишкових напруг, що забезпечує збільшення втомної міцності робочих лопаток на 20–30 %. Незважаючи на те, що дослідження ерозійної стійкості не проводилися, факт збільшення твердості матеріалу змушує судити про позитивний вплив зміцнення на цю величину. Наплавлені поверхні, в першу чергу, стеліту, пропонується обробляти за методом поверхневого зміцнення тертям [72].

В результаті одночасної дії температури і пластичної деформації відбуваються структурні перетворення в поверхневому шарі, що підвищують мікротвердість і межу витривалості. Так, зміцнення тертям наплавленого шару стеліту ВЗК викликало наклеп матеріалу на глибину до 120 мкм до максимальної твердості НВ 540 (твердість не зміцненого стеліту НВ 270) і підвищення на 10 % межі витривалості накладки.

В [73] пропонується ерозійностійке покриття входних кромок робочих лопаток, що отримується газоплазмовим напиленням з подальшою обробкою лазерним променем.

Лазерне гартування поверхні з утворенням в поверхневому ерозійностійкому шарі односпрямованої структури з об'ємних елементів підвищеної щільності також рекомендується в [74]. В [75] запропонований спосіб зміцнення поверхні робочих лопаток шляхом індукційного нагріву струмами високої частоти і наступною механічною обробкою роликком з

поверхневим пластичним деформуванням.

Конструкція захисних зміцнених шарів, способи їх нанесення на конструктивні елементи турбін постійно удосконалюються. З'являються нові технічні пропозиції, спрямовані на підвищення зносостійкості зміцнених шарів, розширення технологічних можливостей, підвищення продуктивності їх нанесення і зниження собівартості.

В [76] повідомляється про використання гальванічного нікелевого покриття товщиною 0,2–0,3 мм волокнистих композиційних матеріалів. В [77] з метою створення на поверхні лопаток більш товстих демпфуючих плівок вологи запропонована лопатка з протиерозійним покриттям, виконаним з гідрофільного матеріалу, змочуваність якого вище змочуваності поверхні, що захищається (оксиди, хлориди, силікати, карбонати та ін.).

В [78] пропонується протиерозійне покриття вхідної кромки робочої лопатки, що отримується шляхом осадження парів твердого сплаву при високій температурі в вакуумі та дозволяє підвищити надійність з'єднання захисного шару з основним матеріалом без зниження конструктивної втомної міцності лопатки.

Перспективним способом подальшого підвищення ерозійної стійкості зміцнених шарів є управління мікроструктурою створюваного захисного шару. В [79] пропонується створювання спеціальної пластинчастої структури в покритті з железонікелевого сплаву (вміст заліза 15–20 %) на сталевих або титанових робочих лопатках. В [80] пропонується спрямоване затвердіння литого стеліта, в результаті чого утворюється тонка дендритна структура (діаметр дендритів менш за 10 мкм) з розташуванням дендритів рівномірно і з однаковою орієнтацією перпендикулярно напрямку ударної дії крапель вологи.

Перспективним способом подальшого підвищення ерозійної стійкості вхідних кромок робочих лопаток влажнопарових ступенів може бути створення багат шарових зміцнених шарів, як правило, складаються з двох - трьох шарів різних матеріалів. В [81] пропонується двошарове покриття, один шар якого має максимальну ерозійну стійкість при ударі частинок під кутом, близьким до

нормального, а другий при ударі під кутом, близьким до тангенціального.

В [76] згадується двошарове покриття: металеве зовні і еластичне всередині. Турбобудівна фірма ASEA Stal для захисту від ерозії та корозії робочих лопаток деяких типів суднових турбін потужністю 20-30 МВт використовує тришарове покриття, що отримується плазмовим напиленням [82].

Так, з метою підвищення адгезії в [83] розроблено тришарове покриття: внутрішній шар з хрому, проміжний композиційний з титану і нітриду титану, зовнішній з нітриду титану. У проміжному шарі співвідношення концентрацій титану і нітриду змінно по товщині: поблизу хромового шару переважає титан, а поблизу ерозійностійкого шару-нітрид титану.

В [84] подібне завдання вирішується іншим шляхом: у плазмовому двошаровому покритті на поверхні розділу внутрішнього та зовнішнього ерозійностійкого шарів створюється підвищена мікрошерхість.

По-друге, виконання внутрішніх шарів з ерозійностійких, але пластичних матеріалів (наприклад, чистого титану), дозволяє знизити шляхом релаксації рівень температурних залишкових напружень, які виникають в процесі плазмового напилення і розтягують верхній ерозійностійкий шар [85]. Згідно з експериментальними даними [14] зниження рівня напруг, що розтягуються в покритті, позитивно позначається на його ерозійній стійкості.

По-третє, сповільнюється або виключається небажаний дифузійний перехід окремих компонентів сплавів з конструктивного елемента в покриття і назад. В [86] пропонується захист титанових робочих лопаток за допомогою двошарового покриття, внутрішній шар якого виконується з чистого ванадію, а зовнішній-зі сплаву ванадію, хрому та кобальту. Таке поєднання матеріалів шарів зводить до мінімуму як перехід ванадію в сплав лопатки, так і перехід сплаву Co-Cr в шар ванадію.

Відомі також пропозиції про використання в якості протиерозійних зміцнених шарів з керамічних матеріалів на основі кремнеземних і вуглецевих тканин з фенольними, епоксидними і каучуковими матрицями [87], а також з

композиційними матрицями, зміцненими бором [88].

Широко використовуються захисні покриття в газотурбобудування з метою захисту робочих лопаток компресорів і турбін газотурбінних двигунів від впливу високотемпературної корозії і абразивного зносу.

У роботах [65; 89-93] наведені докладні огляди по складу, способам нанесення і експлуатаційним характеристикам тонких зміцнених шарів. Слід зазначити, що працездатні жаростійкі покриття являють собою інтерес з точки зору можливості їх успішного застосування в якості захисту від краплеударного ерозійного зношування під влажнопаровими шаблями.

Максимальне використання досвіду експлуатації поверхнево зміцнених лопаток газотурбінних двигунів стосовно до реальних умов влажнопарових турбінних ступенів - один з найбільш ефективних і природних шляхів вирішення проблеми створення високостійких зміцнених шарів.

Захисні покриття і наплавлення ерозійностійких матеріалів широко використовуються для запобігання щілинного ерозійно-корозійного зношування поверхні нерухомих елементів конструкцій циліндрів високого тиску турбін насиченої пари. Аналогічну технологію для турбін потужністю 220 МВт використовує концерн «Шкода» [47], для турбін потужністю 600 і 1100 МВт фірми «Парсонс», для турбін потужністю 660 і 1300 МВт фірма КВУ [94] та ін.

«Вестінгауз» рекомендує використання реакційних алюмінієвих і нікель-кадмієвих зміцнених шарів, нанесених методом іонно-парового осадження, а також тефлонового покриття типу інертної мембрани [64].

Відомий спосіб лазерно-порошкового наплавлення захисного покриття на вхідні кромки робочих лопаток парових турбін зі сталі марок 13X11H2B2MФ-Ш, або 15X11MФ-Ш [95]. На поверхню вхідної кромки лопатки здійснюють подачу присадочного матеріалу і лазерного випромінювання. Переміщують лазерний промінь по наплавлюваного поверхні і формують наплавлюваній шар з перекриттям зон наплавлення. Переміщення лазерного променя по наплавлюваній поверхні виробляють під кутом 20-80 градусів до кромки

лопатки (рис.16).

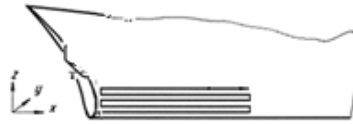


Рисунок 16 – Схема нанесення порошку наплавленням за допомогою лазера

При наплавленні забезпечують температуру вхідної кромки лопатки від 100 до 250 °С. Після наплавлення охолоджують лопатку зі швидкістю не вище 50 °С/год. Досягнутий технічний результат полягає в мінімізації температурної деформації пера лопатки в процесі лазерно-порошкового наплавлення, зниженні рівня залишкових напружень в наплавленому шарі і основному матеріалі, що призводить до зниження втомної міцності деталі. Аналогічні способи захисту заявлені в патентах [95-98].

Mitsubishi Hitachi Power System заявлений наступний метод [99]:

На лопатки парової турбіни нанесені лінії безліч прорізів різної ширини. Більш конкретно, лопатка стаціонарної парової турбіни має порожню насадку з проникаючим простіром, який з'єднаний з зовнішнім кільцем діафрагми або внутрішнім кільцем, і безліччю всмоктувальних прорізів, що простягаються радіально і розташовані на поверхні лопаті. У положенні, де плівка води, нанесена на поверхню лопатки, є товстою, ширина щілини менше ніж в положенні, де плівка води тонка, там ширина щілини більша. На рис. 17 наведена схема, що ілюструє стадію парової турбіни, до якої застосовується даний винахід і водяна плівка, що протікає на поверхню леза.

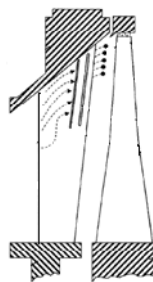


Рисунок 17 – Схема нанесення прорізів на поверхню леза [99]

У положенні, де плівка води, нанесена на поверхню лопатки, є товстою, ширина щілини менше ніж в положенні, де плівка води тонка, там ширина щілини більша.

Запропоновано також захист за допомогою створення в небезпечних місцях на профілі водяної плівки. Для цього на спинці лопатки робляться неглибокі канавки, в районі яких затримується волога, і удар крапельок води відбувається не в метал, а у водяну плівку. Плівка під дією відцентрової сили поступово стікає до вершини лопатки.

Siemens AG запропоновано наступний спосіб захисту: секція лопатки турбіни включає в себе волокнистий композитний матеріал, що має матрицю і вбудовані в неї волокна. Матриця включає наночастинки, які розподілені всередині або на матриці. Лопатка турбіни може, наприклад, використовуватися в якості лопаті ротора на останньому щаблі ротора конденсаційної парової турбіни [100]. Спосіб характеризується тим, що щонайменше одна ділянка лопатки турбіни утворена волокном з композиційного матеріалу, що містить матрицю і волокна, вбудовані в неї, матриця містить наночастинки, які виділені в або на матриці. Лопатка турбіни зміцнюється матеріалом наночастинок, вибраних з групи, що складається з оксиду алюмінію, карбїду кремнію, оксиду кремнію, оксиду цирконію, оксиду титану та їх комбінацій. В іншому втіленні передбачено, що субстанція по суті всієї поверхні лопатки турбіни утворена з волоконно-композиційного матеріалу рис. 18.

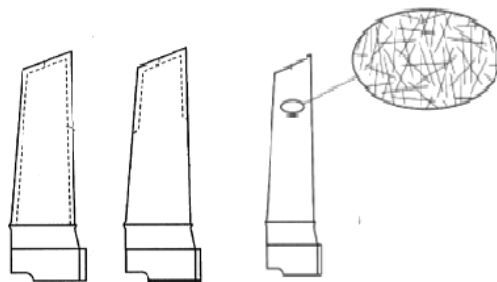


Рисунок 18 – Схема розташування зон волоконно-композиційного матеріалу [100]

Siemens AG також заявлений наступний метод [101]: компонент захисту від ерозії в профілі лопаток турбіни введений з плавним переходом без країв між протиерозійним компонентами і лопаткою турбіни. Винахід відноситься до лопатки турбіни для парової турбіни, що має аеродинамічну частину і кореневу частину, причому аеродинамічна частина містить, щонайменше, частково волокнистий композиційний матеріал. Крім того, винахід відноситься до парової турбіни, що має таку лопатку турбіни. Такі лопатки турбіни виготовляються зі сталі або титану. Окремі шари можуть бути виконані посиленими в певних точках для поліпшення захисних або підсилюючих функцій. Область поблизу кореневого перетину має додатковий волокнистий композиційний лист. На рис. 19 показана аеродинамічна секція II-1.

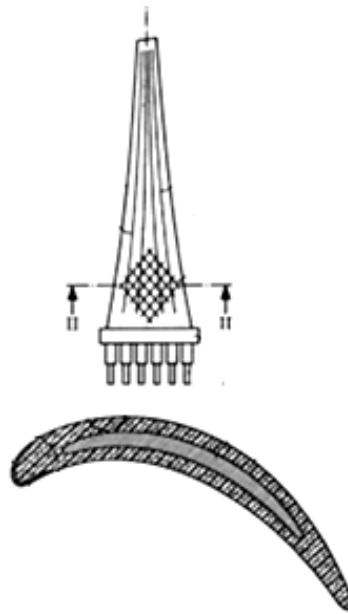


Рисунок 19 – Схема розташування аеродинамічної секції [101]

Виробником турбін Тошиба заявлений метод [102] запобігання ерозії з відмінною економічністю, надійністю, що надає функцію запобігання ерозії елементу з ділянками, чутливими до ерозії, і стабільно демонструє функцію запобігання ерозії у виробництві та у використанні. У способі запобігання ерозії лопатки ротора турбіни, використовуваної в ерозійному середовищі, передній край лопатки піддають зварюванню порошком твердого матеріалу,

розплавленого лазером, таким чином забезпечується захист частини форми лопатки, локально зміцненої твердим матеріалом рис. 20.

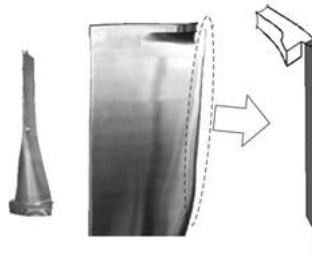


Рисунок 20 – Схема зміцнення вхідної кромки [102]

Siemens AG заявлений наступний метод [103] захисту від ерозії: спосіб іскро-ерозійної обробки електричного непровідного матеріалу, в якому асистентний електрод, нанесений на електрично непровідний матеріал шляхом нанесення покриття на помічник-електрод. Протилежно розташований робочий електрод наносять з відповідною напругою, що призводить до виникненню напівпровідності (рис. 21). Форма електричного заряду через іскроутворення призводить до того, що частина помічника електрода і електрично непровідного матеріалу випаровується і видаляється, процес проходить в газоподібному стані.

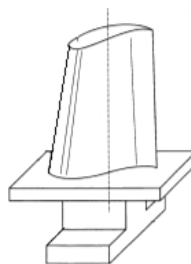


Рисунок 21 - Схема нанесення захисного покриття [103]

Має хороші перспективи спосіб поверхневого зміцнення загартуванням струмами високої частоти. Йому притаманний ряд позитивних рис:

– можливість повної автоматизації, стабільність і висока відтворюваність технологічного процесу;

– відсутність в зміцненому шарі кобальту та інших елементів, що утворюють довгоживучі ізотопи.

АТ «Турбоатом» використовує загартування струмами високої частоти вхідних кромок для зміцнення поверхневого шару робочих лопаток останніх ступенів турбін атомних електростанцій, що працюють по одноконтурній схемі (наприклад, К-500-65/3000 [25]). Загартування струмами високої частоти також передбачає метод зміцнення відновлених вхідних кромок. Розроблені в останні роки технологія і устаткування для промислового загартування лопаток парових турбін великої потужності дозволяють створювати зміцнений шар товщиною до 5 мм, шириною до 90 мм і твердістю металу в зоні загартування HRC 35-46.

Концерн «Шкода» також використовує названі способи зміцнення робочих лопаток: електроіскрове покриття твердим сплавом лопатки завдовжки 840 мм 5-го ступеня циліндрів низького тиску турбін потужністю 200 МВт для теплових електростанцій і загартування струмами високої частоти лопаток всіх ступенів циліндрів високого тиску турбін потужністю 220МВт для атомних електростанцій з реактором ВВЕР 440 [44].

Загартування струмами високої частоти вхідних кромок робочих лопаток 15-го ступеня циліндрів низького тиску довжиною 950 мм турбін потужністю 1200 МВт для атомних електростанцій з реактором ВВР практикує фірма «Броун Бовері» [104]. Недоліком зміцнення вхідної кромки струмами високої частоти є відсутність можливості загартування в зоні радіусного переходу від пера лопатки до поличного бандажу, що призводить до виникнення ерозійного руйнування через відсутність захисту даної ділянки профілю лопатки (рис. 22).



Рисунок 22 – Ерозія на ділянці радіусного переходу до бандажу

Зміцнення електроіскровим легуванням (ЕІЛ) [105, 108] вхідних кромок робочих лопаток, виготовлених з корозійностійких сталей 20Х13-Ш, 15Х11МФ-Ш, застосовується з 60-х років ХХ століття на АТ «Турбоатом» для великої кількості ТЕС і АЕС. Для формування захистного зміцнювального шару застосовується металокерамічний твердий сплав Т15К6. Продуктивність формування покриття – 2-3 см²/хв. Недоліком способу зміцнення способом ЕІЛ твердим сплавом є Т15К6 наявність Со в складі сплава, що неприпустимо в турбинах першого контуру.

Всі розглянуті пасивні способи мають переваги і недоліки. Деякі способи дозволяють ефективно зміцнювати зношувані поверхні лопаток, інші – відновлювати геометричний профіль лопаток. Основними недоліками розглянутих способів є те, що багато які з них мають значний термічний вплив на матеріал лопатки або не дозволяють забезпечити захист вхідної кромки по всій довжині лопатки.

Техніко-економічний аналіз способів пасивного захисту від ерозійно-корозійного зношування вхідних і вихідних кромок робочих лопаток останніх ступенів парових турбін дозволив звернути серйозну увагу на можливості методу електроіскрового легування при формуванні ерозійностійких захисних зміцнених шарів на вхідній та вихідній кромках.

Метод ЕІЛ досить простий і легко може бути реалізований в умовах будь-якого підприємства. Якщо говорити про переваги методу ЕІЛ з точки зору зміцнення поверхні лопаток, то вони наступні:

- можливість нанесення у вигляді покриття будь-якого струмопровідного матеріалу, в тому числі корозійно- та зносостійкого;
- локальне формування покриття в місцях ерозійного зношування (вхідна і вихідна кромка);
- можливість формування покриття за рахунок почергового нанесення електродних матеріалів;
- висока міцність зчеплення сформованого покриття з матеріалом підкладки, близька до когезійної міцності матеріалу, що наноситься, або

матеріалу підкладки за рахунок поверхневих металургійних процесів і наявності дифузійної зони між покриттям і підкладкою;

- можливість формування гідрофільного покриття за рахунок високої шорсткості, що дозволяє утримувати певний шар вологи на поверхні сформованого покриття;

- відсутність глибинного нагрівання матеріалу лопатки;

- можливість створення невеликих установок за габаритам і вагою в умовах будь-якого підприємства;

- універсальність застосування технології ЕІЛ щодо інших деталей;

- можливість механізації і автоматизації процесу;

- порівняно високі характеристики за продуктивністю ($0,5-2,0 \text{ хв/см}^2$);

- швидке опанування технічним персоналом технологічного процесу формування покриття.

До недоліків методу слід віднести наступні:

- мала товщина формованого шару покриття (до 0,3 мм);

- стаціонарне обладнання для формування покриття і неможливість його використання в умовах ремонту робочих лопаток, що знаходяться в складі ротора;

- неможливість формування зміцнених шарів з матеріалів, що не проводять струм;

- порушення суцільності формованого покриття. [107, 108].

Оскільки всі відомі активні методи влаговидалення не забезпечують повного видалення ерозійно-небезпечної вологи, у вітчизняному турбобудуванні додатково до активного способу зменшення ерозії застосовуються два види пасивного захисту: зміцнення вхідних кромek робочих лопаток гартом струмами високої частоти (СВЧ) і електроіскрове зміцнення сплавом Т15К6.

Загартування СВЧ застосовується в турбінах першого контуру К-500-65/3000, К-750-65/3000, де присутність кобальту при електроіскровому зміцненні сплавом Т15К6 неприпустимо. Аналіз (табл. 3) порівняльних

Продовження таблиці 3

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
Перифе- рійна міжвінцева перекриша , мм	10	10	10	10	10	10	10	74	74	74	74	74
Перифе- рійна межвен- цова перекриша , мм	10	10	10	10	10	10	10	74	74	74	74	74
Осьової зазор між ступенями, мм	58/ 124	28,5/ 100	26/ 100	52/ 120	52/ 120		28,5 / 100	40/9 0	40/9 0	12/ 104	50/1 35	40/9 0
Осьової розмір щілини перед р.л. останнім ступенем, мм	31,8	мод. 31,8 до мод. 30	мод. 31,8 до мод. 30	30	30	31,8	30	29,5	29,5	30	31,8	мод. 40,8 до мод. 27
Вологість на виході,%	4,6	5,6	5,7	5,6	6,8	4,8	4,6	6,1	5,0	4,5	5,0	5,5
Витрата вологи на вході кг/с	2,66	3,03	3,1	4,0	3,77	3,17	2,31	4,75	4,36	4,96	2,0	2,97

Кінець таблиці 3

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
Тиск пари в МВЗ, атм.	0,12	0,11	0,11	0,13	0,11	0,14	0,10	0,17	0,19	0,19	0,12	0,11
Швидкість пари C_1 , м/с	64	44	46	61	37	42	47	01	94	82	90	81
Шлях вологи з урахуванн ям кута α_1	35	09	38	35	36	36	10,5	74,5	75,5	15	76	87
Спосіб зміцнення р.л. останнього ступеня	СВЧ	ЕІЛ Т15К6	ЕІЛ Т15 К6	СВЧ, ЕЕІЛ Т15 К6	СВЧ, ЕІЛ Т15 К6	ЕІЛ Т15 К6	ЕІЛ Т15К6	ЕІЛ Т15 К6	СВЧ	СВЧ	СВЧ	ЕІЛ Т15 К6

Останні, з точки зору режимних характеристик (діаграмна вологість, щільність, витрата пароводяної суміші тощо), працюють в більш екстремальних умовах. У ще більш жорстких умовах з точки зору ефективності вологоудалення (перекриша 74 мм) працюють лопатки 5-го ступеня в ЦНТ турбін К-320-23,5, К-310-23,5, К-220-44-1М, К-750-65/3000, однак ступінь ерозійного зносу (ширина знищеної ерозією частини лопатки) є допустимим.

Досвід багаторічної експлуатації турбін на різних станціях показав, що ерозійний вплив на входні кромки робочих лопаток останнього ступеня може відрізнятися. Так, наприклад, робочі лопатки турбіни К-220-44-2М АЕС «Ловііса» відпрацювали понад 120 тисяч годин без помітного ерозійного зносу,

а на аналогічній турбіні АЕС «Пакш» ерозійний знос мав місце. На турбінах К 750-65/3000 Ігналінської АЕС робочі лопатки відпрацювали понад 104 тисячі годин з допустимим рівнем ерозійного зносу.

Зі сказаного вище випливає, що ерозійний знос визначається не тільки організацією течії вологої пари і ефективністю застосованого захисту вхідних кромок, а й іншими факторами: режимом роботи турбоустановки, ефективністю і стабільністю роботи сепаратора-перегрівача, дотриманням водно-хімічного режиму та іншими.

Результати наукових досліджень, виконаних в останні роки свідчить про те, що поверхнєве спрацювання робочих лопаток у волого-паровому потоці викликається поєднанням корозії і краплеударної ерозії.

Наявність в робочому тілі хімічних елементів і сполук призводить до інтенсифікації процесу ерозійного зносу. Відчутний вплив на характеристики ерозійного зносу надає значення рН робочого середовища, яке може значно коливатися в процесі експлуатації.

Великий вплив на збільшення корозії має стан поверхні лопаток. Полірована поверхня менш схильна до корозії, ніж грубо оброблена. Шар окалини при загартуванні оберігає матеріал лопаток від корозії, але, якщо де-небудь окалина відстала, то в цьому місці виникає різниця потенціалів і окалина при цьому служить катодом, а метал лопатки – анодом. На катоді виділяється водень, який захищає окалину від руйнування, а кисень, що виділяється на аноді (металі лопаток), руйнує останні.

Таким чином, різні види руйнування металу інтенсифікують процес його винесення з вхідних кромок робочих лопаток. Для його мінімізації необхідно забезпечувати експлуатацію турбін на номінальних режимах і дотримання водно-хімічного режиму.

Ефективність розроблених до теперішнього часу способів протиерозійного захисту ступенів, в основному, визначається накопиченим тією чи іншою фірмою власним досвідом здійснення протиерозійних заходів [109].

Незважаючи на великий досвід створення різних активних і пасивних способів протиерозійного захисту, накопичений до теперішнього часу в усьому світі, як і раніше, спостерігаються випадки серйозних пошкоджень робочих лопаток останніх ступенів парових турбін, обумовлені виникненням в проточній частині ерозійно-небезпечною крапельної вологи.

На наш погляд найбільш перспективними і технологічними методами для зміцнення вхідних кромek лопаток останніх ступенів парових турбін, є загартування струмами високої частоти та електроіскрове легування різними матеріалами. Комбінування цих методів лягло в основу дослідження, проведеного в цій роботі.

Для захисту від ерозії ми пропонуємо сполучити або поєднати два методи зміцнення вхідної кромки лопаток зі сталі 15X11МФ-Ш – загартування струмами високої частоти та електроіскрове легування сталлю 15X11МФ-Ш, які проводять послідовно в єдиному технологічному циклі.

1.4 Висновки до розділу 1

1. Встановлено, що робочі лопатки парових турбін передчасно виходять з ладу в результаті механічної напруги, втомного руйнування, впливу ударів крапель, впливу агресивного корозійного середовища.
2. Вивчення досвіду експлуатації лопаткового апарату показав, що при однаковому застосуванні конструктивного виконання лопаток, великий вплив має водно-хімічний баланс, корозійне середовище, яке індивідуальне для кожної ТЕС, АЕС.
3. Аналіз способів захисту вхідних кромek робочих лопаток турбін від шкідливого впливу краплеударної ерозії показав, що при безлічі розроблених способів захисту, стабільно надійного результату отримати не вдалося, тому питання розробки методу захисту від ерозії лопаток, що працюють у воложнопаровому режимі, залишається актуальним.
4. Розглянуто умови експлуатації, причини виходу з ладу і використовувані методи підвищення ерозійної стійкості лопаток парових турбін. Проаналізовано

сучасні способи зміцнення. Основний напрямок дослідження вибрано на основі даних і наявного досвіду експлуатації турбін.

5. Визначено, що встановлення теоретичних основ формування структури і властивостей захисних шарів деталей лопаток парових турбін є важливим і актуальним завданням. Застосування різних режимів зміцнення потребує більш глибокого та детального дослідження, оскільки вхідна кромка лопатки – це місце напруження з якого може починається руйнування.

6. Для захисту від ерозії ми пропонуємо поєднати два методи зміцнення вхідної кромки лопаток зі сталі 15X11МФ-Ш - загартування струмами високої частоти та електроіскрове легування сталлю 15X11МФ-Ш, які проводять послідовно в єдиному технологічному циклі.

1.5 Список використаних джерел в розділі 1

У розділі 1 використані джерела [1-109]. Їх найменування представлені у загальному списку використаних джерел.

РОЗДІЛ 2

МАТЕРІАЛ ТА МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕННЯ

2.1 Матеріал дослідження

В якості матеріалу для дослідження обрана корозійностійка хроміста сталь 15X11МФ-Ш. Дана сталь широко застосовується при виготовленні деталей енергетичного обладнання. В тому числі вона використовується для виготовлення робочих лопаток останніх ступенів роторів низького тиску. Щоб забезпечити чистоту за неметалевими включеннями і гарантувати відсутність волосовин, що є концентраторами напружень, найбільш відповідальні деталі, якими є робочі лопатки, виготовляють зі сталі 15X11МФ-Ш після електрошлакового переплаву. Дослідження проводилося на зразках від заготовок лопаток і лопатках зі сталі 15X11МФ-Ш. Хімічний склад сталі 15X11МФ-Ш наведено в таблиці 4.

Таблиця 4 – Хімічний склад сталі 15X11МФ-Ш, що досліджувалась

	Вміст хімічних елементів, %								
	C	Cr	Ni	Mo	V	Si	Mn	S	P
Фактичний склад зразка 1	0,14	10,58	0,26	0,63	0,3	0,18	0,33	0,013	0,022
Фактичний склад зразка 2	0,19	10,86	0,2	0,62	0,33	0,23	0,43	0,009	0,022
Вимоги ГОСТ 5632-72	0,12 - 0,19	10,0-11,5	–	0,6-0,8	0,25-0,4	≤ 0,5	≤ 0,7	≤ 0,025	≤ 0,03

Для поверхневого зміцнення методом ЕІЛ використовувалися сталь 15X11МФ та двокарбідний твердий сплав титано-вольфрамової групи Т15К6, по суті – композиційний матеріал. Хімічний склад сплаву Т15К6 наведено в

таблиці 5.

Таблиця 5 – Хімічний склад сплаву Т15К6 ГОСТ 3882-74

Вміст хімічних елементів, %		
WC	TiC	Co
79	15	6

За рівнем механічних властивостей лопатки повинні відповідати категорії міцності КП 70 або КП 686. Вимоги до механічних властивостей штампованих заготовок лопаток, використаних для виготовлення зразків, наведені в таблиці 6.

Таблиця 6 – Вимоги до механічних властивостей лопаток

	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ_5	Ψ	KCU	HB
	МПа	МПа	%	%	Дж/см ²	
ОСТ 108.020.03- 82 [112]	666,4- 813,4	≥ 814	≥ 13	≥ 40	$\geq 39,2$	248-285

2.2 Устаткування для виконання експерименту

Для виконання операцій зміцнення поверхні лопаток методом загартування струмами високої частоти використовувалися установки для загартування ВЧІ-63/044 (рис. 23).



Рисунок 23 – Установка для зміцнення кромки лопатки СВЧ

Для зміцнення методом електроіскрового легування використовувалися установки «ЕІЛ 8А» (рис. 24).



Рисунок 24 – Установка для електроіскрового легування «ЕІЛ 8А»

2.3 Методика дослідження структурного стану

Оцінка властивостей матеріалів проводилася з використанням методів механічних; металографічного, рентгеноструктурного, мікрорентгеноструктурного аналізів; методів електронної мікроскопії. Стендові, лабораторні і промислові випробування виконані з використанням методик, відповідних до Державних стандартів України та стандартів ISO.

Дослідження мікроструктури проводилося на зразках, що мають різну глибину загартованого шару на входній кромці та боковій поверхні. Глибина загартованого шару зразків, що були досліджені на поперечних шліфах, вирізаних за схемою, наведеною на рис. 25.

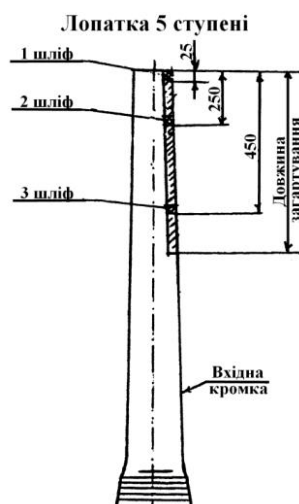


Рисунок 25 – Схема відбору зразків для дослідження

Приготування мікрошліфів для проведення металографічного дослідження полягає у заточці, шліфуванні, поліруванні та травлінні.

Для виявлення мікроструктури використовується метод хімічного травління з використанням реактиву Вілела (94 мл етилового спирту + 5 мл соляної кислоти + 1 г пікрінової кислоти). Шліф занурюють на 3-15 с, потім промивають холодною водою та висушують фільтрувальним папером та гарячим повітрям. Дослідження мікроструктури сталі проводили за стандартною методикою на мікроскопі МИМ-8 з використанням збільшення $\times 100-1000$ з фіксуванням на стандартну фотопластину та на мікроскопі ММО-1600 з фіксуванням зображення за допомогою цифрової фотокамери. Дослідження мікроструктури і локального складу зразків проводилося на скануючому електронному мікроскопі JSM 7001F (рис. 26), обладнаного системою INCA Energy 350 для енергодисперсійного мікроаналіза. Виконувались спостереження тонкої структури поверхні зразка з високою роздільною здатністю (2 нм), – локальний аналіз елементного складу (1 мкм^2) методом енергодисперсійної спектроскопії (EDX). Аналіз поверхні досліджуваних матеріалів відбувався при прискорюючій напрузі 20 кВ і струмі пучка 4,5 нА, що дозволяло повністю відобразити всі лінії на енергодисперсійному спектрі і добитися високої швидкості реєстрації. Мікроаналіз проводився на зразках, що зазнали механічної поліровки, для виявлення мікроструктури застосовувалося травлення в розчині соляної кислоти в етанолі при температурі 80°C , протягом 3 хвилин.



Рисунок 26 – Електронний мікроскоп JSM 7001F

Вимірювання морфології та хімічного складу виконувалися на установці PHILIPS XL 30 ESEM (рис. 27) при 100-300-1000-3000-кратних збільшеннях. Спектр ХР фотоелектронної спектроскопії визначався при 2 кеВ Ar + після травлення. Спектр ISS атомно-силової мікроскопії зразка реєструвався іонами He + 800 еВ без травлення.



Рисунок 27 – Електронний скануючий мікроскоп PHILIPS XL 30 ESEM

Електронний скануючий мікроскоп Philips XL30 ESEM FEG використовує конструкцію гармати на основі джерела польової емісії Шотткі з використанням точкового катоду з вольфраму з поверхневим шаром діоксиду цирконію (ZrO_2). Робоча температура випромінювача становить 1800 °K. Більш яскраве джерело електронів має як низький розподіл енергії, так і малі флуктуації струму, що призводить до більш високих ефективних струмів в більш дрібних зондах. Зокрема, для низьких енергій пучка висока просторова роздільна здатність є відповіддю на сучасні матеріали для мікроскопічних досліджень.

Прилад має характеристики звичайного скануючого електронного мікроскопу, але має ту перевагу, що практично будь-який матеріал може бути досліджений в своєму природному стані в газоподібному середовищі при тисках до 1330 Па (10 торр) і при температурах до 1500 °C. Через безліч обмежувальних тиск апертур (PLA) та його вторинних електронних детекторів навколишнього середовища (GSED) мікроскоп може давати зображення з

високою роздільною здатністю в середовищі насиченої водяної пари, зберігаючи зразок в вихідному вологому стані (мінімум 4,6 торр при 0°C). Зневоднення та гідратація в ESEM здійснюється з охолодженням Пельтьє, є можливість досліджувати зразки від -5 до +60 °C. Необхідність підготовки зразка усувається і дозволяє досліджувати динамічні процеси.

Для визначення фазового складу був застосований метод рентгенівської дифракції (XRD). Визначення фазового складу виконувалося на дифрактометрі Р Philips PW3710 (рис. 28).



Рисунок 28 – Дифрактометр PHILIPS PW3710

Рентгенівська дифракція (XRD) надає інформацію про кристалографічні фази та структуру, переважну орієнтацію кристалітів, залишкові напруги та деформації та розмірність.

Philips PW3710 працює з геометрією Брегга-Брентано, використовуючи випромінювання Cu-K α ($\lambda = 1.54056\text{\AA}$, 40kV, 30 mA). Зразки можуть бути проаналізовані у вигляді порошку або тонкої плівки. Детально, аналіз тонкої плівки здійснюється під падінням, що дозволяє знизити глибину вибірки рентгенівських променів, і таким чином максимально збільшити відбиття інтенсивності від плівки.

2.4 Методика дилатометричних досліджень

Дилатометричні дослідження проводили на універсальному вакуумному

дилатометрі УВД за диференційним методом із записом кривої на нерухому фотопластину в координатах «різниця розширення зразка та еталону – температура». Масштаб збільшення дорівнює 200. В якості еталону в дилатометрі використовували сплав пірос, який в інтервалі температур від 0 до 100 °С характеризується повною оборотністю в подовженні та стисненні при нагріві та охолодженні. Нагрівання зразків виконувався зі швидкістю зростання струму 2 А/г. Вивчення закономірності розпаду аустеніту в сталі при охолодженні з температур аустенітного стану дозволяє правильно визначити режим термообробки, при цьому треба забезпечити одержання властивостей на заданому рівні.

Щоб побудувати термодинамічні діаграми розпаду переохолодженого аустеніту необхідно:

1. Визначити критичні точки сталі при нагріві до аустенітного стану. Критичні точки визначаються за максимальним перегином на дилатометричній кривій при нагріванні зразка до аустенітного стану.

2. Побудувати криві охолодження зразків у широкому часовому діапазоні. Криві охолодження будують в координатах «температура перетворення – час». Для цього охолодження виконується з температури аустенізації з різними швидкостями, тобто охолодження в різних середовищах.

3. Визначити на дилатометричних кривих точки, що відповідають моментам початку та кінця розпаду аустеніту при охолодженні зразків дослідної сталі з різними швидкостями. Щоб отримати дилатометричну криву, зразок нагрівають, використовуючи диференційний метод, до аустенітного стану. Зразок видержують при даній температурі протягом 15–60 хвилин, після чого охолоджують з однією із обраних швидкостей. В результаті отримуємо набір дилатометричних кривих зразків, на яких визначаються точки, згідно моментам початку та кінця розпаду аустеніту при охолодженні.

При побудові термодинамічних діаграм критичні точки, що зафіксовані на фотопластинці при охолодженні, наносили на криві охолодження. Отриману серію точок з'єднували плавною лінією.

2.5 Методика визначення механічних властивостей

Випробування механічних властивостей заготовок лопаток і властивостей зміцнених шарів виконувалося за стандартними методиками: вимір твердості за Брінелем було проведено на приладі TP5018 за стандартною методикою (ГОСТ 9012-59), випробування на розтяг виконувались згідно ГОСТу 1497-84 для визначення наступних характеристик: межі плинності, межі міцності, відносного звуження та відносного видовження, для визначення ударної в'язкості використовувались стандартні зразки ГОСТ 9454-78 розміром 10×10×55 мм (тип I, концентратор U), вимір мікротвердості на приладі ПМТ-3.

Наноіндентування проводилося тригранним індентором Берковича на нанотвердомере Nano Indenter G200 (рис. 29), виробництва Nano Instrument Innovation Center, Oak Ridge, TN, USA. Зовнішній вигляд приладу показаний на рис. 29.

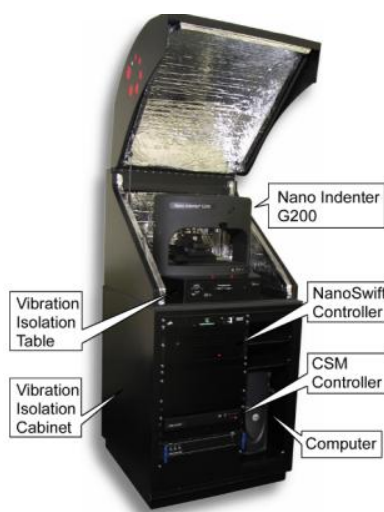


Рисунок 29 – Прилад Nano Indenter G200

Випробування проводилися за глибиною шліфа від зовнішньої межі зразка до центру. У кожній області наносилось не менш 20 відбитків на відстані 50 мкм один від одного. Перша точка наносилася в 50 мкм від краю зразка. Навантаження на індентор становило 30 мН, глибина індентування при цьому була близько 500 нм. Для знаходження твердості і модуля пружності застосовувалася методика Олівера і Фарра [128; 131].

2.6 Методика визначення корозійної стійкості

Корозійні випробування зміцнених шарів проводили за допомогою електрохімічного обладнання «Voltalab 40» (рис. 30) – електрохімічна вимірювальна система, програмне забезпечення для різних класичних електрохімічних методів «VoltaMaster 4». Умови проведення випробувань: потенціостатична поляризація; поверхня $0,78 \text{ см}^2$; $5 \text{ мг NH}_4\text{OH}$ на дм^3 розчину; - платиновий допоміжний електрод; визначали корозійні характеристики за методом Стерна.

Для випробувань використовувалися електроди з геометричною площею поверхні $0,5\text{--}1 \text{ см}^2$, виготовлені від зразків лопаток. Сторони зразків без поверхневої обробки були замасковані епоксидним клеєм (Devcon® Plastic Steel Ероху). Вимірювання проводились в азотно-кисневому розчині, кислотність якого доводилися до pH 9,6 за допомогою аміаку при $25 \text{ }^\circ\text{C}$. Безкисневу аміачну замкнуту систему нагрівали до $50 \text{ }^\circ\text{C}$, після стабілізації потенціалу розімкнутого ланцюга спочатку визначали опір розчину між робочим електродом і електродом порівняння (зазвичай $2\text{--}5 \text{ кОм}$) шляхом вимірювання імпедансу. Потім проводилася катодна і анодна поляризація від потенціалу розімкнутого ланцюга в діапазоні $\pm 250 \text{ мВ}$. Залежно від поточних значень потенційні дані були скориговані за допомогою падіння омичного потенціалу.



Рисунок 30 – Прилад «Voltalab 40»

Дослідження впливу корозійного середовища на поверхню лопатки проводили на зразках, які були вирізані з пера лопатки. Вирізали зразки розміром $15 \times 10 \text{ мм}$ в перетинах там, де дозволила товщина профілю. Процеси

корозії лопаток турбін повільні в робочих умовах при 50 °С. Процеси корозії можна прискорити, тому їх досліджували в більш короткі періоди, але при підвищених температурах до 300 °С, в середовищі NH_3 , рН 9,6, крім того в контакті з рідкою фазою при високому тиску. Це полегшує визначення ефекту довгострокових процесів звичайним способом. Для високотемпературних випробувань використовувався автоклав з нержавіючої сталі довжиною вздовж осі 180 см з товщиною стінки 12 мм. Паралельно з його поздовжньою віссю був встановлений сталевий тримач скляних стаканчиків, призначений для розміщення в ньому шести зразків. З лопатки були вирізані зразки розміром 15x10 мм (товщина обмежена товщиною вхідної кромки лопатки) і розташовані вертикально кожен в своєму стаканчику (рис. 31).



Рисунок 31 – Сталевий автоклав, який використовується в тестах впливу агресивного середовища і зразки стаканчиків

В автоклаві було залито стільки рідини, щоб зразки були розташовані наполовину в рідині, інша половина в паровій фазі при температурі і тиску експерименту. Перед експериментами зразки полірували на вологому папері зернистістю 280-1000, відмивали в ультразвуковій ванні, сушили ацетоном і потім зважували їх масу, об'єм і вимірювали їх геометричні дані (площу поверхні) зразків. Електронно-мікроскопічні записи (SEM) були зроблені в двох положеннях: у верхній частині зразка, розташованій в середовищі пара (1) і в рідкому просторі, в нижній частині зразка (2). Для визначення складу зразків використовувався EDS-аналіз. Потім автоклав герметизували сталеву кришкою за винятком запобіжного клапана діаметром 5 мм, дистильовану воду кип'ятили протягом 30 хвилин для видалення розчиненого повітря, додавали

аміак, необхідний для регулювання рН до 9,6 при кімнатній температурі. Автоклав, повністю запечатаний, був поміщений в піч розжарювання. Експерименти проводили при 300 °С. Автоклав залишали на 28 днів при температурі експерименту. Після охолодження зразкі очищали в ультразвуковій ванні (продукт корозії залишали на ньому), промивали тільки дистильованою водою, сушили ацетоном і зважували їх маси. Новіші мікроскопічні записи (SEM, EDS) були зроблені на тому самому місці сканування, на якому проводилося дослідження перед випробуванням на експозицію. Також на обраних зразках були зроблені мікроскопічні знімки.

Визначали площу поверхні зразка, вираховували зміну маси на одиницю площі і швидкість корозії за рік.

2.7. Методика визначення ерозійної стійкості

Механічна стабільність адгезії покриття випробовувалася на зразках лопаток з наявністю зміцненого шару. Впливали високою щільністю енергії з використанням ультразвуку, досліджувалася ступінь порушення поверхневого шару кавітацією. Для експериментів використовувався прилад Hielscher УІП-1000 (рис. 32), використовується диспергатор 1000W, ультразвукової частота становила 20 кГц і з 100 % робочої амплітудою.



Рисунок 32 – Прилад Hielscher УІП-1000

Масу і поверхню промитого дистильованою водою та ацетоном і висушеного зразка вимірювали і поміщали в пластиковий стакан з

дистильованою водою 4 мл. При проведенні випробувань головку перенесення енергії диспергатора поміщали в центрі зразка, приблизно на 0,5 см від верхньої площині. Для всіх зразків використовували 1 год ультразвукографії. (Протягом декількох хвилин впливу ультразвуку дистильована вода закипала, тому випробування було фактично при 100 °C). В кінці експерименту була отримана коричнево-сіра тонка суспензія, з якої тверді речовини осідали на наступний день.

Суспензію зливали, промивали дистильованою водою та ацетоном, визначали вагу порошку після тесту, розміри зразків, зміни маси в зразках лопаток.

2.8 Висновки до розділу 2

Хімічний склад, структура, механічні, фізико-хімічні та експлуатаційні властивості сталей і зміцнених шарів, що досліджувалися, визначалися з використанням сучасних методик та обладнання

Розроблена і апробована методика порівняльної оцінки ефективності зміцнюючих технологій підвищення довговічності робочих лопаток.

Виявлені в процесі випробувань на робочих лопатках особливості структурних змін і тип тріщин свідчать про те, що розроблена методика забезпечує навантаження, рівноцінні тим, що виникають при експлуатації лопаток.

2.9 Список використаних джерел в розділі 2

У розділі 1 використані джерела [112, 128; 131]. Їх найменування представлені у загальному списку використаних джерел.

РОЗДІЛ 3

РОЗРОБКА І ДОСЛІДЖЕННЯ КОМПЛЕКСНОГО МЕТОДУ ЗМІЦНЕННЯ ЛОПАТОК ПАРОВИХ ТУРБІН ЗІ СТАЛІ 15X11МФ-Ш

Надійність роботи лопаток останніх ступенів роторів низького тиску парових турбін, що працюють в середовищі вологого пару, залежить від комплексу властивостей матеріалу лопаток, отриманих в результаті технологічного процесу об'ємної термічної обробки і поверхневого зміцнення вхідних кромek лопаток для захисту від агресивного впливу краплеударної ерозії і корозійного середовища.

Для захисту від ерозії ми пропонуємо комбiнувати два методи зміцнення вхідної кромки лопаток зі сталі 15X11МФ-Ш - загартування струмами високої частоти та електроіскрове легування сталлю 15X11МФ-Ш, яке проводять послідовно в єдиному технологічному циклі. Зміцнення електроіскровим легуванням виконується з частковим накладенням на зону зміцнення струмів високої частоти. Зони зміцнення вхідної кромки лопатки 5 ступеня показані на рисунку 33.

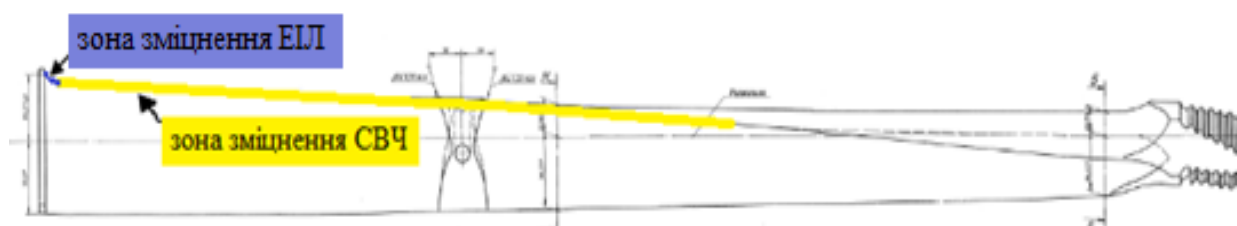


Рисунок 33 – Зони зміцнення вхідної кромки лопатки

3.1 Вплив режимів об'ємної термічної обробки на структуру та властивості сталі 15X11МФ-Ш

Для розуміння процесів, що відбуваються при зміцненні лопаток, були виконані дослідження впливу режимів об'ємної термообробки на процеси структуроутворення та механічні властивості сталі 15X11МФ-Ш (дослідження виконувалися в лабораторії металознавства АТ «Турбоатом»).

Дослідження процесів, які відбуваються при об'ємній термічній обробці, виконувалось на зразках від прокату круглого перетину в стані після відпалу. Згідно довідкових даних для сталі 15X11МФ температури критичних точок складають: $A_{C1} = 830-840\text{ }^{\circ}\text{C}$ та $A_{C3} = 870-890\text{ }^{\circ}\text{C}$. Були відібрані і досліджені штанги круглого перетину діаметром $d = 100\text{ мм}$ з вмістом вуглецю 0,14 %, що знаходиться ближче до нижньої межі вимог за вмістом вуглецю згідно ГОСТ 5632-72, та штанги з вмістом вуглецю 0,19 % – це максимально допустиме значення.

3.1.1 Перетворення аустеніту в сталі 15X11МФ-Ш

Процеси перетворення аустеніту в сталі 15X11МФ-Ш, досліджувалися при безперервному нагріві та охолодженні. Був проведений дилатометричний аналіз зразків сталі 15X11МФ-Ш з визначенням A_{C1} , A_{C3} , M_n , побудовані ізотермічна та термокінетична діаграми. Ізотермічна та термокінетична діаграми розпаду переохолодженого аустеніту сталі 15X11МФ-Ш представлені на рис. 34 та 35.

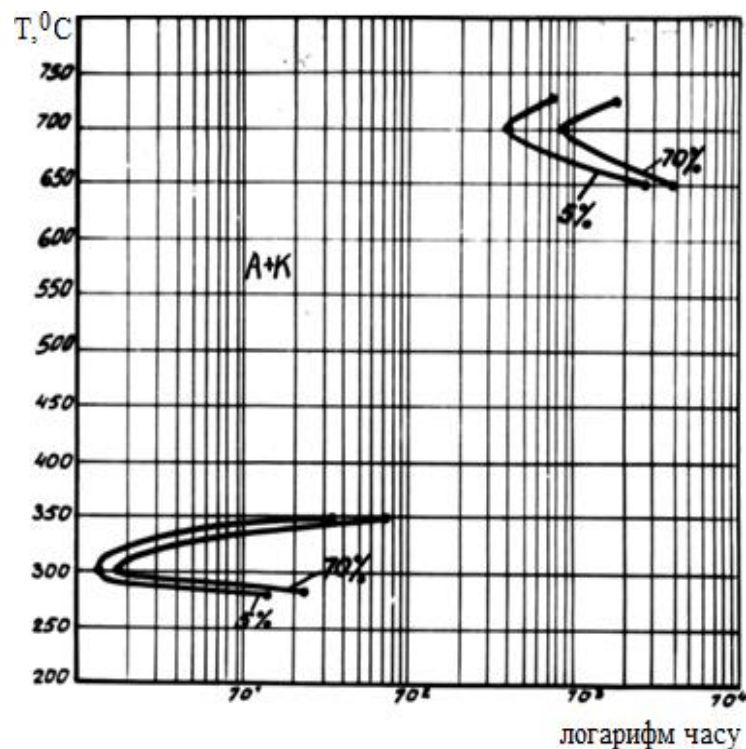


Рисунок 34 – Ізотермічна діаграма для сталі 15X11МФ-Ш [111]

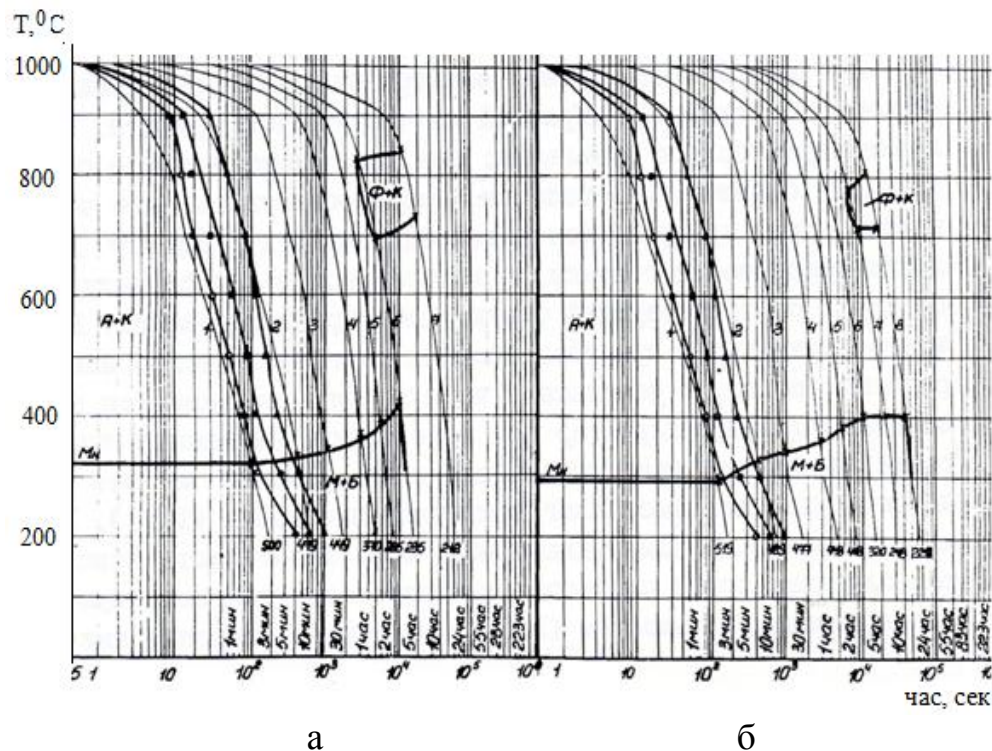


Рисунок 35 – Термокінетична діаграма розпаду переохолодженого аустеніту для сталі 15X11МФ-Ш: а – 0,14 % С; б – 0,19 % С [111]

Визначено критичні точки сталі 15X11МФ-Ш, виготовленої методом електрошлакового переплаву, значення при вмісті вуглецю 0,14 % і 0,19 % наведені в таблиці 7.

Таблиця 7 – Критичні точки сталі 15X11МФ-Ш [111]

Вміст С, %	A_{C1} , °C	A_{C3} , °C	M_n , °C
0,14	870	915	280
0,19	845	907	260

Згідно з отриманими даними точки A_{C1} і A_{C3} мають більш високі значення, ніж вказані в довідковій літературі. При меншому вмісті вуглецю в сталі в рамках однієї марки відбувається зміщення критичних точок в область більш високих температур. Збільшення вмісту вуглецю знижує точки A_{C1} та A_{C3} , одночасно розширюючи існування $\alpha \leftrightarrow \gamma$ перетворення, в основному, за рахунок зниження A_{C3} . збільшення вуглецю сталі 15X11МФ-Ш знижує точку

початку мартенситного перетворення.

Аналіз ізотермічної діаграми показує, що в корозійностійкій сталі 15X11МФ-Ш спостерігається область високої стійкості аустеніту в інтервалі температур 650–350 °С. Вище і нижче вказаних температур аустеніт в процесі охолодження зазнає перетворення. Характерним є те, що перетворення в перлітній області пізно розпочинається та протікає дуже в'яло. Найменший інкубаційний час розпаду аустеніту в перлітній області спостерігається при температурі 700 °С. В нижній області в інтервалі температур 350–250 °С перетворення аустеніту протікає не по мартенситній, а по бейнітній кінетиці, про що свідчить наявність с-подібного перегину і морфологія отриманих структур. У підсумку в результаті безперервного охолодження в залежності від швидкостей охолодження можуть бути отримані структури з різним співвідношенням фаз, що і визначає твердість сталі. При швидкостях 17000–4000 °С/год перетворення проходить по мартенсито-бейнітного типу. При більш уповільнених швидкостях охолодження 800–400 °С/год мартенсито-бейнітного типу та ферито-карбідна суміш з різним їх співвідношенням. І вже при швидкості охолодження 50–20 °С/год фіксуються структури змішаного типу – мартенсито-бейнітного та ферито-карбідні суміші у вигляді кайми. При швидкостях охолодження більше 17000 °С/год спостерігається наступна структура – маловуглецевий мартенсит та карбіди. На кінцеву структуру дослідної сталі, у випадку безперервного охолодження, що реалізується при термічній обробці, оказує вплив сукупність факторів, основними з яких є швидкість охолодження та хімічний склад.

3.1.2 Кінетика росту зерна підчас нагріву

Дослідження кінетики росту зерна підчас нагріву проведено в інтервалі температур 950–1100 °С та наведено у вигляді залежності на рис. 3.3 показана кінетика росту при витримках 30 и 120 хвили.

При температурі 950 °С триває $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення з утворенням аустеніту з чіткими границями зерен. Починаючи з 1000 °С зерно збільшується, але

залишається ще достатньо дрібним – 7–8 бал шкали ГОСТу 5639-72. Процеси росту протікають за рахунок плавного переміщення границь, тобто за рахунок зливання більш дрібних зерен. З підвищенням температури нагріву до 1050 °С зерно аустеніту продовжує рости, границі стають більше за товщиною. При досягненні температури 1100°С зерно аустеніту збільшується до 4 балу, окремі зерна мають розмір 2–3 балу. Тому з точки зору розміру зерна нагрів вище $1000 \pm 10^\circ\text{C}$ небажаний.

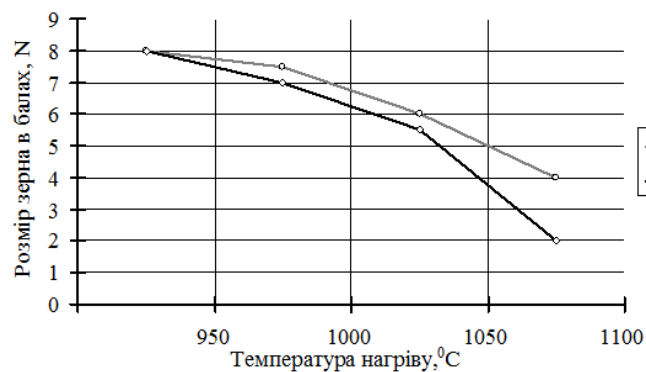


Рисунок 36 – Залежність розміру зерна від температури нагріву 1 – 30 хв;
2 – 120 хв [111]

Тенденція зміни кінетики росту зерна аустеніту в залежності від температури нагріву продемонстрована на рисунку 37.

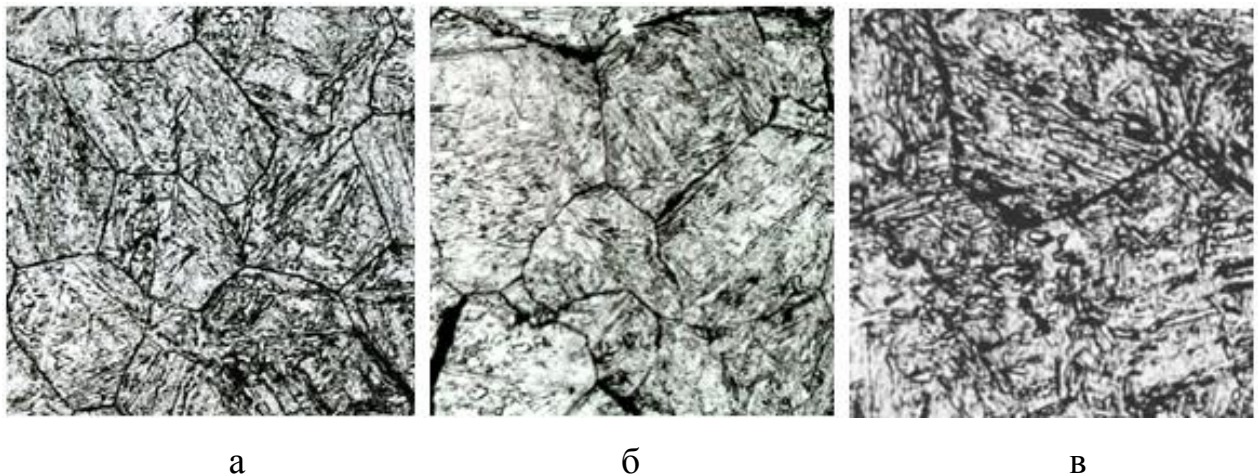


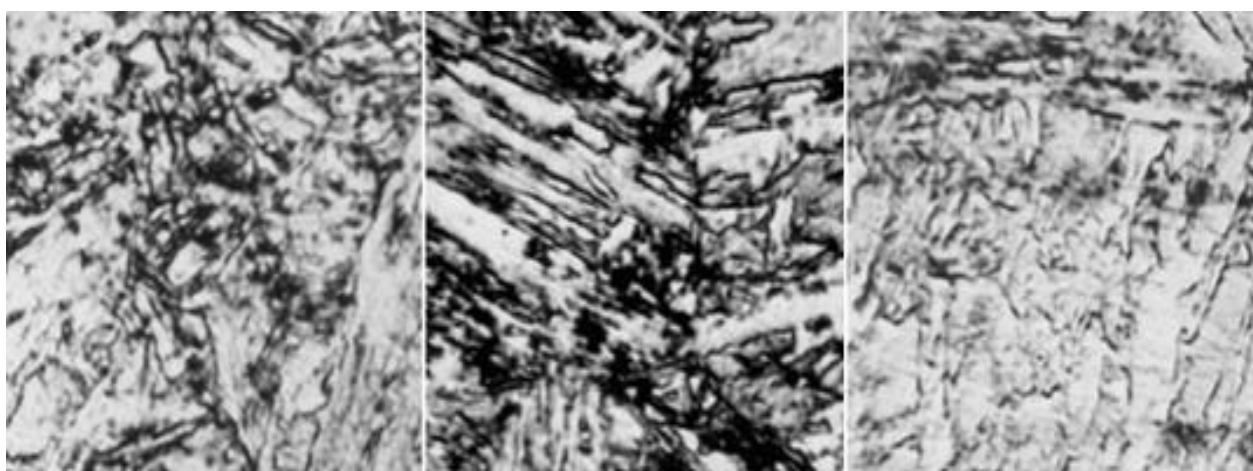
Рисунок 37 – Змінення розміру зерна в залежності від температури нагріву,
 $\times 100$: а – 1000 °С; б – 1050 °С; в – 1100 °С, $\times 100$ [111]

3.1.3 Мікроструктура та механічні властивості сталі 15X11МФ-Ш після об'ємного загартування

Аналіз експлуатації великогабаритних робочих лопаток низького тиску показав, що їх руйнування може бути викликано недостатнім рівнем запасу в'язких властивостей, на значення якого може впливати декілька факторів, в тому числі: розмір зерна, ступінь легованості твердого розчину та інші.

Після загартування з низьких температур (900–950°C) виявлена наявність карбідів, що не розчинились та які можна спостерігати навіть в оптичний мікроскоп при збільшенні $\times 1000$. З проведеного фазово-карбідного аналізу [106] відомо, що після загартування з 900–950°C карбідної фаза виявляється близько 40 % в порівнянні зі станом після відпалу. Підвищення температури до 1000 °C різко зменшує їх кількість. Тому ріст зерна, що спостерігається з ростом температури до 1100 °C, можна пояснити різким зменшенням числа бар'єрних частинок (карбідів) в цій температурній області. Після загартування с 1000-1050 °C, переважно, спостерігається мартенсит з невеликою кількістю бейніту, залишковий аустеніт не виявлено.

Мікроструктури після об'ємного загартування з різних температур зразків зі сталі 15X11МФ-Ш наведені на рис. 38.



а

в

г

Рисунок 38 – Мікротруктури після гартування з різних температур:

а – 950 °C; б – 1000 °C; в – 1100 °C, $\times 1000$ [111]

Відпуск проводився після загартування з 1000-1050°C при температурах від 300 до 750 °C протягом 2 годин. Відпуск при температурі 300°C забезпечив незмінну структуру мартенситного типу. При даній температурі відпуску відбуваються процеси, пов'язані тільки з перерозподілом вуглецю. При температурі відпуску 700 °C спостерігається збільшення за розміром карбідів за рахунок їх активної коагуляції, мікроструктура являє собою сорбіт з орієнтацією по мартенситним площинах. Мікроструктура після відпусків при 300°C і 700 °C (загартування з 1000 °C) наведена на рис. 39; 40.



Рисунок 39 – Мікроструктура сталі після гартування 1000 °C та відпуску при 300 °C, $\times 1000$

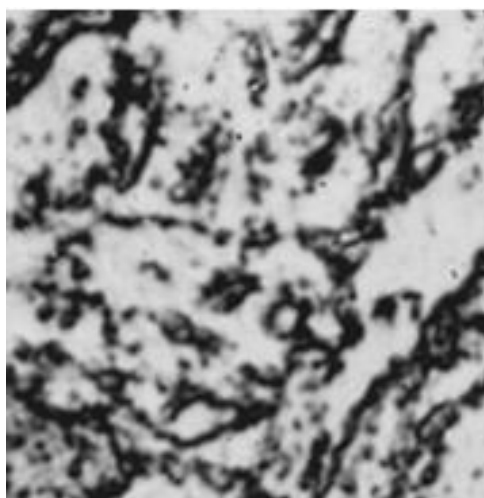


Рисунок 40 – Типова мікроструктура сталі після гартування 1000 °C та відпуску 700 °C, $\times 1000$

Для отримання необхідних властивостей в ОСТ 108.020.03-82 [112], для лопаток категорії міцності 70, рекомендована об'ємна термічна обробка, яка складається з гартування з температур $1005 \pm 15^\circ\text{C}$ з охолодженням в оливi та відпуску при $680 \pm 20^\circ\text{C}$, або калібрування-гартування з $1070 \pm 15^\circ\text{C}$ з охолодженням в оливi, відпуск при $680 \pm 20^\circ\text{C}$.

Проведено випробування механічних властивостей заготовок лопаток після об'ємної термічної обробки, виконаної за різними режимами. Отримані результати наведені в таблиці 8.

Таблиця 8 – Механічні властивості заготовок лопаток зі сталі 15X11МФ-Ш

Режим термообробки	Механічні властивості					
	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ_5	ψ	KCU,	HB
	Н/мм ²	Н/мм ²	%	%	Дж/см ²	
Калібрування-гартування 1070°C , масло, відпустк 680°C , 3 години, повітря	750	920	18,0	55,5	74	285
	725	850	16,5	54,0	71	255
	740	855	17,0	60,0	74	255
Калібрування-гартування 1070°C , С, масло, відпустк 710°C , 3 години, повітря	767	963	15,0	65,0	60	262
	736	932	16,0	66,0	61	262
Вимоги ОСТ 108.020.03-82, КП 70 [112]	666,4-813,4	≥ 814	≥ 13	≥ 40	$\geq 39,2$	248-302

Аналіз отриманих даних результатів випробувань механічних

властивостей показує, що запропонована термічна обробка дозволяє отримати високий рівень як міцності, так і пластичних властивостей, також високу ударну в'язкість. Підвищення температури відпуску до 710 °C не знижує межу міцності і плинності. Така термічна обробка забезпечує високі, стабільні механічні властивості лопаток зі сталі 15X11МФ-Ш.

Рекомендована об'ємна термічна обробка для отримання необхідних властивостей складається з гартування з температур 990-1010 °C з охолодженням в оливі та відпуску при 690-710 C, або калібрування, поєднане з загартуванням з температур 1050-1070 °C, середа охолодження олива, відпуск 680-710°C °C, 3 години, охолодження на повітрі.

3.2 Дослідження впливу зміцнення струмами високої частоти на характеристиці вхідних кромки лопаток

Для захисту від ерозії нами запропоновано сумісне застосування двох методів зміцнення вхідної кромки лопаток зі сталі 15X11МФ-Ш – загартування струмами високої частоти та електроіскрове легування сталлю 15X11МФ-Ш, яке проводять послідовно в єдиному технологічному циклі.

В даному розділі наведені результати дослідження впливу струмів високої частоти на сталь 15X11МФ-Ш.

3.2.1 Розробка технологічних режимів зміцнення загартуванням СВЧ

Поверхнєве загартування з нагрівом струмами високої частоти відноситься до числа найбільш розповсюджених та ефективних способів зміцнення деталей. Особливістю індукційного нагріву металів є генерування теплової енергії безпосередньо в виробі, що нагрівається. Це вносить певні корективи до кінетики наростання температури поверхні і в розподіл температури по перетину виробу. При нагріванні в печах або рідких середовищах режим нагріву характеризується одним фактором – температурою. При кінцевій температурі дається витримка для прогріву деталі по перетину і

завершення фазових перетворень в усьому обсязі. Зазвичай температура нагрівання середовища мало відрізняється від необхідної температури виробу, тому передача енергії в метал відбувається повільно і нагрів виявляється порівняно тривалим. Створюються умови, близькі до рівноважних, і для визначення температурного режиму можна користуватися діаграмами стану сплавів.

При індукційному методі умови нагріву відрізняються від рівноважних. Можна досягти дуже великих швидкостей наростання температури. Зокрема, при поверхневому загартуванні застосовують режими, що забезпечують нагрів до необхідної температури за час від декількох секунд до часток секунди. В таких умовах діаграмою стану сплавів залізо – вуглець можна користуватися тільки з урахуванням впливу швидкості нагріву на кінетику фазових перетворень [113-116].

Швидкість нагріву сталевих деталей при використанні індукційного нагріву не залишається постійною у всьому інтервалі температур. Вона змінюється внаслідок зміни питомого електроопору ρ і магнітної проникності μ . Питомий електроопір в процесі нагрівання під загартування зростає в п'ять-шість разів; магнітна проникність у феромагнітних матеріалів при досягненні точки Кюрі зменшується в 10–20 разів і стає рівною одиниці. Одночасна зміна величин ρ і μ призводить, як правило, до зниження швидкості нагріву в області вище точки Кюрі в три-чотири рази. Щоб уникнути цього і змінити кінетику нагрівання в бажаному напрямку, регулюють або стабілізують електричний режим в процесі нагрівання. При нагріванні не феромагнітних матеріалів, у яких в холодному стані $\mu = 1$, швидкість наростання температури більш рівномірна і перегинів на кривій нагрівання бути не повинно.

Крім зміни фізичних властивостей на процес нагріву впливають фазові перетворення, які відбуваються зазвичай з поглинанням тепла. В період активного протікання перетворення можлива навіть повна зупинка наростання температури, як це спостерігається при нагріванні евтектоїдної сталі при досягненні температури A_{c1} .

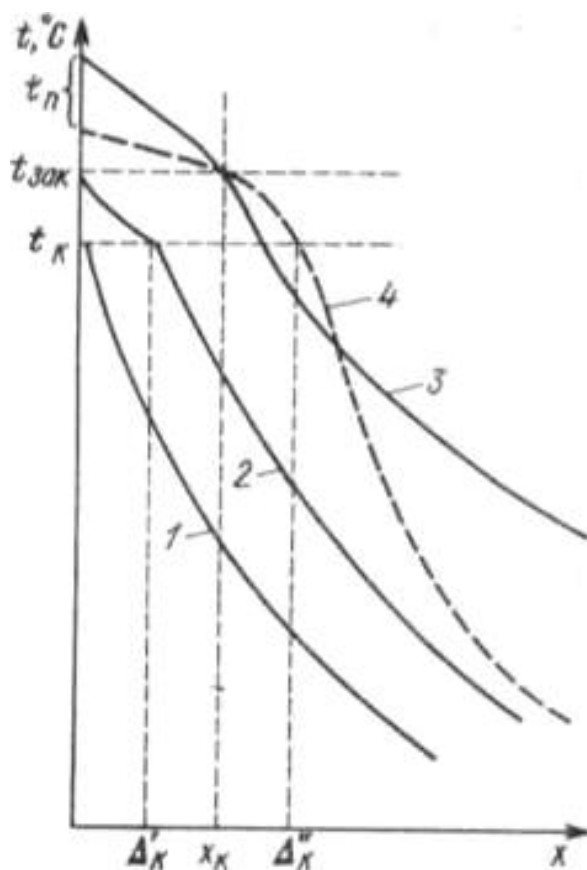
Грає роль також теплове випромінювання, яке при температурах, близьких до температури загартування, відчувається досить сильно і має враховуватися як при розробці конструкції нагрівальних пристроїв, так і при визначенні необхідної для нагріву електричної потужності. Теплове випромінювання проявляється в більшій мірі при наскрізному індукційному нагріванні, при якому застосовують порівняно низькі швидкості нагріву [113–116]. На розподіл температури по перетину деталі при індукційному нагріванні впливають кілька факторів: глибина проникнення струму в метал, його теплопровідність, режим нагріву. Глибина проникнення струму, в свою чергу, залежить від фізичних властивостей металу і частоти струму. Фізичні властивості змінюються з підвищенням температури. Якщо метал феромагнітний (зокрема, вуглецева і малолеговані сталі), то глибина проникнення струму невелика (табл. 9).

Таблиця 9 – Глибина проникнення струму в метал при різних частотах [113]

Глибина проникнення струму в метал, мм				
Частота, Гц	Мідь при 15 °С	Сталь при 15 °С ($\mu=10-40$)	Сталь при 800 °С ($\mu=1$)	Титан
				при 1200 °С
2 500	1,3	1,5–0,7	10	1,33
4 000	1	1,1–0,5	7	1,05
10 000	0,7	0,70–0,35	5	0,67
50 000	0,3	0,30–0,15	2,2	0,3
250 000	0,13	0,15–0,07	1	0,2
450 000	0,1	0,11–0,05	0,7	0,1

Відповідно і температура буде зростати в перший період нагріву тільки в

тонкому поверхневому шарі (рис. 41). Коли температура на поверхні досягне точки Кюрі і магнітна проникність сталі стане близькою до одиниці, то кількість теплоти, що виділяється в цьому шарі, зменшується і підвищення температури сповільнюється. Значна частина енергії буде виділятися в більш глибоких шарах, що ще не втратили феромагнетизму.



t_K – крапка Кюрі; $t_з$ – температура загартування; t_n – температура поверхні; Δ'_K – глибина проникнення струма радіочастоти в гарячий метал; Δ''_K – то же саме для струма звукової частоти; 1 – початковий період; 2 – нагрів струмом радіочастоти після нагрівання до Δ'_K ; 3 – то ж після нагрівання до заданої глибини x_K ; 4 – нагрів струмом звукової частоти до x_K

Рисунок 41 – Розподіл температури по перетину виробу при індукційному нагріванні [114]

Глибина проникнення струму буде поступово збільшуватися доти, поки

не досягне значення, при якому вся енергія буде поглинатися в гарячому неферромагнітному шарі, який в кілька разів більше глибини проникнення струму в холодний метал. Крива розподілу індукційного струму по глибині, а значить, і крива розподілу температури по перетину тіла матимуть перегин на межі глибини проникнення струму в гарячий метал. Чим вище частота струму, тим менше глибина проникнення струму в холодний і гарячий метал, тим ближче до поверхні почнеться спад температури. При нагріванні, навіть швидкому, властивому поверхневому загартуванню, неможливо повністю уникнути явища теплопровідності. Частина енергії буде відводитися вглиб виробу. При поверхневому загартуванні прагнуть вибирати такі режими, щоб нагрітий шар не перевищував «гарячої» глибини проникнення струму. Таке нагрівання називається глибинним. При індукційному нагріванні теплова енергія генерується безпосередньо в поверхневих шарах оброблюваного виробу, тому потужність, що передається в виріб, не обмежується. Збільшення швидкості нагріву, пов'язане зі збільшенням переданої до виробу потужності, викликає прискорення процесу перетворення, яке при реальних режимах термічної обробки вуглецевої сталі завершується в повній мірі при температурі, близькій до A_1 . Тільки при дуже швидких процесах поверхневого загартування, коли час нагрівання обчислюється частками секунди, доводиться враховувати час перетворення перліту в аустеніт і підвищувати кінцеву температуру нагрівання істотно вище точки A_{C1} , визначеної для даної сталі при повільному нагріванні. У цьому випадку говорять про інтервал температур перетворення перліту в аустеніт. Сказане вище справедливо для вуглецевої сталі, тобто сплаву заліза з вуглецем. Введення в сплав легуючих елементів впливає на кінетику перетворення перліту в аустеніт. Більшість елементів, що застосовуються для легування конструкційної сталі, утворюють з вуглецем карбіди, стійкі при відносно високих температурах [116]. До них відносяться хром, титан, ванадій, вольфрам та інші.

Швидкість перетворення евтектоїда, легованого цими елементами, багато менше швидкості перетворення перліту з вуглецевої сталі. Тому при

індукційному нагріванні перетворення протікає в деякому інтервалі температур і температура закінчення процесу може виявитися вищою на кілька десятків градусів.

Висока продуктивність методу поверхневого загартування струмами високої частоти, можливість механізації і автоматизації процесу робить його привабливим для поверхневого зміцнення лопаток парових турбін з метою підвищення їх ерозійної стійкості. Були виконані експерименти по зміцненню вхідної кромки робочої лопатки як зони, найбільш схильною до ерозійного руйнування, випробувано режими відпустку для зняття напружень, визначена оптимальна глибина загартованого шару та його твердість як критерії показників якості.

Поверхнєве загартування вхідних кромок лопаток 5 ступеня – на установці ВЧИ-63 / 044 після остаточної механічної обробки.

Технологічні параметри на установці: ВЧИ-63 / 044:

- а) робоча частота струму – 440 кГц;
- б) анодний струм генераторних ламп – 2,5 ... 3,5 А;
- в) струм сітки генераторних ламп – 0,5 ... 1,5 А;
- г) анодна напруга генераторних ламп – 3,0 ... 5,0 кВ;
- д) напруга по індикатору – 2,5 ... 4,5 кВ.

При поверхневому гартуванні лопаток прагнули отримати шар глибиною не більше 40 % від товщини лопатки в конкретному перетині зі структурою безструктурного мартенситу. Для цього на зазначеній глибині повинна бути досягнута температура повної аустенізації сталі. При гартуванні СВЧ слід уникати наскрізного гартування деталі. На робочих лопатках глибина шару, що необхідно отримати після СВЧ, по вхідній кромці повинна бути 0,5–1,0 мм, а по боковій поверхні в залежності від перетину профілю лопатки 0,5–3,0 мм.

Вигляд лопатки зі зміцненням вхідної кромки струмами високої частоти наведен на рис.42. Ширина загартованої зони від краю вхідної кромки становить 35-40 мм.

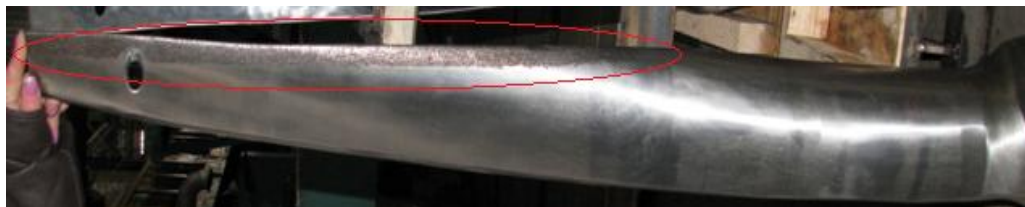


Рисунок 42 – Вид лопатки зі зміцненням входної кромки СВЧ

З огляду на те, що при зростанні швидкості нагрівання під час нагрівання при загартуванні, відбувається зміщення критичних точок в бік збільшення, встановлено, що поверхневе загартування лопаток повинно проводити за режимом, що забезпечує температуру загартування 1100–1150 °С. Температура нагрівання під загартування індукційними струмами значно вище, ніж при нагріванні при об'ємному загартуванні, що зумовлено особливостями нагріву при високих швидкостях. Охолодження лопатки здійснювалось душуванням водою за допомогою розпилювального пристрою під тиском 1–2 ат по обидва боки лопатки. Для забезпечення ерозійної стійкості твердість лопатки в зоні зміцнення струмами високої частоти повинна бути в межах 35–52 HRC. В процесі відпрацювання режимів термообробки загартуванням СВЧ було виконано загартування кромek дослідних лопаток 4 і 5 ступенів. При цьому замірялась глибина зміцненого шару, проводився мікроаналіз структури і вимір мікротвердості. Якість поверхневого загартування СВЧ кромek лопаток оцінювалось: капілярною дефектоскопією, виміром мікротвердості по глибині загартованого шару, вивченням мікроструктури. Одним з показників якості загартованого шару є відсутність гартівних тріщин. З метою підтвердження якості виконання загартування поверхню лопаток контролювали капілярним методом із застосуванням пенетранта червоного кольору. Безпосередньо після загартування тріщин не виявлено. У зв'язку з тим, що в процесі експлуатації лопатки піддаються значним розтягуючим напруженням під впливом відцентрових зусиль, ротор зі зміцненими лопатками пройшов стендові випробування на балансувальному верстаті фірми Schenck. Було отримано негативний результат: в зоні зміцнення на входній кромці виявлено значну

кількість поперечних тріщин (рис. 43-44).



Рисунок 43 – Тріщини на вхідній кромці лопаток

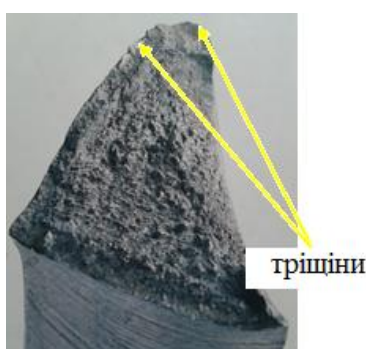


Рисунок 44 – Вид тріщини в зламі лопатки

У зв'язку з тим, що в процесі експлуатації лопатки піддаються значним розтягуючим напруженням під впливом відцентрових зусиль, ротор зі зміцненими лопатками пройшов стендові випробування на балансувальному верстаті фірми Schenck. Було отримано негативний результат: в зоні зміцнення на вхідній кромці виявлено значну кількість поперечних тріщин

Для запобігання утворення тріщин і виконанні наступні заходи: проведено підбір режимів відпуску після виконання операції зміцнення кромки СВЧ і змінено охолодження вхідної кромки з двостороннього на одностороннє з підведенням води з боку увігнутої частини пера лопатки. При цьому, твердість лопатки в зоні зміцнення струмами високої частоти повинна бути в межах 35-52 HRC. Випробувані і досліджені кілька режимів відпуску в інтервалі температур від 250 °C до 700 °C. Залежність твердості шару, зміцненого СВЧ в залежності від температури відпуску показані на рис. 45. Тривалість відпуску становить

3 години.

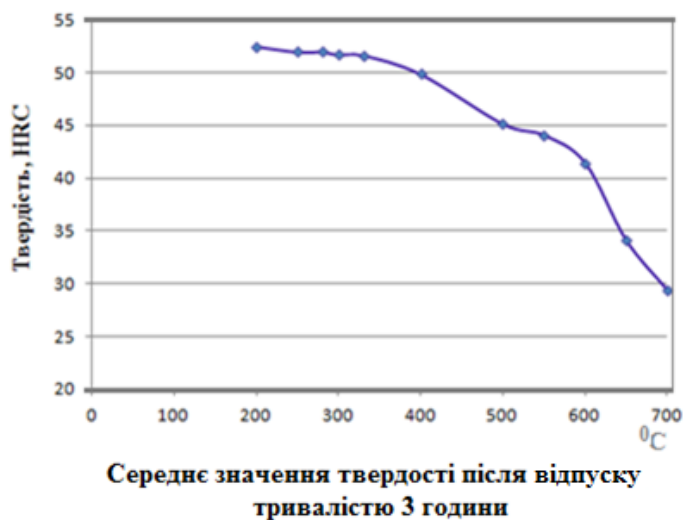


Рисунок 45 – Залежність твердості зміцненого СВЧ шару від температури відпуску

Аналіз механічних властивостей в залежності від температури відпуску показав, що інтенсивне зниження твердості спостерігається вже починаючи з температури 400 градусів. За результатами проведених експериментів був обраний відпуск для зняття напружень при температурі 330 °C тривалістю 3 години.

Надалі в технологічному циклі лопатки, зміцнені СВЧ, піддавали відпуску при 330°C з витримкою 3 години. Охолодження після відпуску проводилось на повітрі. Перевірено стабільність отриманих результатів: контроль методом капілярної дефектоскопії після угонних випробувань показав повну відсутність тріщин, твердість і глибина шару отримані в діапазоні заданих вимог.

3.2.2 Дослідження розподілу залишкових напружень в зміцненому шарі після загартування СВЧ

При нагріванні лопатки поверхневий шар, розширюючись в сторону вільної поверхні, зазнає пластичну деформацію. При цьому відбувається збільшення радіусу не тільки за рахунок теплового розширення, але й за

рахунок пластичної деформації. В перший період охолодження для загартування в поверхневому шарі виникають розтягуючі напруження і відбувається пластична деформація гарячого металу. При цьому внутрішні напруження частково знімаються. При подальшому охолодженні пластична деформація зупиняється і цей шар розтягується, визиваючи в серцевині значні стискуючі напруження. В деякий момент зовнішня поверхня нагрітого шару перестає скорочуватись і деформується (стискується) тільки під впливом внутрішньої частини нагрітого шару, що стискується. Розтягуючі напруження на поверхні зменшуються, та їх максимум переміщується в глибину металу. При достатньо великій глибині нагрітого шару, більше 3 мм залишкові напруження на поверхні загартованого шару повністю перейдуть в стискуючі. Величина теплових стискуючих напружень тим більше, чим глибше нагрітий СВЧ шар. Основною причиною виникнення розтягуючих залишкових напружень поблизу твердого шару є теплові об'ємні пластичні деформації в процесі нагріву та охолодження. Розтягуючі залишкові напруження, що діють на границі загартованого та незагартованого шарів при використанні нагріву СВЧ впливають негативно на втомну міцність.

Виконані дослідження впливу поверхневого загартування СВЧ та наступного відпуску на рівень та характер розповсюдження залишкових напружень на вхідній кромці робочих лопаток 5 ступеня ротору низького тиску парової турбіни [120; 123].

Аналіз виконано в двох поперечних перетину лопатки: на відстані 4 мм і 8 мм від верхньої точки кромки. Результати наведені в табл. 10. Результати дослідів методом рентгенівської тензометрії наведені в таблиці і на рис. 46.

Таблиця 10 – Розподіл залишкових напружень

Відстань від торця кромки лопатки	$\sigma_{ост}$, МПа	Відстань від поверхні зразка у напрямку до середини, мм								
		0	0,09	0,3	0,5	0,7	0,85	1,18	1,4	1,6

Кінець таблиці 10

4 мм		-500	-440	-500	-550	-500	-450	-30	+200	+200
8 мм		-400	-260	-430	-480	-430	-400	+40	+160	+160

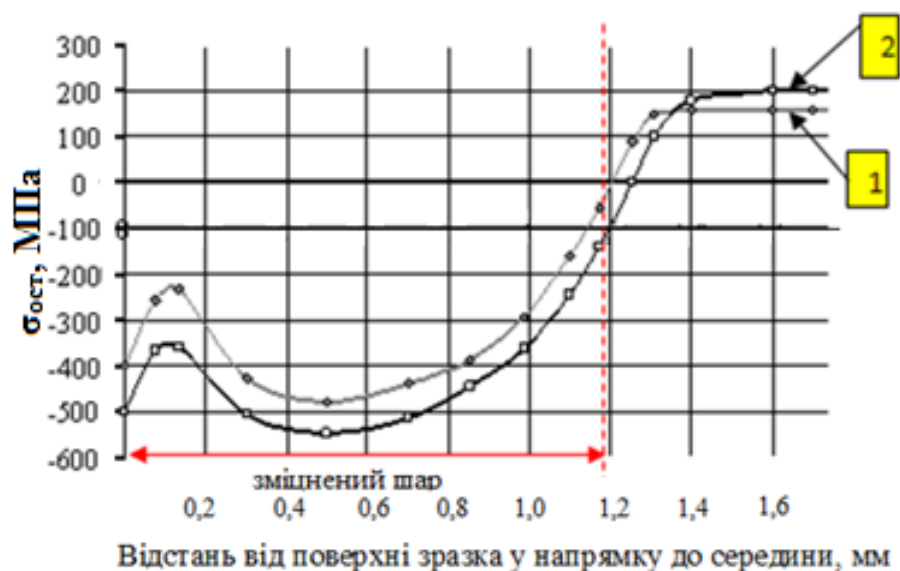


Рисунок 46 – Розподіл залишкових напружень по глибині лопатки після загартування СВЧ: 1 – на відстані 4 мм від торця кромки;
2 – на відстані 8 мм від торця кромки

Як бачимо з рис. 46 за всією шириною загартованої з нагріву СВЧ зони на поверхні зміцненого шару формуються залишкові стискуючі напруження. Безпосередньо на зміцненій кромці лопатки величина залишкових напружень складає ≈ 250 МПа, на відстані 10–20 мм від торцю кромки вони зростають до 520–460 МПа, а потім знижуються та на границі загартованої зони (на відстані ≈ 25 мм від торцю кромки) залишкові стискуючі напруження переходять в розтягуючі величиною до 50 МПа. Ширина цієї зони незначна (до 5 мм), а далі від кромки по ширині профілю лопатки на її поверхні знову спостерігаються стискуючі залишкові напруження [122-123].

Аналогічний характер має епюра розподілу залишкових напружень по

глибині загартованого шару (рис. 47). Безпосередньо в самому загартованому шарі по всій його глибині діють стискуючі залишкові напруження (до 550 МПа). На межі зміцненого шару з незагартованим металом залишкові стискуючі напруження переростають в розтягуючі (до 142 МПа), які, однак, не носять пікового характеру, а рівномірно розповсюджуються вглиб лопатки.

Таким чином, розповсюдження залишкових напружень як по поверхні лопатки, так і по її глибині після загартування з нагрівом СВЧ в цілому носить сприятливий характер.

Результати дослідження залишкових напружень на поверхні вхідної кромки робочої лопатки 5 ступеня ротору низького тиску турбіни К 500-65/3000 наведені в табл. 11, рис.47.

Таблиця 11 – Розподіл залишкових напружень в зміцненому СВЧ шарі

Режим обробки	$\sigma_{ост}$	Відстань від торця кромки, мм			
	МПа	1,5	10	24	27
Після загартування СВЧ		-700	-700	+200	-350
Після загартування СВЧ + відпуску 330 °		-500	-500	+270	-140

* – дослідження залишкових напружень проводилось методом рентгенівської тензометрії на кафедрі металознавства НТУ «ХП»

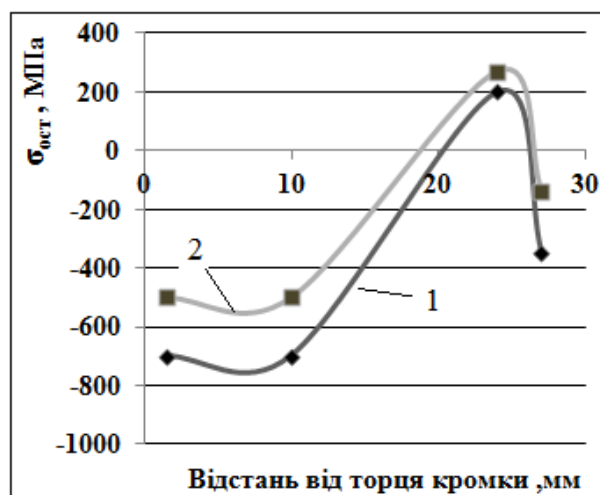


Рисунок 47 — Розподіл залишкових напружень у зміцненому шарі:

1 – гартування СВЧ, 2 – гартування СВЧ і відпуск 330°C

Характер розподілу залишкових напружень у загартованому шарі після відпустку при 330 С не змінився, але змінилася їх величина. Характер зміни залишкових напружень по глибині зміцненого шару не має прямолінійною залежності по глибині шару як це спостерігається при вимірі мікротвердості. Сприятливий рівень напружень спостерігається на поверхні лопатки: на ній діють стискаючі напруги, що значно зменшує ймовірність утворення тріщин при експлуатації.

3.2.3 Дослідження структурного стану і механічних властивостей сталі 15X11МФ-Ш після загартування СВЧ

Формування структурного стану, як і розподіл мікротвердості, залежить від декількох факторів, основні з яких: розподіл температури в поверхневій зоні до кінця нагріву, вхідна структура, загартовуваність сталі, умов охолодження [129]. Глибина зміцненого шару досліджувалася на зразках від лопаток, вирізаних в трьох поперечних перетинах щодо довжини лопатки. Макроструктура зразків лопатки, зміцненої струмами високої частоти, наведена на рис. 48.

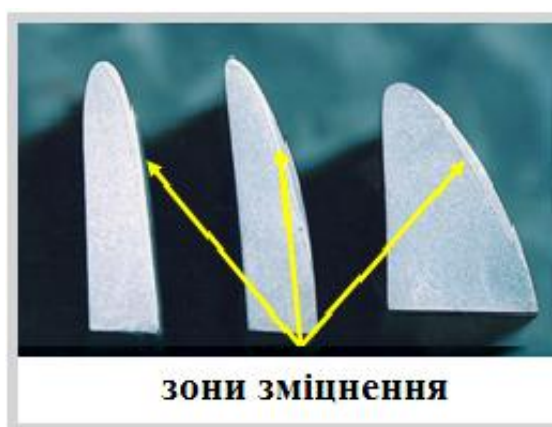


Рисунок 48 – Макроструктура зразків лопатки, зміцненої струмами високої частоти (зразки вирізано у різних перетинах однієї лопатки)

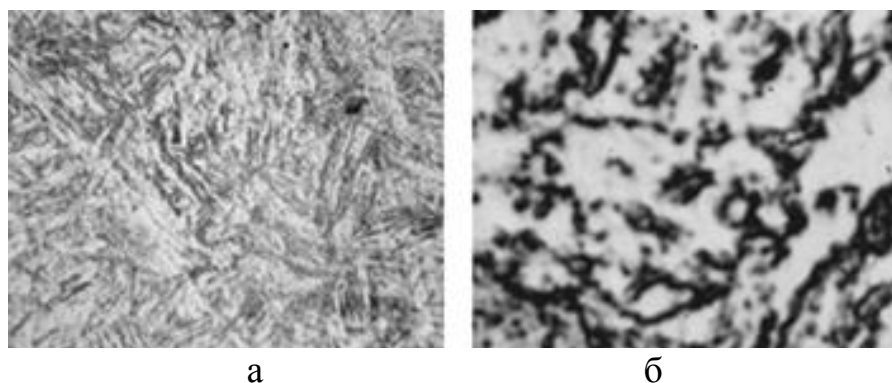
Загартований шар досить рівномірний по всій довжині зміцненої ділянки поверхні лопатки. Глибина загартованого шару на вершині вхідній кромці

лопатки менше, ніж на її боковій поверхні. На боковій поверхні лопатки глибина загартованого шару приблизно однакова по всій довжині та плавно переходить до основного металу лопатки. Виконано заміри глибини загартованого шару на зразках лопаток [118]. Згідно даних, наведених у таблиці 12, глибина загартованого шару обраних зразків значно ідрізняється, що обумовлено складною конфігурацією профілю лопатки, але обрані режими зміцнення дозволили досягти необхідної глибини зміцненого шару.

Таблиця 12 – Глибина шару дослідних зразків лопаток

Лопатка 4 ступеня			Лопатка 5 ступеня		
№ зразка	Глибина слою, мм		№ зразка	Глибина слою, мм	
	вхідна кромка	бокова поверхня		вхідна кромка	бокова поверхня
4.1	0,7	3,0	5.1	0,5	2,8
4.2	0,6	2,5	5.2	0,6	3,0
4.3	0,5	1,0	5.3	0,6	3,0

Мікроструктура основного металу лопатки досліджуваних зразків представляє собою сорбіт зі збереженням орієнтації карбідів по мартенситним площинах. Мікроструктура зразків характеризується однорідністю, в структурі зустрічаються зерна різної травимості. Голчастість мартенситу відповідає 9–10 балу ГОСТ 8233-56. Даний мартенсит характеризується як крупноголчастий (рис. 49).



а

б

Рисунок 49 – Мікроструктура основного металу зразків лопатки а – $\times 100$;

б – $\times 1000$

Мікроструктура загартованого шару показана на рис.50-51.

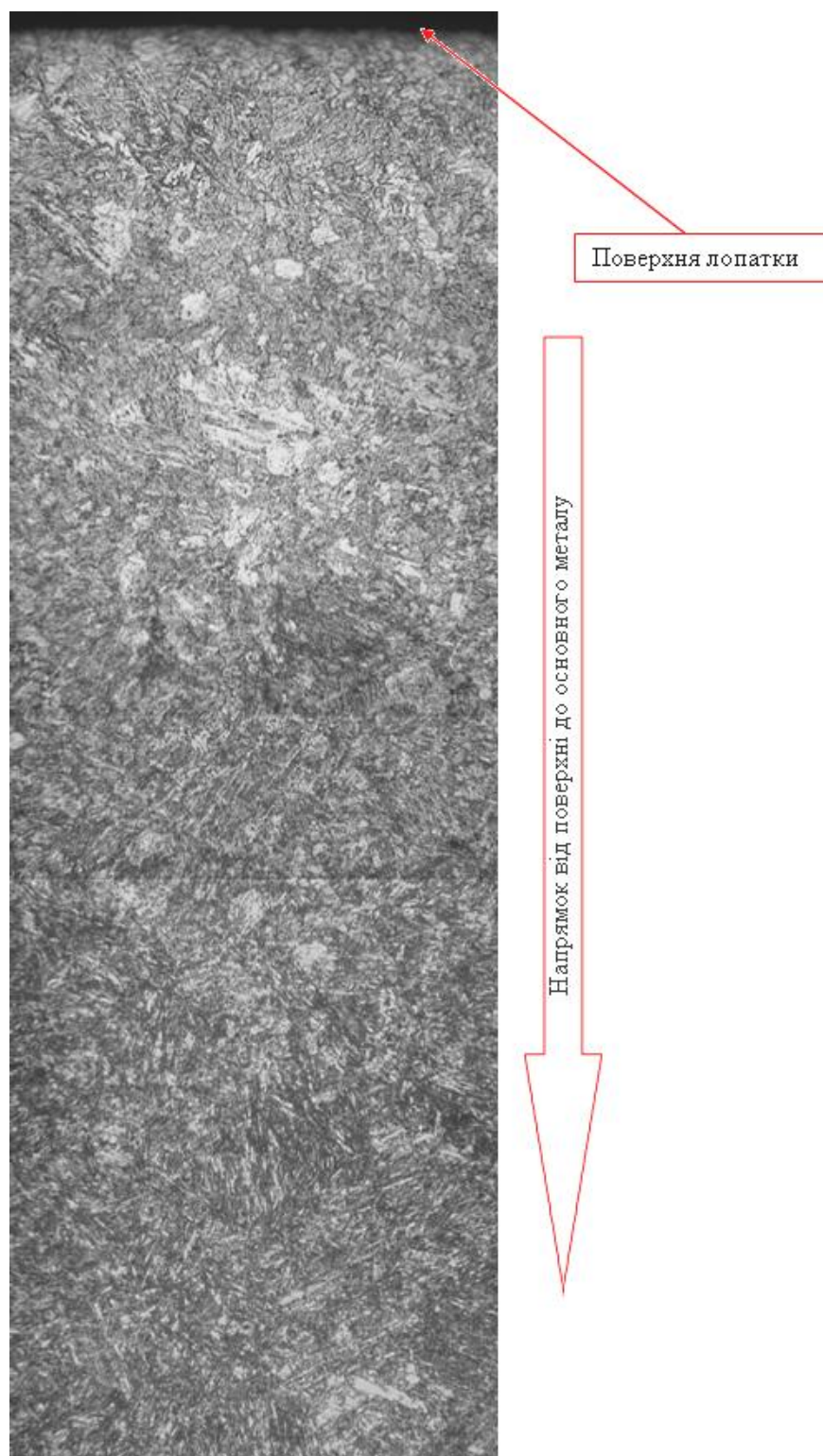
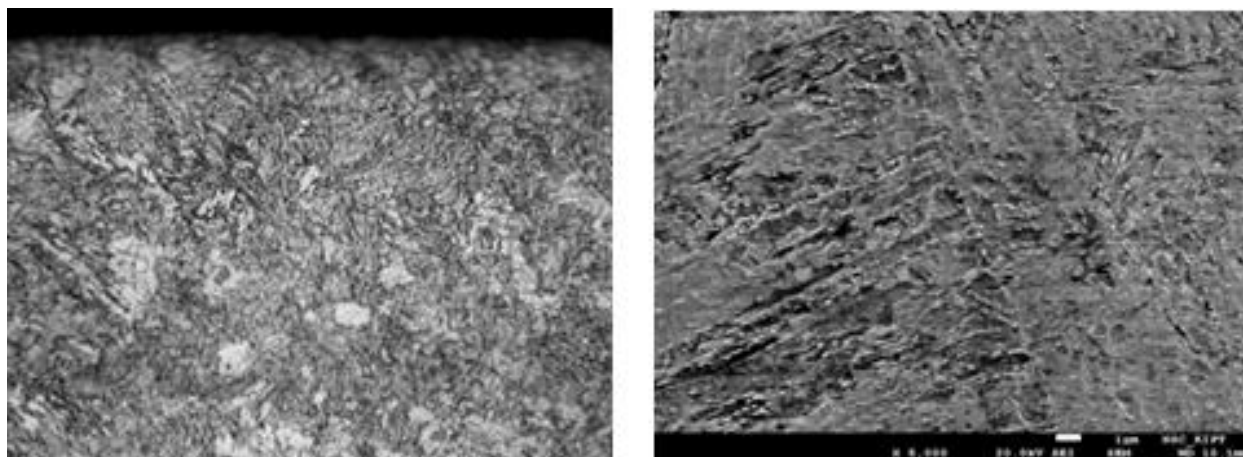


Рисунок 50 – Мікроструктура сталі 15X11МФ-Ш після гартування СВЧ (панорамний знімок від поверхні до основного металу лопатки), $\times 400$

В залежності від віддаленості від поперечної лопатки, мікроструктура має відмінності будови: у міру наближення до серцевини голчастість мартенситу збільшується. Це обумовлено відмінністю в процесах структурних і фазових перетворень в залежності від швидкості охолодження [130]. На поверхні спостерігається дрібноголчастий мартенсит, що плавно переходить в структуру серцевини.



а

б

Рисунок 51 – Мікроструктура загартованого шару у поверхні лопатки:

а – збільшення $\times 400$; б – збільшення $\times 5000$

Структурні дослідження зразків для визначення фазового складу виконані методом рентгеноструктурного аналізу в випромінюванні $\text{Cu-K}\alpha$ з використанням зйомок в q - $2q$ і ковзної геометрії. Зйомки проводилися шляхом $2q$ сканування при фіксованому куті падіння рентгенівського випромінювання на зразок α , який становив 2° . При цьому використовувалися всі наявні відображення, а кут між нормаллю до відображає площинах і нормаллю до поверхні зразка для кожного відображення (hkl) визначався як: $\psi = \theta^{hkl} - \alpha$, де θ^{hkl} – кут дифракції. Апроксимація точок на графіку прямий проводилася з урахуванням того, що похибка визначення періоду решітки зменшується зі збільшенням кута дифракції: $\Delta a / a \approx -\text{ctg}\theta (\Delta\theta)$.

Отримані рентгенограми зразків лопаток турбіни в зоні зміцнення струмами високої частоти (рис. 52).

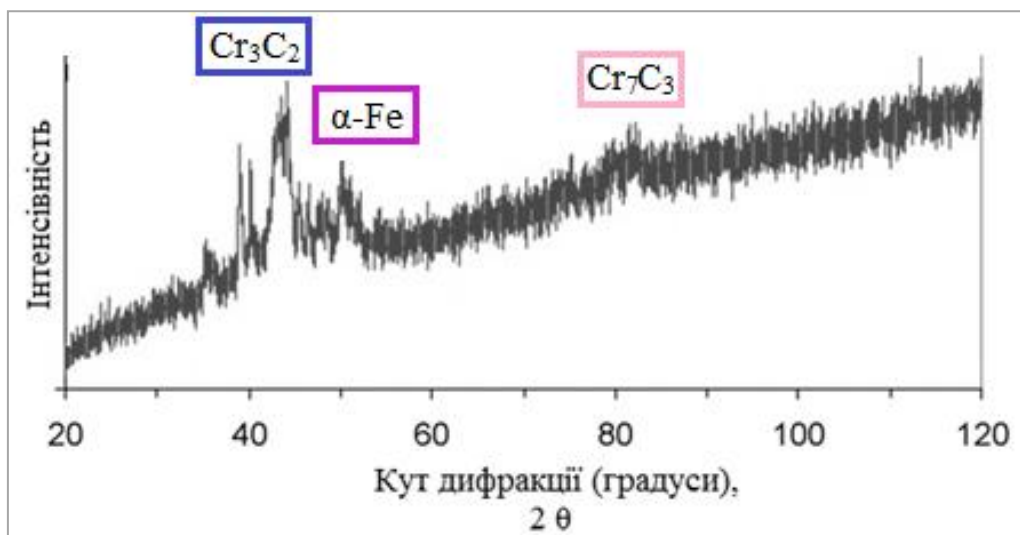


Рисунок 52 – Рентгенівська дифрактограма лопатки турбіни в зоні СВЧ

Для рентгенівських знімків зразок фіксували до основи зразка таким чином, що рентгенівські промені давали якісну аналітичну інформацію про приблизно середину злегка зігнутої поверхні металевого зразка лопатки.

Дифракційна картина зразка показує серію піків при близько 35–55 °С. При $2\theta = 80^\circ$ з'являється широке відображення з дуже малим відношенням сигнал/шум. З бази даних дифракції рентгенівських променів можна чітко вказати, що в цьому зразку дві ромбічні кристалічні фази карбіду хрому, в яких переважає стехіометричний склад Cr_3C_2 і Cr_7C_3 . Аналізуючи результати рентгенівського фазового аналізу досліджуваної композиції, можна побачити, що на дифрактограмі присутні максимуми α фази Fe, а також незначна кількість карбіду Cr_3C_2 і Cr_7C_3 .

Після загартування СВЧ з температур аустенізації, яка становить 1100–1150 °С, виявлена наявність карбідів, що не розчинились, та які можна спостерігати навіть в оптичний мікроскоп при збільшенні 500 крат. З проведеного фазово-карбідного аналізу встановлено, що це карбіди Cr_3C_2 і Cr_7C_3 . Підвищення температури не зменшує їх кількість в порівнянні з кількістю карбідів, виявлених при об'ємному загартуванні. Тому такий ріст зерна, що спостерігається з ростом температури до 1100 °С при об'ємному загартуванні, не відбувається. Це можна пояснити різким збільшенням числа

бар'єрних часток (карбідів) в цієї температурній області. Структура після загартування являє собою мартенсит пластинчастої будови. З підвищенням температури загартування пластини не стають значно грубішими, як ми бачили при об'ємному загартуванні.

Встановлено, що після поверхневого загартування СВЧ з оптимальних температур мікроструктура загартованого шару складається з безструктурного мартенситу або безголчастого мартенситу (найбільша довжина ігл 0,2мкм) і карбідів Cr_3C_2 і Cr_7C_3 , що забезпечує суттєве підвищення міцності, пластичності та в'язкості шару.

Проведені дослідження по розподілу мікротвердості від поверхні до серцевини зразка. Результати виміру мікротвердості та розподіл по глибині загартованого шару наведені на рис. 53-54. Умовна межа глибини загартованого шару, виявлена виміром мікротвердості, складає 3500 МПа, що відповідає глибині загартованого шару, визначеної після травління. Обраний режим поверхневого загартування з нагрівом СВЧ забезпечив: глибину загартованого шару 0,5–3,0 мм, визначеної за межі зміцнення до мікротвердості $H_{50} = 3500$ МПа.

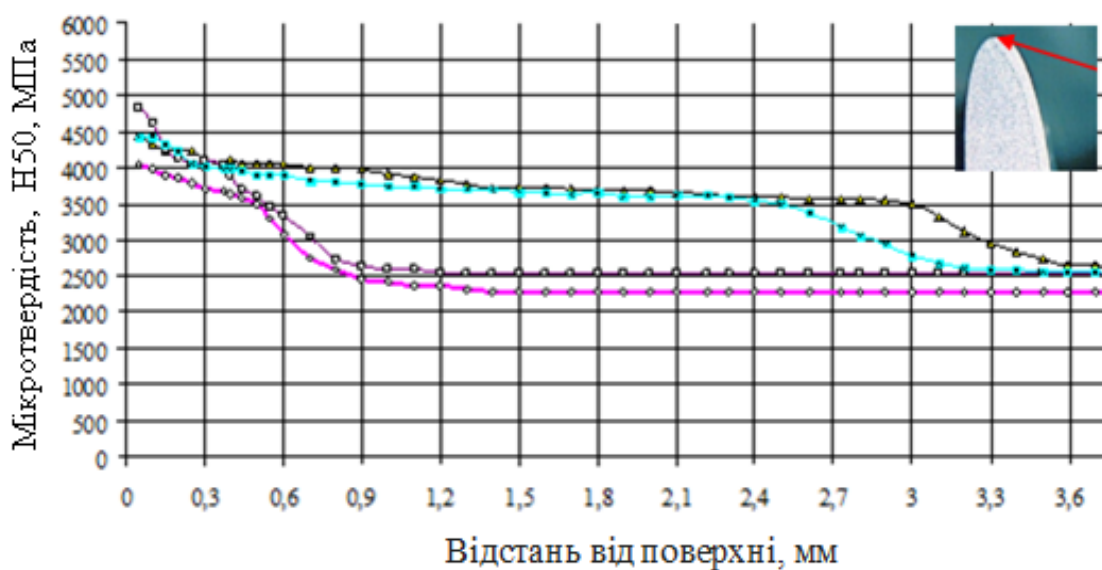


Рисунок 53 – Розподіл мікротвердості від поверхні до серцевини по вершині кромки зразків

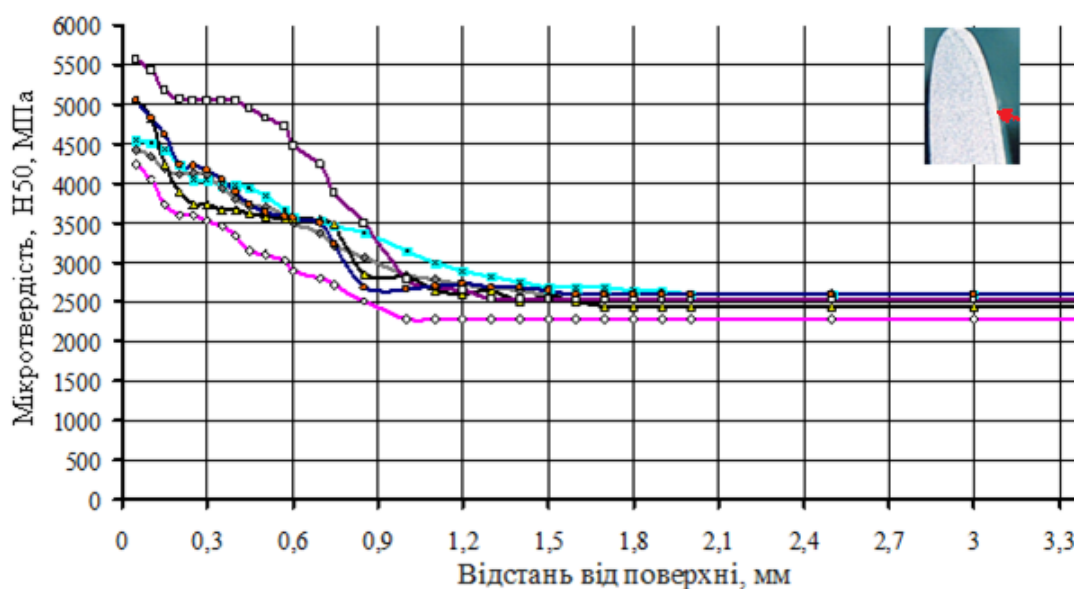


Рисунок 54 – Розподіл мікротвердості від поверхні до основного металу по боковій поверхні зразків

Розподіл мікротвердості по глибині шару вхідної кромки має різний характер. Зразки, на яких максимальна глибина шару, мають більш плавне падіння мікротвердості по глибині загартованого шару, ніж зразки з мінімальною глибиною шару 0,5 мм. В поверхневій зоні біля кромки дослідних зразків мікротвердість має максимальне значення на вхідній кромці 4830 МПа.

Розподіл мікротвердості по глибині загартованого шару бокової поверхні приблизно однаковий. На боковій поверхні максимальне значення мікротвердості має більші значення, ніж на вершині вхідної кромки та знаходиться в інтервалі 5050-6000 МПа [123].

3.3 Дослідження зміцнених шарів, виконаних методом електроіскрового легування

При зміцненні вхідної кромки робочих лопаток загартуванням СВЧ технічно складно виконати загартування в зоні R-переходу до бандажної полиці. Це пов'язано з особливостями виготовлення індуктора: профіль лопатки в зоні переходу до поличного бандажу повертається на кут близько 90 градусів, тому нами розроблений комбінований спосіб зміцнення вхідної

кромки лопатки по всій довжині. Для цього ділянку, яка не доступна для зміцнення струмами високої частоти (рис. 55), було вперше запропоновано зміцнити методом електроіскрового легування, використовуючи в якості легуючого електрода сталь 15X11МФ-Ш, таку ж саму, з якої виготовлена сама лопатка.

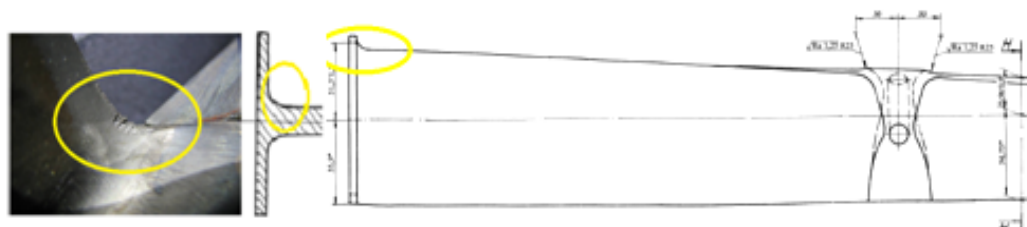


Рисунок 55 – Схема розташування ділянки лопатки, що не доступна для загартування СВЧ

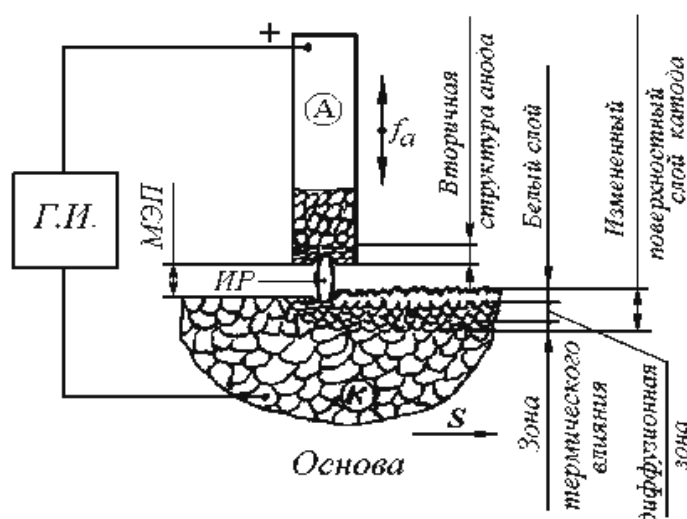
Сам спосіб зміцнення електроіскровим легування застосовується в машинобудуванні досить давно, у вітчизняному та закордонному енергетичному машинобудуванні для зміцнюючого електрода раніше застосовувалися тверді сплави на основі різних карбідів високої твердості (Т15К6, ВК3). Але обмеженням в застосуванні цих сплавів є наявність кобальту, забороненого в обладнанні АЕС першого контуру.

Згідно з літературними даними, є успішний досвід відновлення профілю лопаток, пошкодженого при експлуатації, наплавленням сталлю 15X11МФ-Ш [101, 132], крім того, при виробництві лопаток завжди є залишки металу, які можна використовувати для виготовлення зміцнюючого електрода, тому було прийнято рішення застосувати сталь 15X11МФ-Ш для зміцнення лопаток. Дана глава присвячена дослідженню властивостей шару, отриманого таким способом.

3.3.1 Фізичні основи процесу електроіскрового легування

Спосіб електроіскрової обробки металів (ЕІЛ), розроблений Б.Р. Лазаренко і Н.І. Лазаренко [127], заснований на явищі електричної ерозії матеріалів при іскровому розряді в газовому середовищі (переважно на повітрі),

полярного перенесення продуктів ерозії на катод (деталь), на поверхні якого формується шар зміненої структури і складу. В результаті електричного пробоя міжелектродного проміжку виникає іскровий розряд, в якому потік електронів призводить до локального розігріву електрода (анода). На поверхні катода під дією значних теплових навантажень відбуваються мікрометалургійні і супутні їм процеси (термомеханічні, гідродинамічні, дифузійні), які здійснюють перемішування матеріалу катода і анода при взаємодії з компонентами газового середовища, що сприяє високій адгезії між основою і утворюваним шаром. Тому електроіскрове легування слід вважати методом створення нових композиційних матеріалів [139]. В першу чергу це відноситься до тугоплавких зміцнених шарів, що найістотніше і принципово змінюють властивості верхнього шару матеріалу. Величина цих змін визначається складом, структурою, властивостями матеріалів електродів і технологічними параметрами процесу ЕІЛ. На рис. 56 наведена загальна схема процесу ЕІЛ з вібруючим анодом у вигляді компактного електрода і зображення утворюваного верхнього шару.



Г.И. – генератор імпульсів; МЭП – міжелектродний проміжок;
 ИР – іскровий розряд; А – анод (компактний електрод); К – катод (деталь);
 f_a – частота вібрації анода; S – напрямок подачі деталі [140]

Рисунок 56 – Загальна схема процесу електроіскрового легування

Процес ЕІЛ починається зі зближення анода (електрода) з катодом (деталлю). При відстані між ними, рівному пробивному, починається розвиток іскрового розряду тривалістю $10^{-6} - 10^{-3}$ с, який у багатьох випадках завершується при контакті електродів. При зближенні електродів напруженість електричного поля збільшується. При деякій відстані між електродами вона буде достатня для виникнення електричного розряду через що виникає канал наскрізної провідності і пучок електродів вдаряється об тверду металеву поверхню анода.

Енергія руху зупинених електронів виділяється в поверхневих шарах анода. У зв'язку з цим, в даний момент система стрибкоподібно звільняє накопичену енергію, щільність струму значно перевищує критичні значення. В результаті цього з анода виділяється крапля розплавленого металу, яка рухається до катода, випереджаючи рухомий анод. У процесі відділення від анода крапля летить і встигає нагріватися до високої температури, закипає або «вибухає». Ланцюг струму переривається, зусилля електромагнітного поля, що стискають, зникають, і тому частинки металу, які утворилися, летять широким фронтом. Так як перегріта крапля і частинки металу перебували в зіткненні з навколишнім середовищем, то за складом і властивостями вони можуть відрізнятися від вихідного матеріалу анода. Розплавлені частинки, досягнувши катода, зварюються з ним і частково вбудовуються в його поверхню. Слідом за частинками рухається електрод, включений в систему, яка встигла накопичити енергію. Через розпечені частинки, що лежать на катоді, проходить другий імпульс струму, що супроводжується механічним ударом рухомого електрода (анода). На наступному етапі при механічному при контакті електродів частинки зварюються між собою і прогрівається тонкий шар поверхні катода.

При цьому крім дифузійного масопереносу під дією електричного струму в тілі катода відбуваються хімічні реакції між частинками, що наносяться, і матеріалом катода. Механічним ударом електроду по розпеченій масі матеріалів проковують отримане покриття, що значно збільшує його однорідність і щільність. Далі анод рухається вгору, а на поверхні катода

залишається герметично закупорений в ньому шар матеріалу анода.

З представленої загальної схеми процесу витікає, що при зближенні електродів відбувається електричний розряд, миттєвий розігрів межелектродного простору, розвиток плазмової стадії розряду, при якій можливе існування речовини в іонізованому стані. Частинки матеріалу, викинутого з анода, вдаряються об поверхню катода, прилипають. В результаті деформації розплавленого металу і дії електродинамічних сил, що виникають в мікрованні, на поверхні катода утворюється лунка. Розмір лунки і кількість перенесеного матеріалу залежать від електроерозійної стійкості матеріалу електрода і енергії імпульсу. Матеріал мікрованни, в яку і надходять частинки анода, утворює шар покриття [136-137].

В процесі ЕІЛ на поверхні анода і катода утворюється шар зміненої структури, який під дією травителів, використовуваних для виявлення мікроструктури матеріалів електродів залишається «білим», тобто структура його не виявляється. Подібні шари спостерігаються на поверхнях матеріалів, що піддавалися шліфуванню, точінню, фрезеруванню, електромеханічній обробці, обробці дробом, на поверхнях тертя після впливу високо концентрованих потоків енергії. Загальним для всіх зазначених випадків є те, що утворення «білих» шарів відбувається в умовах локального впливу високих температур і тисків. За інтенсивністю впливу на поверхневий шар ЕІЛ значно відрізняється від перерахованих вище процесів (тиск ударної хвилі 0,1 Па, температура $5-40 \times 10^3$ °C).

Висока швидкість тепловідведення призводить до того, що в межах товщини шару порядку декількох мікрометрів температура швидко падає від температури плавлення наслідком чого є відповідні фазові перетворення.

У зв'язку з цим, кристалізація, фазові перетворення, дифузія і хімічний вплив, що супроводжує процес ЕІЛ, призводять до утворення вкрай нерівномірних структур з дуже дрібним зерном, високою гетерогенністю за складом, структурою та властивостями. Твердість такого шару, як правило, значно перевершує твердість матеріала електродів. [135; 138].

Крім того, спостерігають часто третю зону - зону термічного впливу. Комплексні структурні і фазові перетворення в поверхневому шарі при ЕІЛ відбуваються не тільки при використанні електродів складних з'єднань, але й однойменних з електродом матеріалів. Так, при ЕІЛ сталі 45 тією ж сталлю в поверхневому шарі формується мартенситна структура, що характеризується високою щільністю дефектів кристалічної будови, подібно загартуванню сталі з рідкого стану [131].

Характер взаємного розподілу елементів в поверхневих шарах ЕІЛ свідчить про високу рухливість атомів у кристалічній решітці металів, підданих впливу імпульсних розрядів [137, 138-139]. Подібні явища спостерігаються в твердих тілах при дії факела іскрового розряду, лазерного випромінювання та інших локальних енергетичних впливів.

При невеликих напругах між електродами ($U < 100\text{В}$) можливий контактний початок розряду від накопичувального конденсатора генератора імпульсів. Після пробної міжелектродної проміжки (МЄП) за рахунок енергії, що надходить від генератора імпульсів, на поверхнях електродів розвиваються локальні осередки плавлення, випаровування, які спричиняють електричну ерозію матеріалів електродів (анода і катода).

Переважне перенесення матеріалу анода, що еродує, на катод забезпечує формування на ньому зміненого поверхневого шару. Після закінчення імпульсного іскрового розряду і відходу анода від катода завершується розрив електричного кола. Реалізація безперервного процесу ЕІЛ за рахунок періодичної комутації анода з катодом здійснюється за допомогою спеціальних пристроїв, наприклад, вібратора із закріпленням на ньому анодом. Конструктивно розроблені й інші пристрої періодичної комутації, в тому числі і для процесів формування зміцнених шарів методом ЕІЛ порошковими матеріалами.

Нарешті, ще одна причина полягає в тому, що при проходженні через іскровий проміжок електродний матеріал може дисоціювати, взаємодіяти з навколишнім середовищем і, таким чином, змінювати свої властивості.

3.3.2 Вибір режимів електроіскрового легування

Роботи по зміцненню зразків виконувалися на електроіскровій установці моделі ЕІЛ 8А.

Були випробувані 2 режими зміцнення №4 та №7 (табл. 13) зі штатних режимів, доступних для використання. Параметри режимів наведені в таблиці 13. Вплив матеріалу легування, режимів ЕІЛ на якісні параметри зміцнених шарів визначався на зразках, виготовлених з робочих лопаток. Зміцнюючий електрод був виготовлений із лопатки зі сталі 15Х11МФ-Ш.

Вибір сталі 15Х11МФ-Ш для зміцнення ЕІЛ не випадковий: перевагою є відсутність Со в складі сталі, доступність матеріалу, тому що завжди в наявності залишки металу від заготовок лопаток, що проходять випробування механічних властивостей. Використання залишків лопаток дозволяє значно знижувати собівартість виготовлення лопаток.

Таблиця 13 – Режими роботи установки «ЕІЛ – 8А»

Номер режиму	Амплітудне значення струму імпульсу, А	Енергія імпульсу, Дж	Тривалість імпульсу $t_{\text{им}}$, мкс	Частота, Гц
№4	175±10 А	0,39	125	400
№7	175±10 А	3,15	1000	600

Огляд поверхні отриманих шарів показав, що суцільність зміцненого шару, отриманого за режимом №7, значно вище, ніж отриманого за режимом №4 (див. рис. 57).



а
а – по режиму №7; б – по режиму №4

Рисунок 57 – Поверхня зразків після зміцнення ЕІЛ сталлю 15Х11МФ-Ш

Аналіз мікрошліфів показав, що в шарі, сформованому по режиму №4, виявлені пори в більшій кількості (рис. 58) ніж по режиму №7, тобто параметри режиму №4 не забезпечили отримання якісного шару.

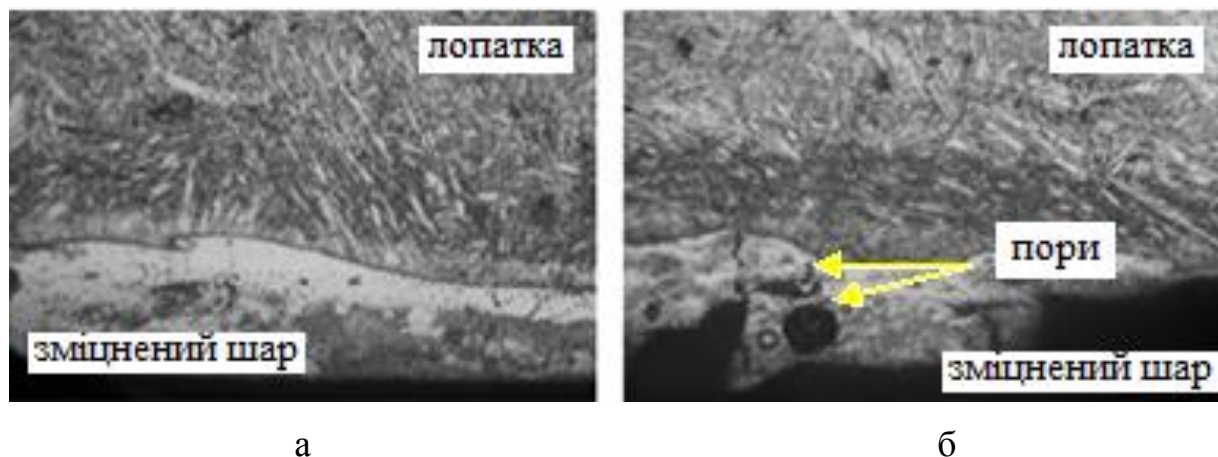


Рисунок 58 – Пори в зміцненому шарі, $\times 100$:

а – режим №7; б – режим №4

Надалі зміцнення зразків для дослідження проводилося за технологічним режимом, ідентифікованим в паспорті установки ЕІЛ-8А як №7.

Традиційним для вітчизняного турбобудування є зміцнення робочих лопаток, що працюють в двуконтурних установках, сплавом Т15К6. Експлуатаційні характеристики лопаток з таким типом зміцнення показали себе досить добре на деяких турбинах, наприклад, АЕС Ловииса, тому частина дослідження побудована на порівняльному аналізі зміцнення методом електроіскрового легування, виконаного традиційним сплавом Т15К6 і сталлю 15Х11МФ-Ш, пропонованої як новий матеріал для зміцнюючого електрода при зміцненні лопаток.

3.3.3. Випробування якості зчеплення шару

Для оцінки якості зчеплення зміцнених шарів з основою, були виготовлені зразки розміром 200×30 мм, зовнішній вигляд яких представлений на рис. 59. Два зразка зміцнені сплавом Т15К6, два сталлю 15Х11МФ-Ш.

Основа зразків виготовлена зі сталі 15Х11МФ-Ш.

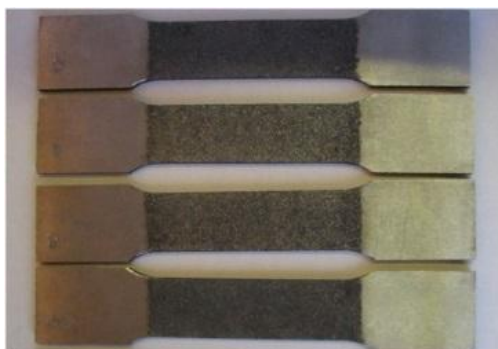


Рисунок 59 – Зразки до випробувань якості зчеплення

Зразки після нанесення на поверхню зміцнюючого шару були випробувані за наступною схемою:

– зразки № 1, 2 випробувані на вигин на кут 90° з використанням оправки $R = 20$ мм;

– зразки № 3, 4 випробувані на вигин на кут 170° з використанням оправки $R = 40$ мм.

Випробування на вигин витримали, не зруйнувавшись, всі зразки (рис. 60). При огляді місць вигинів відшаровування зміцненого шару від основного металу не виявлено на всіх зразках. Результати випробувань наведені в табл. 14.

Таблиця 14 – Результати випробувань на вигін

№ зразка	Матеріал зміцнення	Кут вигину	Результати випробувань
1	T15K6	90°	Не зруйнувався. Відшарування в місці вигину не виявлено
2	15X11МФШ		Не зруйнувався. Відшарування в місці вигину не виявлено
3	T15K6	170°	Не зруйнувався. Відшарування в місці вигину не виявлено
4	15X11МФШ		Не зруйнувався. Відшарування в місці вигину не виявлено



Рисунок 60 – Зразки після випробувань якості зчеплення

Ще один зразок, зміцнений 15X11МФШ був підданий розтягуванню до повного руйнування (рис. 61). При огляді межі зчеплення шару з основою зразка відшарування також не виявлено.



Рисунок – 61 Зразок після випробувань на розтягнення

Випробування адгезії шарів на зразках показали відсутність відшарування. При жорстких навантаженнях, якими є випробування на вигин і розтягування, шар показав надійне зчеплення з основним металом.

3.3.4 Визначення хімічного складу шару, зміцненого ЕІЛ сталлю 15X11МФ-Ш

Виконано визначення вмісту і розподілу хімічних елементів в зоні зміцнення ЕІЛ сталлю 15X11МФ-Ш. Дослідження локального складу зразків проводилося на двох приладах: на скануючому електронному мікроскопі JSM 7001F, обладнаного системою INCA Energy 350 для енергодисперсійного мікроаналізу і PHILIPS XL 30 ESEM. Вміст елементів пошарово в зоні зміцнення ЕІЛ наведено в табл. 15-16 відповідно. Виміри проведені у напрямку вглиб шліфа (рис. 62).

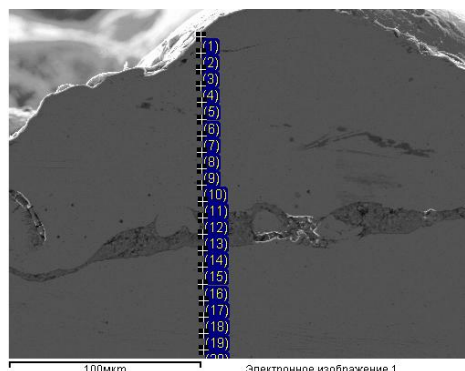


Рисунок 62 – Зображення зразка 1 із зазначенням точок вимірів хімічних елементів

Розподіл легуючих елементів по полю зразка №1 показує, що є локальні області з наявністю підвищеного вмісту хрому до 39–44 %, що в 4 рази більше, ніж в основному металі лопатки, марганцю близько 5 %, що також значно вище, ніж його вміст в сталі 15X11МФ-Ш. При цьому кількість заліза зменшилась в 6 разів, крім того виявлено такі елементи як кисень, алюміній, кремній і кальцій.

Таблиця 15 – Вміст елементів в зоні зміцнення ЕІЛ в зразку 1

Вміст хімічних елементів, %										
Спектр	O	Al	Si	Ca	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo	Підсумок аоб Разом
1					9.44	0.30	89.15	0.46	0.65	100.00
2					10.38	0.17	88.11	0.50	0.83	100.00
3					8.93		89.99	0.45	0.64	100.00
4					9.47	0.20	89.15	0.46	0.72	100.00
5					9.12		89.64	0.52	0.72	100.00
6					9.91	0.24	88.61	0.42	0.82	100.00
7					9.42		89.33	0.49	0.76	100.00
8					9.39	0.21	89.13	0.49	0.78	100.00
9					10.14	0.38	88.18	0.45	0.86	100.00

Кінець таблиці 15

10					10.95	0.46	87.20	0.50	0.89	100.00
11					9.54	0.15	89.04	0.50	0.78	100.00
12	28.08	0.82	10.72	1.61	39.14	4.90	14.74			100.00
13	28.51	0.75	7.19	0.76	44.51	5.26	13.02			100.00
14					10.52	0.30	87.94	0.42	0.82	100.00
15					10.34	0.29	88.15	0.44	0.78	100.00
16					10.45	0.25	88.06	0.46	0.77	100.00
17					11.24	0.42	87.00	0.45	0.89	100.00
Макс.	28.51	0.82	10.72	1.61	44.51	5.26	89.99	0.52	0.90	
Мін.	28.08	0.75	7.19	0.76	8.93	0.15	13.02	0.39	0.64	

На нашу думку, це обумовлено тим, що більш легкоплавкі складові твердого сплаву інтенсивніше еродують з поверхні електродного матеріалу через іскровий проміжок.

Відмінність хімічного складу легованого шару від складу вихідних матеріалів електродів обумовлюється контактом розплавленого матеріалу анода з елементами міжелектродного середовища, можливістю термічної дисоціації і розкладанням матеріалу анода з наступною зміною хімічного складу, а також взаємодією електродних матеріалів в процесі спільної кристалізації з утворенням нових хімічних сполук [137; 140-141].

Інший дослідний зразок 2 (табл. 16) має вміст хрому близько 16–20 %, що більше, ніж в металі лопатки. Також виявлено наявність таких хімічних елементів, як кремній, ванадій та марганець. Поверхня трохи багатша на кремній.

Таблиця 16 – Вміст елементів в зоні зміцнення ЕІЛ в зразку 2

№ спектру	C	Fe	Si	Ca	Cr	Mn	V	S
1	6,16	72,5	2,67	0,31	20,09	3,49	1,19	-
2	-	63,0	1,82	0,16	16,46	3,40	0,82	0,4

Склад легованого шару значно відрізнятися від складу вхідних електродних матеріалів. Це зумовлено низкою причин, головна з яких – специфіка впливу процесу ЕІЛ на електродні матеріали: надвисока швидкість нагріву і охолодження, контакт ювенільних поверхонь однієї з одною й з елементами навколишнього середовища в умовах імпульсного впливу високих температур і тиску, висока швидкість дифузійних процесів. [141]. Іншою причиною відмінності складу зміцненого шару від складу матеріалів легуючого і легованих електродів може бути різна швидкість ерозії структурних складових матеріалів електродів.

3.3.5 Дослідження структурного стану і механічних властивостей шару, зміцненого ЕІЛ сталлю 15X11МФ-Ш

Виконано рентгенографічне дослідження зміцненого шару. Рентгенограми зразків задля видимості дифрактограми були зміщені вздовж осі інтенсивності (рис. 63).

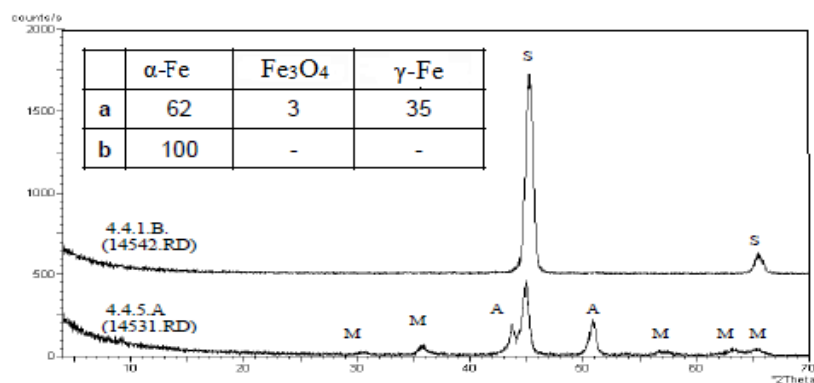


Рисунок 63 – Дифрактограми поверхневого шару зразка, зміцненого ЕІЛ сталлю 15X11МФ-Ш

На рис. 63 представлені дифрактограми, які були зняті в двох характерних зонах шару. В одній виявлено тільки α -Fe, у другій – γ -Fe 35 %, α -Fe 62 % і в незначній кількості магнетит Fe_3O_4 , кількість якого близько 3 %. Магнетит утворився в результаті взаємодії з киснем повітря при високих температурах процесу легування.

Це обумовлено тим, що хоча дія іскрового розряду дуже короткочасно, в процесі ЕІЛ має місце не тільки спрямований перенос матеріалу на катод, але й активне переміщення атомів перенесеного матеріалу в поверхневий шар, що супроводжується хімічною взаємодією матеріалів електродів. Саме це зумовлює появу в білому шарі метастабільних фаз (γ -заліза), присутність оксидів при зміцненні на повітрі без застосування захисних атмосфер.

Поверхня зміцненого шару шорстка, негомогенна (рис. 64), що характерно для шарів, отриманих методом електроіскрового легування.

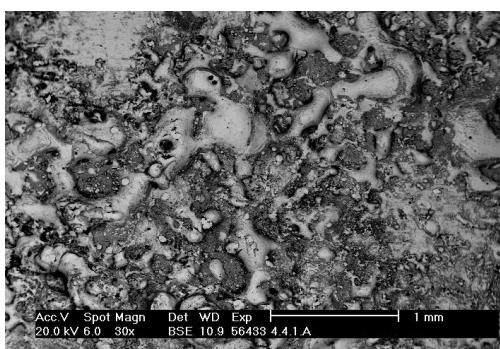


Рисунок 64 – Поверхня шару, зміцненого ЕІЛ сталлю 15Х11МФ-Ш, $\times 30$

Вимірювання товщини зміцненого шару проводилося на шліфах, виготовлених по площині поперечного перетину зразків. Поверхневий зміцнений шар відрізняється значною неоднорідністю по товщині шару (рис. 58, 66). Максимальна товщина зміцненого шару становить 0,31 мм. При мікродослідженні були виявлені окремі ділянки шару з мінімальною товщиною 0,02мм. Це обумовлено тим, що процес електроіскрового легування має імпульсний характер і забезпечити рівномірний шар без додаткової механічної обробки поверхні досить складно [120].

Хоча поверхневий зміцнений шар відрізняється неоднорідністю по товщині шару, але середні значення товщини в випадках зміцнення сталлю 15Х11МФ-Ш в порівнянні зі зміцненням сплавом Т15К6 і практично збігаються (рис. 65).

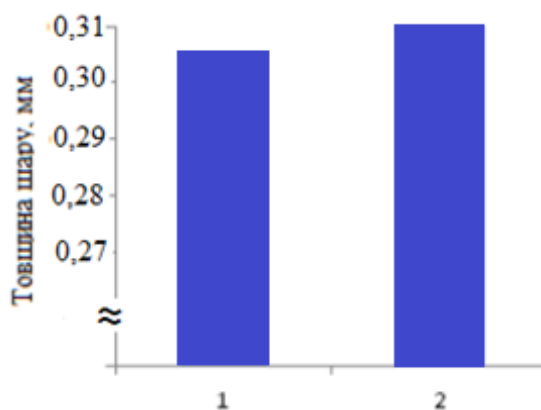


Рисунок 65 – Середня товщина шарів ЕІЛ: 1-Т15К6, 2-15Х11МФШ

Проведено металографічні дослідження зміцнених шарів. Вигляд зміцненого ЕІЛ шару показано на рисунку 66.

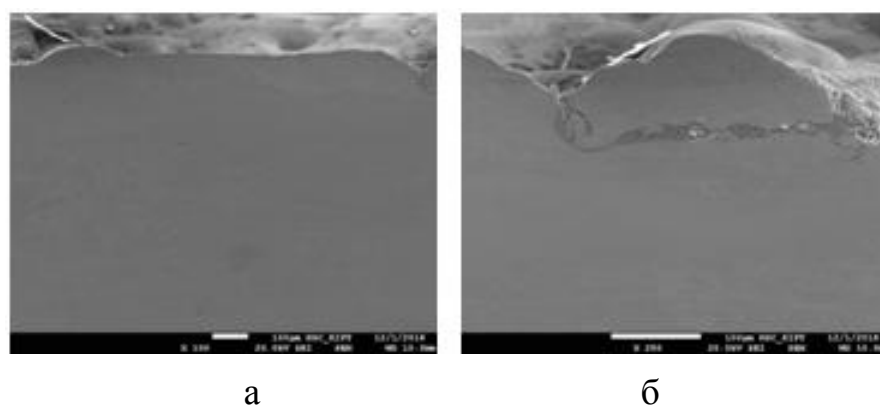


Рисунок 66 – Шар без травлення, виконаний ЕІЛ 15Х11МФ-Ш: а – $\times 100$;
б – $\times 250$

Загальний шар ЕІЛ має дві зони: верхній білий, що практично не піддається травленню, здається однорідним, і нижній перехідний шар зі змінною концентрацією дифузійного характеру. У більшості випадків дифузійний шар по глибині перевищує верхній білий шар. Специфічні властивості білих шарів, що утворюються на легованих поверхнях, обумовлені як хіміко-термічним впливом електричного розряду, так і спрямованим переносом матеріалу анода на катод, їх активним перемішуванням і хімічним взаємодією.

Глибина проникнення елементів анода в катод може становити від декількох до ста мікрометрів (рис. 67).

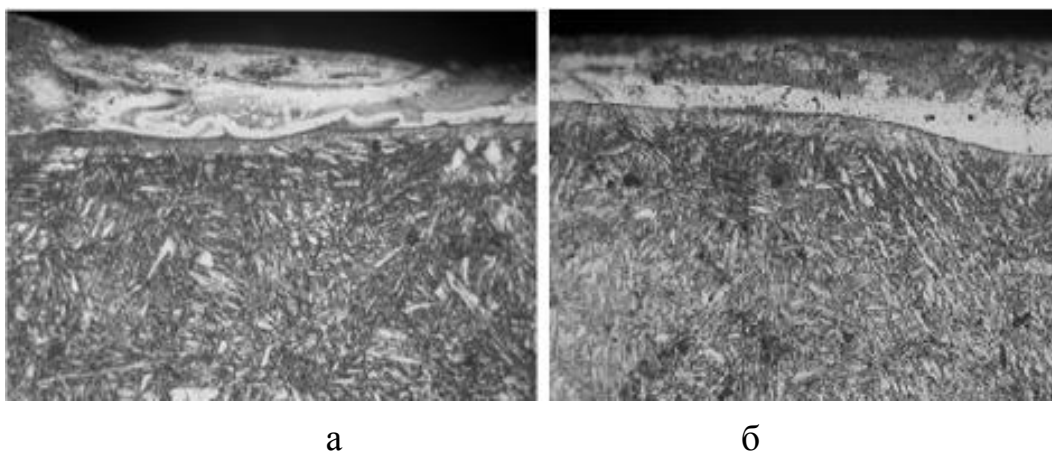


Рисунок 67 – Мікроструктура поверхневого шару: а - ЕІЛ сталлю 15X11МФ-ІІІ, б-комбіноване зміцнення $\times 400$

Дослідження мікроструктури поверхневого зміцненого шару показало, що структура поверхневого шару має дендритну будову, у деяких місцях виявлені поодинокі пори (рис. 68).

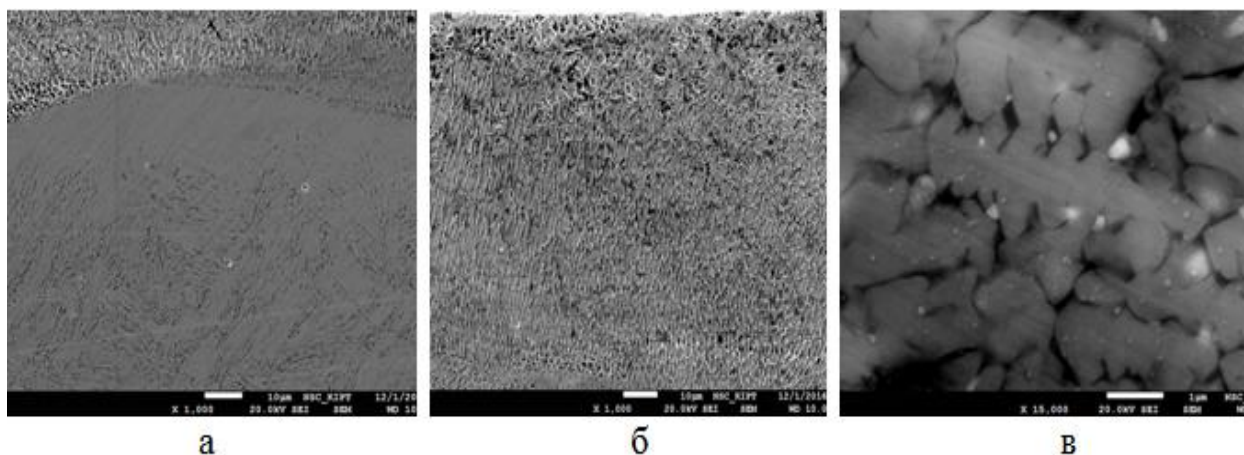


Рисунок 68 – Шар після травлення, виконаний ЕІЛ 15X11МФ-ІІІ:
а, б – $\times 1000$; в – дендрити в зміцненому шарі, $\times 15000$

Вглиб зразка розташована зона термічного впливу з темним фоном травлення (рис. 69).

Структура в примежевій зоні основного металу під впливом зміцнення формується за одним принципом зі структурою тіла лопатки і має голчасту будову, але відрізняється меншою кількістю карбідів, ніж в металі лопатки після об'ємного гартування.

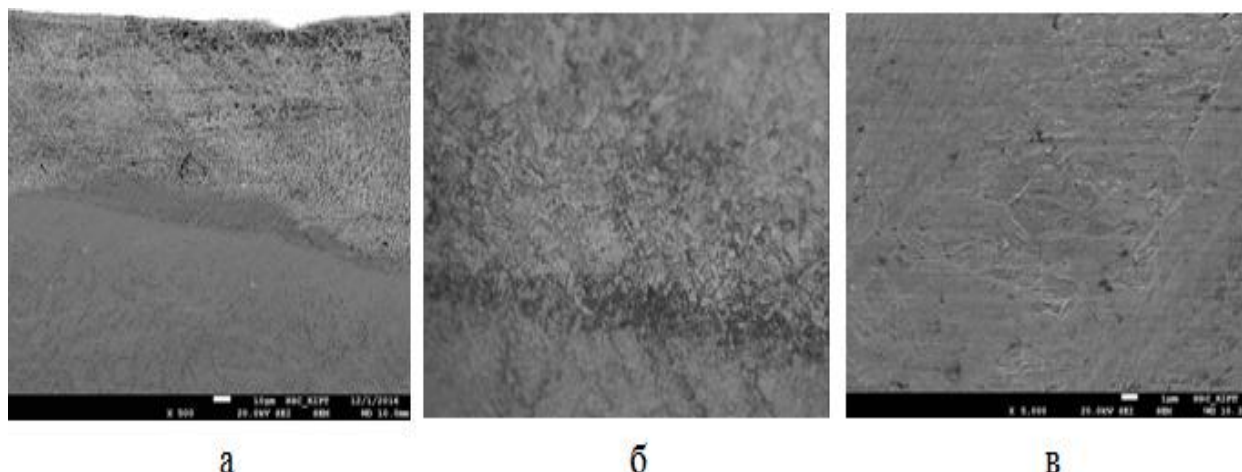


Рисунок 69 – Мікроструктура в зоні термічного впливу, шару виконаного ЕІЛ 15Х11МФ-ІІІ:

а – $\times 500$; б – $\times 800$; в – $\times 5000$

Виконано дослідження мікротвердості на частини пера лопатки, зміцненої за двома варіантами:

1. Зміцнення ЕІЛ на лопатці в стані після після об'ємної термообробки (без зміцнення СВЧ). Для порівняння виконано зміцнення традиційним електродом зі сплаву Т15К6 і зі сталі 15Х11МФ-ІІІ.

2. Зміцнення ЕІЛ на лопатці, що була попередньо загартована струмами високої частоти (комбіноване зміцнення), для імітації перекривання зони зміцнення по перу лопатки ділянки СВЧ і зміцнення електроіскровим легуванням сталлю 15Х11МФ-ІІІ (табл 17).

Таблиця 17 – Мікротвердість шару ЕІЛ

Досліджувана зона	Мікротвердість H_{μ} , МПа			
	ЕІЛ 15Х11МФ		ЕІЛ Т15К6	
	без загартування лопатки СВЧ	в поєднанні з загартуванням СВЧ	без загартування лопатки СВЧ	в поєднанні з загартуванням СВЧ
Поверхневий шар				

Кінець таблиці 17

	7140	7630	5840	6470
Зона термичного впливу				
Світла зона біля межі основного металу лопатки	4610	5200	4830	5300
Зона підвищеного травлення	4050	4800	3740	4830
Загартована СВЧ зона на відстані від межі ЕІЛ, мм:				
~ 0,1	2600	4420	2960	4420
0,15	2600	4230	2600	4230
0,2	-	4050	-	4050
0,5	-	3740	-	3590

Мікротвердість основного металу становить 2350-2410 МПа. На рис. 70-71 представлені гістограми виміру мікротвердості досліджуваних зразків. Мікротвердість основного металу становить 2350-2410 МПа [119].

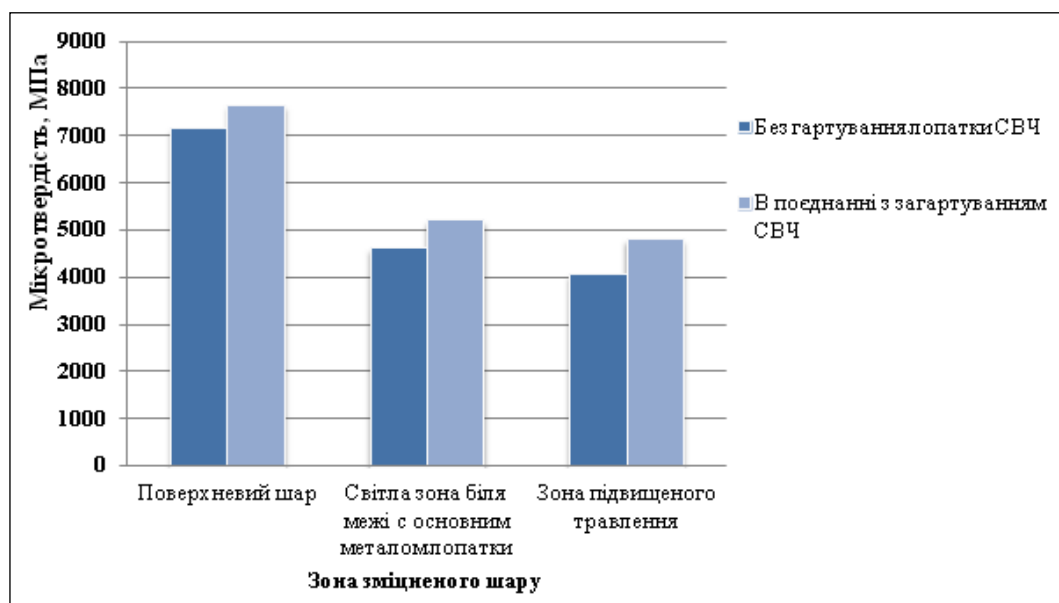


Рисунок 70 – Мікротвердість шару ЕІЛ, зміцненого сталлю 15Х11МФ-Ш



Рисунок 71 – Мікротвердість шару, зміцненого ЕІЛ сплавом Т15К6

Порівняльний аналіз результатів вимірів мікротвердості шарів, зміцнених методом ЕІЛ однозначно показує переваги зміцнення сталлю 15Х11МФ-Ш перед традиційним сплавом Т15К6.

Для дослідження розподілу мікротвердості на ділянці лопатки з перекриванням двох способів зміцнення – СВЧ і ЕІЛ виміряна мікротвердість на зразку лопатки, зміцненого електроіскровим легуванням на ділянці лопатки, попередньо загартованої СВЧ. Дослідження проводилося в 5 перетинах лопатки. Особлива увага приділялася зоні переходу від шару ЕІЛ до СВЧ. Результати вимірів наведені в табл. 18.

Таблиця 18 – Мікротвердість шару ЕІЛ при зміцненні електроіскровим легуванням зони лопатки, попередньо загартованої СВЧ

Відстань від поверхні, мм	Мікротвердість H_v , МПа				
	перетин 1	перетин 2	перетин 3	перетин 4	перетин 5
зміцнений шар ЕІЛ					
0,05	7000	7300	7630	6470	7210
0,1	6470	7000	7630	6470	6470
0,15	6000	6470	7210	4610	6470

Кінець таблиці 18

0,20	6140	5050	4420	6140	5050
	перетин 1	перетин 2	перетин 3	перетин 4	перетин 5
0,25	6000	5300	4500	6000	5300
0,30	6000	5300	6820	6000	5300
метал лопатки, зміцнення СВЧ					
< 0,05	5050	4900	5050	5050	5050
0,05	4830	4050	4000	5050	46100
0,15	4610	4050	3590	3740	4230
0,20	4610	4050	3590	3590	4050
0,30	4230	4050	4050	3740	3740
0,40	4050	3890	3890	3460	3590

З даних, наведених у таблиці 18, ми бачимо, що мікротвердість по глибині шару має неоднорідні значення, які пов'язані з відмінностями в структурі шару. Більш низькі значення мікротвердості (4420–4610 МПа) спостерігаються в зонах підвищеного травлення. Це обумовлено протіканням локальних процесів відпуску, а також неоднорідністю процесів легування в мікрометалургійних об'ємах розплавленого металу. Розподіл мікротвердості по глибині шару ЕІЛ, зміцненого сталлю 15X11МФ-Ш наведено на рис. 72

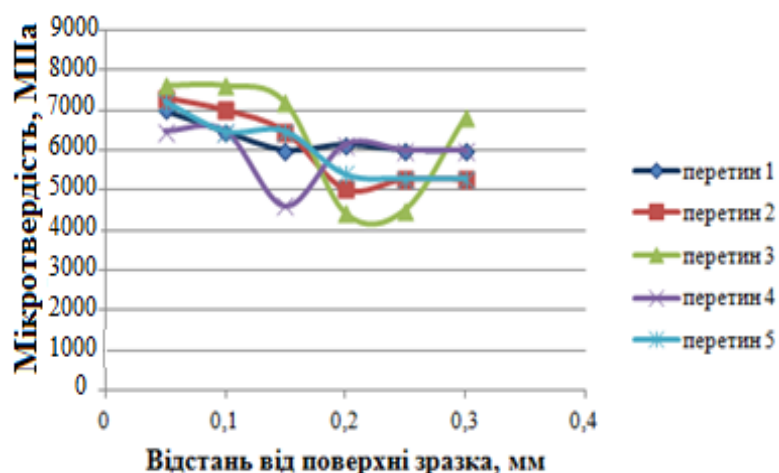


Рисунок 72 – Розподіл мікротвердості по глибині шару ЕІЛ, зміцненого сталлю 15X11МФ-Ш

На зразках лопаток, зміцнених методом ЕІЛ в комбінуванні з СВЧ, досягнуто підвищення твердості до 7630 МПа.

Для формування захисту від ерозії підтверджена можливість застосування сталі 15Х11МФ-Ш для зміцнення методом ЕІЛ. Мікротвердість на поверхні зміцненого шару при використанні сталі 15Х11МФ-Ш вище, ніж при використанні традиційного твердого сплаву Т15К6, мікротвердість перехідної зони, зони термічного впливу на різних відстанях від межі «основний метал-зміцнений шар» практично не відрізняється.

На основі проведених досліджень можна рекомендувати заміну застосовуваного зміцнюючого електрода зі сплаву Т15К6 на сталь 15Х11МФ-Ш для захисту від краплеударної ерозії вхідних кромek робочих лопаток парових турбін.

3.3.6 Дослідження впливу способів зміцнення на наномеханічні властивості зміцнених шарів

Для визначення механічних характеристик додатково до попередніх зразків був підготовлений зразок лопатки з локальним зміцненням електроіскровим легуванням сплавом Т15К6 і сталлю 15Х11МФ-Ш. Попередньо лопатка була загартована по вхідній кромці СВЧ. Для випробувань властивостей електроіскрове легування виконувалося як в області зміцнення СВЧ, так і поза нею. Нанесення зміцнення ЕІЛ на вхідну кромку, зміцнену СВЧ було виконано з метою моделювання ділянки накладення двох зон при зміцненні радіусу під поличним бандажем лопатки (рис. 73).

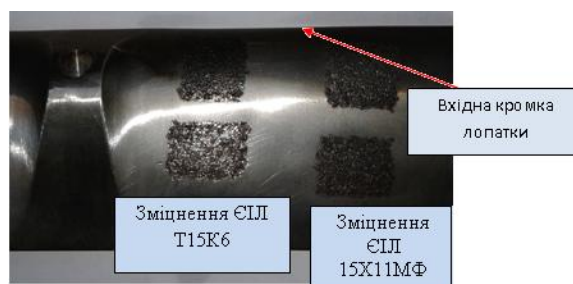


Рисунок 73 – Зразок лопатки до розрізання перед випробуваннями

Проведені випробування основних наномеханічних властивостей зразка сталі після об'ємного гартування і відпустку в стані без поверхневого зміцнення, після загартування струмами високої частоти, електроіскрового зміцнення сплавом Т15К6 і сталлю 15Х11МФ-Ш.

На рис. 74 наведене мікрозображення зразка після випробування. На фото видно відбитки від індентора. Відстань між відбитками становить 50 мкм.

Випробування проводилися за глибиною шліфа від зовнішнього краю зразка до центру (рис. 74). У кожній області наносилось не менш 20 відбитків на відстані 50 мкм одна від одної. Перша точка наносилася в 50 мкм від краю зразка. Навантаження на індентор становило 30 мН, глибина індентування при цьому була близько 500 нм. Для знаходження твердості і модуля пружності застосовувалася методика Олівера і Фарра [132-134].



Рисунок 74 – Зразок після випробувань, $\times 1000$

Для дослідження були підготовлені зразки, вирізані у поперечному напрямку відносно осі лопатки. Зовнішній вигляд зразка показаний на рис. 75.



Рисунок 75 – Зразок для випробувань нанотвердості $\times 1$

Результати випробувань основних наномеханічних властивостей зміцнених шарів лопаток наведені в таблицях 19-22.

Таблиця 19 – Результати випробувань нанотвердості зразка лопатки після об'ємної термообробки без поверхневого зміцнення

Відстань від краю, d, мкм	Нанотвердість H, ГПа	Модуль Юнга E, ГПа	H/E
50	3,99	232,99	0,02
100	3,77	219,15	0,02
150	4,15	238,59	0,02
200	3,81	215,99	0,02
250	4,10	222,86	0,02
300	4,30	261,88	0,02
350	4,30	247,37	0,02
400	4,04	251,29	0,02
450	4,01	231,48	0,02
500	3,70	230,80	0,02
550	3,96	245,40	0,02
600	3,88	239,01	0,02
650	3,88	239,01	0,02
700	3,97	226,84	0,02
750	3,73	222,91	0,02

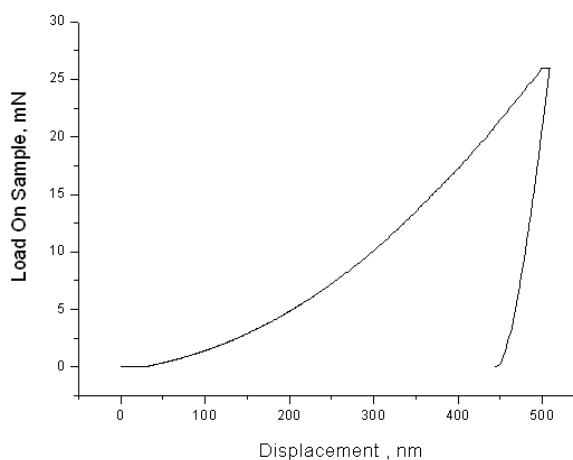


Рисунок 76 – Діаграма навантаження для зразка лопатки в стані без зміцнення

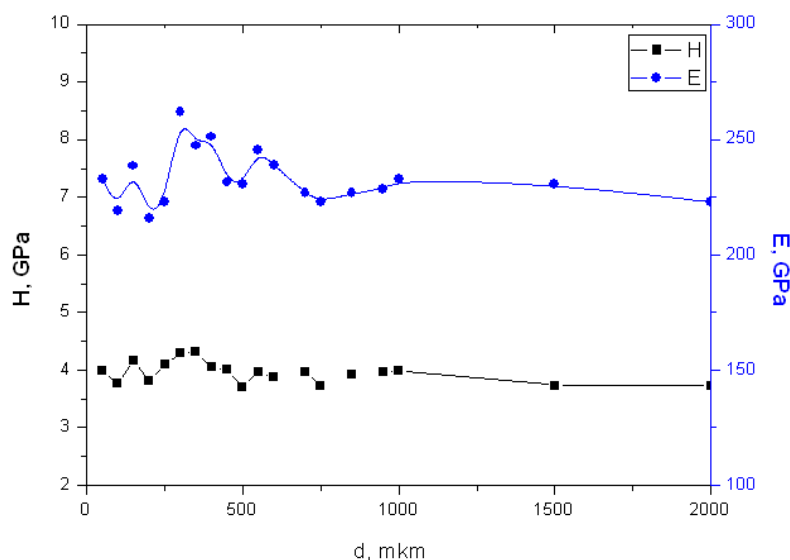


Рисунок 77 – Нанотвердість H і модуль пружності E зразка сталі 15X11МФ-Ш в початковому стані без зміцнення

Результати вимірів твердості і модуля Юнга рівномірні, свідчать про однорідність структурного стану, твердість даного зразка знаходиться в діапазоні 3,7–4,3 ГПа, модуль Юнга – 215–245 ГПа.

Таблиця 20 – Результати випробувань нанотвердості зразка лопатки, зміцненого СВЧ

Відстань від краю, d , мкм	Нанотвердість, H , ГПа	Модуль Юнга, E , ГПа	H/E
50	6,363	228,61	0,03
100	5,593	218,035	0,03
150	5,739	220,044	0,03
200	5,445	220,496	0,02
250	5,383	208,946	0,03
300	5,69	223,847	0,03
350	6,06	219,918	0,03
400	5,642	211,449	0,03
450	6,142	227,171	0,03
550	5,813	223,839	0,03
600	6,026	230,009	0,03

Кінець таблиці 20

650	5,449	239,643	0,02
700	5,545	230,551	0,02
750	5,494	203,593	0,03
800	4,787	215,003	0,02
900	3,932	212,857	0,02
950	3,932	212,857	0,02
1000	3,932	212,857	0,02
2000	3,98	250,642	0,02
3000	3,995	240,461	0,02

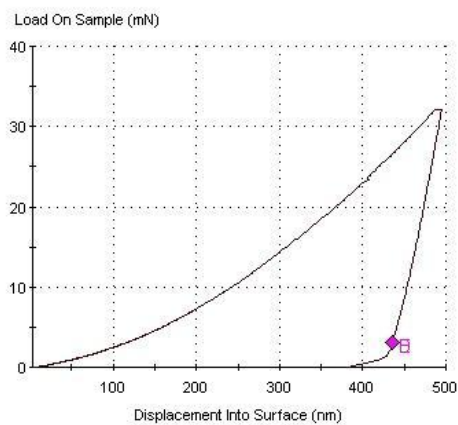


Рисунок 78 – Діаграма навантаження зразка, зміцненого СВЧ

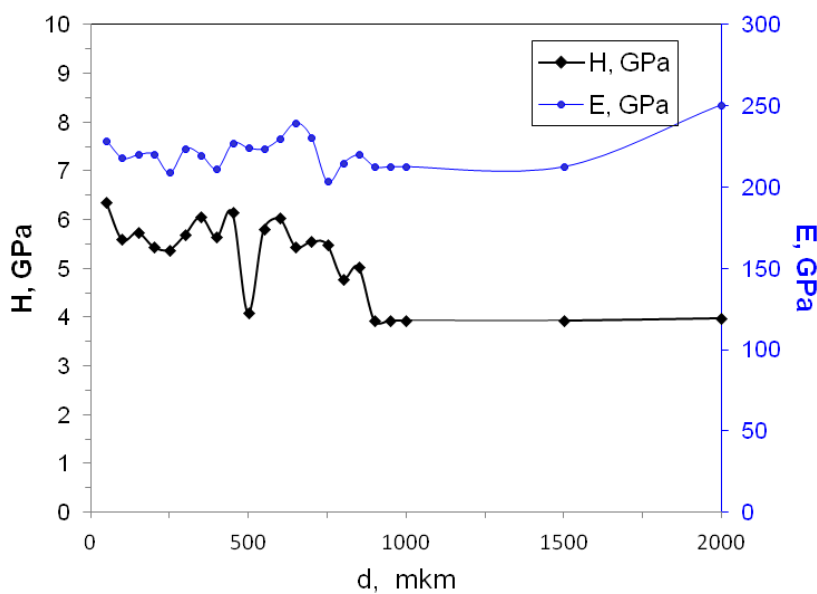


Рисунок 79 – Нанотвердість Н і модуль пружності Е, зразка зміцненого СВЧ

Таблиця 21 – Результати випробувань нанотвердості зразка лопатки, зміцненого ЕІЛ Т15К6

Відстань від краю, d.	Область ЕІЛ Т15К6			Область комбінування ЕІЛ Т15К6 і СВЧ		
	Нанотвердість, Н, ГПа	Модуль Юнга, Е ГПа	Н/Е	Нанотвердість, Н, ГПа	Модуль Юнга, Е ГПа	Н/Е
50	5,247	231,640	0,023	5,693	231,556	0,025
100	5,247	231,640	0,023	5,693	231,556	0,025
150	4,873	246,051	0,020	5,693	231,556	0,025
200	4,418	233,961	0,019	5,946	228,136	0,026
250	5,366	234,016	0,023	5,909	224,831	0,026
300	3,978	257,286	0,015	5,729	243,915	0,023
350	3,882	242,309	0,016	5,804	230,117	0,025
400	3,970	234,483	0,017	5,724	231,218	0,025
450	4,028	235,016	0,017	5,747	236,222	0,024
500	4,088	241,174	0,017	3,512	190,494	0,018
550	4,167	255,047	0,016	5,588	248,881	0,022
600	3,944	236,720	0,017	5,511	243,706	0,023
650	4,002	223,652	0,018	5,66	243,437	0,023
700	3,947	233,096	0,017	3,783	238,907	0,016
750	4,235	246,465	0,017	4,225	225,022	0,019
800	4,235	246,465	0,017	4,476	251,423	0,018
850	4,235	246,465	0,017	4,166	226,672	0,018
900	4,517	259,087	0,017	3,657	248,519	0,015
950	4,119	243,068	0,017	3,635	242,899	0,015

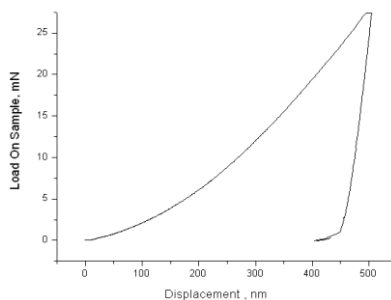


Рисунок 80 – Діаграма навантаження для зразка лопатки, зміцненого ЕІЛ Т15К6

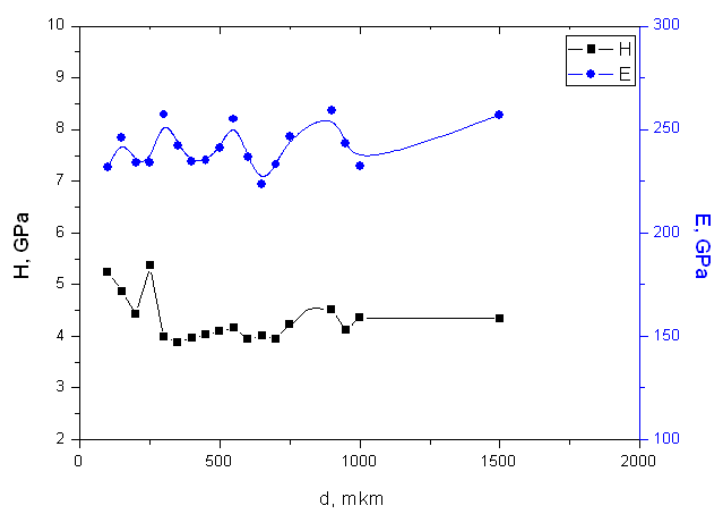


Рисунок 81 – Нанотвердість Н і модуль пружності Е зразка, зміцненого ЕІЛ Т15К6

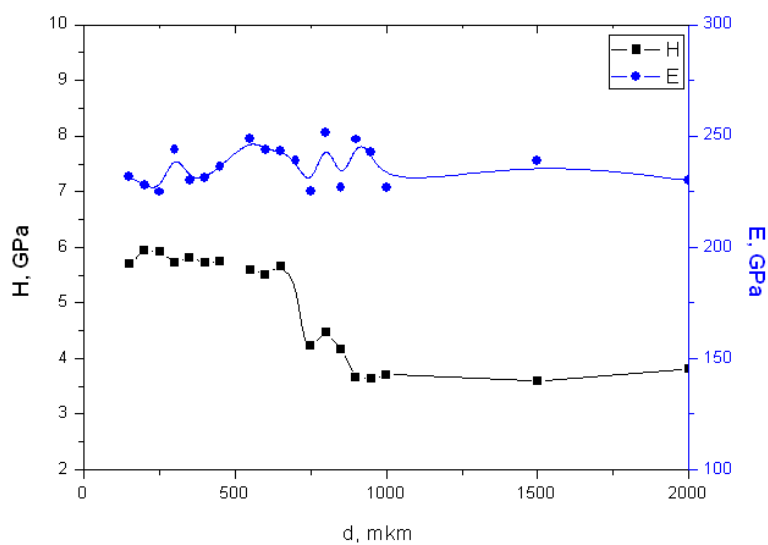


Рисунок 82 – Нанотвердість Н і модуль пружності Е зразка лопатки, зміцненого комбінованим способом ЕІЛ Т15К6 і СВЧ

Таблиця 22 – Результати випробувань нанотвердості зразка лопатки, зміцненого ЕІЛ 15Х11МФ-Ш

Від- стань від краю, d, мкм	Область ЕІЛ 15Х11МФ-Ш			Область ЕІЛ 15Х11МФ-Ш +ТВЧ		
	Нанотве рдість, Н, ГПа	Модуль Юнга, Е, ГПа	Н/Е	Нанотвердіс ть, Н, ГПа	Модуль Юнга, Е, ГПа	Н/Е
50	5,899	230,264	0,023	5,959	242,033	0,025
100	6.011	230,264	0,023	5,959	242,033	0,025
150	5,877	232,748	0,025	5,959	242,033	0,025
200	5,877	236,904	0,022	5,959	242,033	0,025
250	5,394	240,984	0,022	6,143	238,026	0,026
300	5,394	240,984	0,022	5,636	233,410	0,024
350	5,394	240,984	0,022	5,663	243,670	0,023
400	5,394	240,984	0,022	5,087	240,764	0,021
450	3,409	230,026	0,015	6,142	248,737	0,025
500	3,537	218,072	0,016	5,799	247,021	0,023
550	3,322	231,457	0,014	5,210	242,676	0,021
600	3,439	222,423	0,015	5,166	239,598	0,022
650	3,572	249,497	0,014	4,363	240,831	0,018
700	3,708	235,98	0,016	4,113	239,385	0,017
750	3,598	238,43	0,015	3,697	248,318	0,015
800	3,495	234,145	0,015	3,436	245,522	0,014
850	3,495	234,145	0,015	3,664	224,244	0,016
900	3,495	234,145	0,015	4,011	248,485	0,016

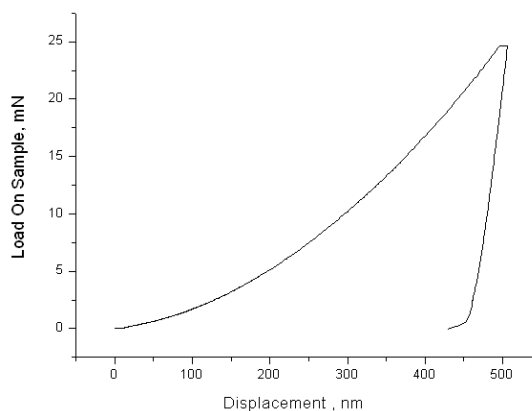


Рисунок 83 – Діаграма навантаження для зразка лопатки, зміцненого ЕІЛ 15Х11МФ-Ш

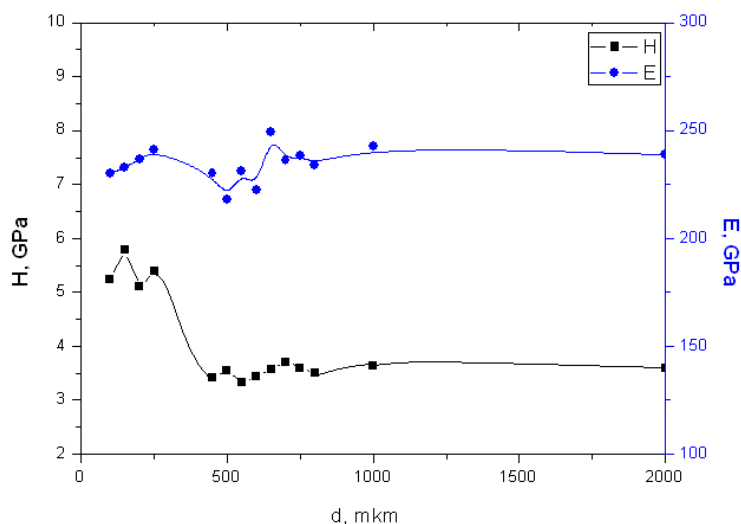


Рисунок 84 – Нанотвердість H і модуль пружності E зразка, зміцненого, ЕІЛ 15X11МФ-Ш

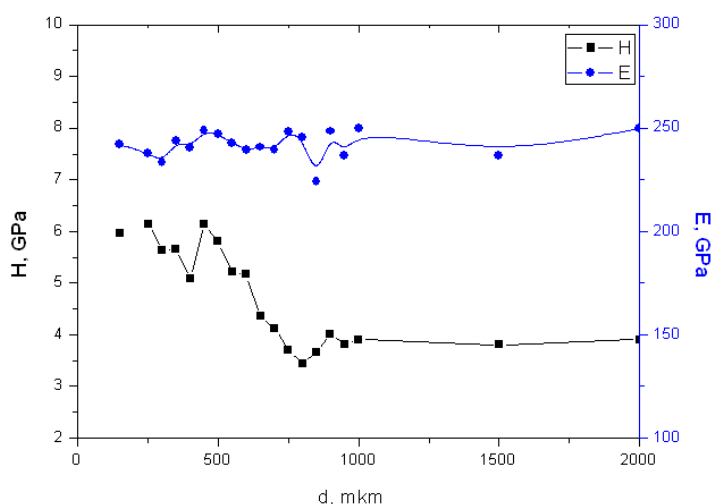


Рисунок 85 – Нанотвердість H і модуль пружності E зміцненого ЕІЛ 15X11МФ-Ш після зміцнення СВЧ

Однією з основних характеристик матеріалу при наноіндентуванні є відношення його твердості H до модуля пружності (модуля Юнга) H/E [130-134]. Відомо, що величина H/E характеризує здатність матеріалу до зміни його розмірів і форми в процесі деформації і може служити якісною порівняльною характеристикою опору матеріалів деформування при механічному навантаженні, тобто відображає його структурний стан [132]. Величина H/E також використовується для характеристики здатності матеріалу до зносу при

терті. За високих значень можна судити про підвищення зносостійкості матеріалів. Для збільшення опору деформації потрібно при високій твердості прагнути до мінімально можливого модуля Юнга. Як видно з діаграм, наведених на рисунках 86-87, зміцнені шари мають більш високі значення H/E , ніж сталь 15X11МФ-Ш без зміцнення.

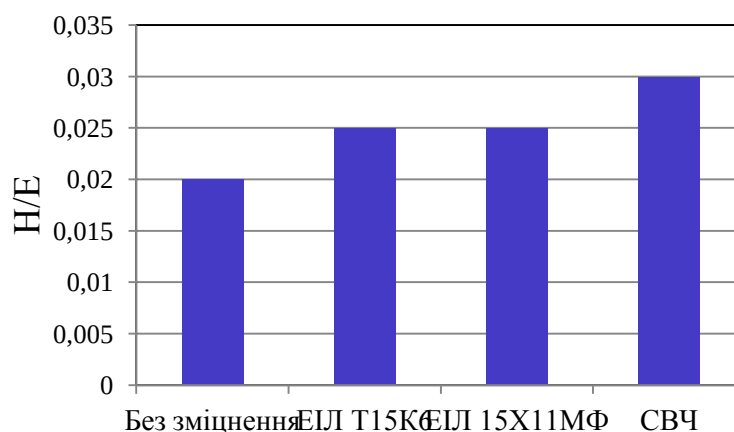


Рисунок 86 – Діаграма відношення нанотвердості до модуля Юнга H/E в залежності від способу зміцнення

Цікаво, як змінюється залежність H/E відносно способу зміцнення. Найбільш високі значення H/E 0,03 у зразка, зміцненого СВЧ. При однаковому способі зміцнення (ЕІЛ) різними матеріалами отримали значення 0,025. У стані без зміцнення сталь 15X11МФ-Ш має менший показник H/E 0,02.

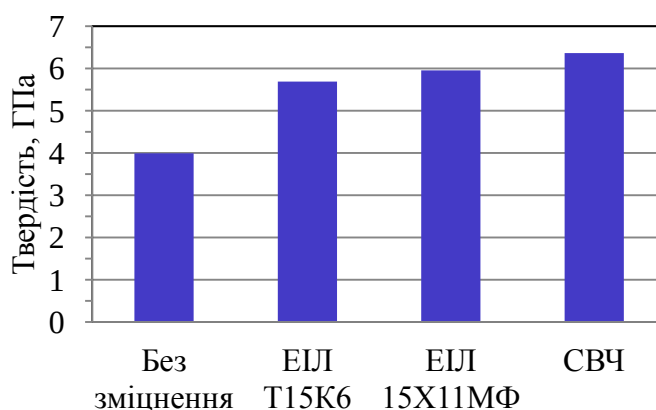


Рисунок 87 – Діаграма нанотвердості в залежності від способу зміцнення

Найбільші значення твердості поверхневого шару отримані на зразку, зміцненому СВЧ. При електроіскровому способі легуванні зміцнення сталлю 15X11МФ-Ш показало більш високі значення в порівнянні з традиційним сплавом Т15К6.

Визначено основні наномеханічні характеристики поверхневих шарів лопатки, зміцненої в області вхідної кромки струмами високої частоти, електроіскровим легуванням сплавом Т15К6, сталлю 15X11МФ-Ш, ідентичною металу лопатки.

Нанотвердість після об'ємної термообробки без поверхневого зміцнення становить 3,99 ГПа становить, модуль Юнга 232,99 ГПа.

Нанотвердість поверхні зразка лопатки, зміцненого СВЧ, становить 6,36 ГПа, модуль Юнга становить 228,61 ГПа.

Нанотвердість поверхні зразка лопатки, зміцненого ЕІЛ Т15К6 становить 5,247 ГПа, модуль Юнга 231,64 ГПа.

Нанотвердість поверхні зразка лопатки, зміцненого ЕІЛ 15X11МФ-Ш становить 6.011 ГПа, 230,26 ГПа.

Вплив на поверхню лопатки СВЧ підвищує твердість в 1,59 рази, ЕІЛ Т15К6 в 1,32 рази, ЕІЛ 15X11МФ-Ш також в 1,32.

У зонах перекривання областей, зміцнених СВЧ і ЕІЛ 15X11МФ-Ш та СВЧ і ЕІЛ Т15К6, спостерігається більш значне підвищення твердості в порівнянні з зміцненням тільки методом ЕІЛ. Послідовне зміцнення СВЧ і ЕІЛ Т15К6 в порівнянні з вихідним станом лопатки підвищує твердість в 1,49 раз, СВЧ і ЕІЛ 15X11МФ-Ш - в 1,42 рази.

Найбільше значення величини Н/Е 0,03, як характеристики здатності матеріалу до зносу при терті отримано при зміцненні СВЧ, в разі зміцнення ЕІЛ - 0,23, що на 17 % менше.

3.4 Висновки до розділу 3

1. Досліджено процеси структуроутворення сталі 15X11МФ-Ш після об'ємної

термічної обробки. Встановлений оптимальний режим термічної обробки для лопаток зі сталі 15X11МФ. Рекомендована об'ємна термічна обробка для отримання необхідних властивостей складається з гартування з температур 990-1010 °С з охолодженням в оливі та відпуску при 690-710 10°С, або калібрування, поєднане з гартуванням з температур 1050-1070 °С, серед охолодження - олива, відпуск 680-710°С °С, 3 години, охолодження на повітрі. Така термічна обробка забезпечує високі стабільні механічні властивості сталі, а також оптимальну структуру для наступного поверхневого зміцнення.

2. Обрано режим поверхневого загартування з нагрівом СВЧ, що забезпечив глибину загартованого шару 0,5-3,0 мм з твердістю 35-52 HRC.
3. Досліджена мікроструктура і визначено фазовий склад шару лопатки, зміцненого струмами високої частоти. Мікроструктура являє собою мартенсит відпуску з наявністю карбідів Cr_3C_2 і Cr_7C_3 .
4. Визначено механічні характеристики шару, зміцненого СВЧ: максимальні значення мікротвердості на боковій поверхні становлять $H_{50} = 5560$ МПа, вхідній кромці – $H_{50} = 4830$ МПа. Нанотвердість поверхні зразка лопатки, зміцненого СВЧ, становить 6,36 ГПа, модуль Юнга становить 250 ГПа.
5. Проведені дослідження розподілу залишкових напружень в шарі, зміцненому струмами високої частоти. Розподіл залишкових напружень має сприятливий характер: на поверхні лопатки діють стискаючі напруги 700 МПа, що значно зменшує ймовірність утворення тріщин при експлуатації.
6. Підібрано режими зміцнення кромки лопаток зі сталі 15X11МФ-Ш струмами високої частоти і електроіскровим легуванням, які забезпечили надійне зчеплення з основним металом, відсутність дефектів в зміцненому шарі.
7. Обґрунтовано застосування зміцнення методом електроіскрового легування сталлю 15X11МФ-Ш, однойменної зі сталлю лопатки. Виконано комплекс дослідно-технологічних розробок, проведені металографічні дослідження, визначено структурно-фазовий склад зміцнених шарів, аналіз механічних властивостей, корозійної стійкості. Дослідження підтвердили, що в результаті електроіскрового легування сталлю 15X11МФ-Ш, як матеріал лопатки,

можливо отримати захисний шар з високою твердістю за рахунок збільшення концентрації хрому до 44%.

8. Рентгенографічним аналізом встановлено фазовий склад шару, зміцненого електроіскровим легуванням сталлю 15X11МФ-Ш, який складається з α -Fe, γ -Fe, в незначній кількості з магнетиту Fe_3O_4 .
9. .Визначено основні наномеханічні характеристики поверхневих шарів лопатки, зміцненої в області вхідної кромки струмами високої частоти, електроіскровим легуванням сплавом Т15К6, сталлю 15X11МФ-Ш, ідентичною металу лопатки. Вплив на поверхню лопатки СВЧ підвищує нанотвердість в 1,59 рази, ЕІЛ Т15К6 в 1,32 рази, ЕІЛ 15X11МФ-Ш також в 1,32. У зоні перекривання області, зміцненої СВЧ і ЕІЛ 15X11МФ-Ш, зміцненої СВЧ і ЕІЛ Т15К6 спостерігається більш значне підвищення твердості в порівнянні зі зміцненням тільки методом ЕІЛ. Послідовне зміцнення СВЧ і ЕІЛ Т15К6 в порівнянні з вихідним станом лопатки підвищує твердість в 1,49 раз, СВЧ і ЕІЛ 15X11МФ-Ш в 1,42 рази.
10. Найбільше значення величини Н/Е 0,03, як характеристики здатності матеріалу до зносу при терті, отримано при зміцненні СВЧ, в разі зміцнення ЕІЛ 0,23, що на 17% менше.
11. На основі проведених досліджень можна рекомендувати заміну застосовуваного зміцнюючого електрода зі сплаву Т15К6 на сталь 15X11МФ-Ш для захисту від краплеударної ерозії вхідних кромek робочих лопаток парових турбін.

3.5 Список використаних джерел у розділі 3

У розділі використані джерела [111-116; 118-123; 127-141]. Їх найменування представлені у загальному списку використаних джерел.

РОЗДІЛ 4

ВПЛИВ СПОСОБІВ ЗМІЦНЕННЯ НА КОРОЗІЙНО-ЕРОЗІЙНУ СТІЙКІСТЬ ВХІДНИХ КРОМОК ЛОПАТОК

Проблема ерозійно-корозійного руйнування лопаток останніх ступенів парових турбін значною мірою обумовлена агресивним впливом корозійного середовища. З метою визначення корозійної дії середовища відібрано проби води на АЕС турбіни К 220-44-2. Значення кислотності проб води наведені в табл. 23.

Таблиця 23 – Результати вимірювання кислотності води, рН і електричної провідності, G

Номер зразка	рН	G, мкС·см ⁻¹ S см
1.	11,09	580
2.	10,34	235
3.	11,55	810
4.	10,31	210
5.	9,4	20,5
6.	9,7	14,5
7.	9,7	15,0
8.	9,81	22,5

У всіх відібраних зразках рН>7, значення кислотності коливаються від 9,4 до 11,55, що за значеннями рН відповідає лужному (основному) розчину. Електрична провідність змінюється в досить значних межах: в зразках 1-4 провідність змінюється від 210 до 810 мкС·см⁻¹, в зразках 5-8 від 14,5 до 22,5 мкС·см⁻¹, що свідчить про неоднорідність води за вмістом домішок. Також визначали вміст аніонів у отриманих зразках води. Вимірювання порівнювали з результатами двох «порожніх тестів», тобто з контейнером очищеного зразка, (вода була оброблена фільтром MilliPore, азотною кислотою, MilliQ).

В таблицях 24-27 показані ці результати.

Таблиця 24 – Визначення вмісту іонів у зразках води

Номер зразка	Вміст іонів, мг·дм ⁻³					
	Cl	NO ₂ ⁻	Br ⁻	NO ₃ ⁻	SO ₄ ⁻ , SO ₃ ⁻	PO ₄ ⁻
1.	0,05	5,28	-	0,55	0,04	-
2.	0,1	0,07	-	0,16	0,03	-
3.	0,07	21,6	-	9,88		-
4.	0,04	0,04	-	0,13	0,02	-

В зразках 1-4 виявлено високий вміст нітриту NO₂⁻ або вміст нітратів NO₃⁻. Це може бути пов'язано з реакцією гідразину з киснем, він не присутній в умовах експлуатації, утворився при взаємодії з киснем під час відбору проб, зберігання, транспортування та підготовки до вимірювання. Крім того, зазначимо, що нітрит веде себе як активатор корозії в хромонікелевих сплавах у певному діапазоні концентрацій. Визначення вмісту металу в зразках води виконувалося методом атомно-емісійної спектроскопії з індуктивно зв'язаною плазмою. Вміст катіонів металів зразків аналізували методом ІСР. Наведені нижче таблиці показують ці результати по відношенню до «порожніх тестів». Останні надають інформацію про точність і чутливість вимірювання.

Таблиця 25 – Елементний аналіз домішок в пробах води

Вміст хімічних елементів, мг·дм ⁻³											
Номер зразка	Li	Be	Na	Mg	Al	K	Ca	Fe	Rb	Sr	Cs
1.	0,13	<0,1	67	2	33	17	32	12	0,01	<1,0	0,08
2.	0,05	<0,1	84	4	14	27	17	5	0,06	<1,0	0,05
3.	0,24	<0,1	178	3	<3,0	121	82	2	0,26	<1,0	0,40

Продовження таблиці 25

4.	<0,1	<0,1	43	<1	3	18	24	6	0,03	<1,0	0,05
5.	<0,1	<0,1	21	<1	4	11	45	7	0,02	<1,0	0,02
6.	<0,1	<0,1	21	3	7	39	27	17	0,04	<1,0	0,03
7.	<0,1	<0,1	22	<1	3	13	<1,0	3	<0,01	<1,0	0,03
8.	<0,1	<0,1	< 5	2	4	6	33	7	<0,01	<1,0	0,01

Таблиця 26 – Елементний аналіз домішок в пробах води

Вміст хімічних елементів, мг·дм ⁻³										
Номер зразка	B	Cr	Mn	Co	Ni	Cu	Zn	As	Se	Mo
1.	31,0	3,03	1,08	0,03	5,51	6,84	38,9	0,07	0,14	0,38
2.	49,9	0,34	0,22	<0,02	0,33	0,79	<5	<0,05	0,27	0,03
3.	66,6	0,25	0,15	<0,02	0,42	0,80	<5	0,06	<0,05	0,07
4.	10,1	0,54	0,16	<0,02	0,16	1,09	6,4	<0,05	0,14	<0,02
5.	7,1	0,12	0,19	<0,02	0,60	0,76	12,3	<0,05	<0,05	<0,02
6.	10,2	0,22	0,39	<0,02	1,70	0,49	<5	<0,05	<0,05	0,87
7.	5,5	0,08	0,29	<0,02	6,59	0,71	<5	<0,05	<0,05	<0,02
8.	3,8	0,06	0,42	<0,02	0,91	0,61	<5	<0,05	<0,05	0,07

Таблиця 27 – Елементний аналіз домішок в пробах води

Вміст хімічних елементів, мг·дм ⁻³									
Номер зразка	Ag	Cd	Sn	Sb	Ba	W	Au	Hg	Pb
1.	0,07	<0,02	<0,02	<0,02	0,38	0,13	0,07	0,02	0,22
2.	<0,02	<0,02	0,02	<0,02	0,08	0,03	0,02	<0,02	0,09
3.	0,12	<0,02	0,06	0,03	0,93	0,40	0,16	<0,02	<0,02
4.	<0,02	<0,02	<0,02	<0,02	1,77	0,02	0,02	<0,02	0,19
5.	0,08	0,07	0,3	<0,02	1,35	0,10	0,36	<0,02	0,23

Кінець таблиці 27

6.	0,03	<0,02	<0,02	<0,02	0,22	0,01	0,03	<0,02	0,06
7.	0,13	<0,02	<0,02	<0,02	<0,05	0,02	0,02	<0,02	0,04
8.	<0,02	<0,02	<0,02	<0,02	<0,05	0,01	0,01	0,07	0,03

Виходячи з результатів вимірювань, зразок 1 містить надзвичайно велику кількість іонів металів, а саме Al, Fe, Cr, Ni, Cu, Zn. Присутність в пробах води домішок металів свідчить про протікання ерозійних процесів при експлуатації лопаткового апарату турбін. Було встановлено, що досліджені проби води мають лужну розчину реакцію та містять й інші провокатори корозії. Нітрити та нітрати присутні в складі йонів в дуже невеликих кількостях. Електромагнітною пасткою Fe-«відстій» знайдено Cr, W, вміст яких може бути тільки результатом деякої корозії, ерозії лопаток, що цілком логічно: лопатки виготовлені з хромонікелевої сталі 15X11МФ-Ш, вхідні кромки зміцнені сплавом Т15К6 на основі карбіду вольфраму. Відповідно до отриманих результатів якості води при дослідженнях обрано корозійне середовище HN_3 з показником рН 9,6. Виконано дослідження зразків від трьох лопаток, вхідна кромка яких була зміцнена різними методами: загартуванням СВЧ з наступним відпуском (зразок 1), електроіскровим легуванням традиційним сплавом Т15К6 (зразок 2), електроіскровим легуванням сталлю, ідентичною матеріалу лопатки, 15X11МФ-Ш (зразок 3). Зразки були вирізані з лопаток 5 ступеня зі сталі 15X11МФ-Ш.

4.1 Дослідження корозійної стійкості шару, загартованого струмом високої частоти

Зразки для дослідження вирізалися із зони вхідної кромки лопатки 5 ступеня ротора низького тиску, зміцненої загартуванням струмами високої частоти за наведеними вище режимами. На рис. 88 представлений зовнішній вигляд зразка 1 від лопатки, вхідна кромка якої зміцнена струмом високої

частоти (СВЧ).

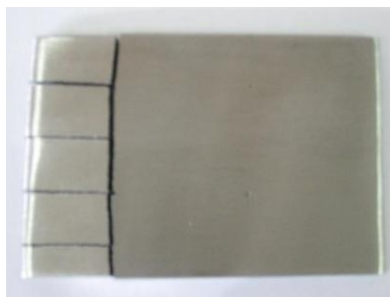


Рисунок 88 – Зовнішній вигляд зразка лопатки 1, зміцненого СВЧ, $\times 0,3$

Дослідження стану поверхні зразка лопатки, зміцненого СВЧ, виконувалося на двох ділянках, маркованих як «позиція 1» і «позиція 2». Частина зразка «позиція 1» перебувала в середовищі пари, частина зразка «позиція 2» була занурена у водний розчин з показником рН 9,6. Стан поверхні зразка до випробувань фіксувалося за допомогою SEM-зображення. SEM-зображення зразка 1 показані на рис. 89, 90 при збільшеннях $50\times$ і $1000\times$ до впливу корозійного середовища. Можна бачити, що поверхня досить однорідна, гладка, без механічних пошкоджень. Пори, тріщини при цьому розділенні оптичного зображення не виявляються.

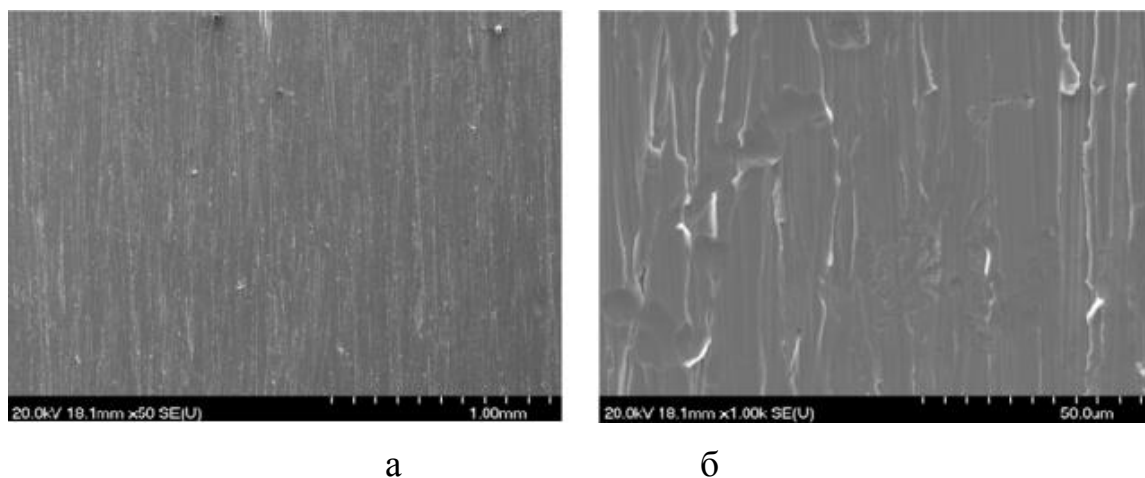
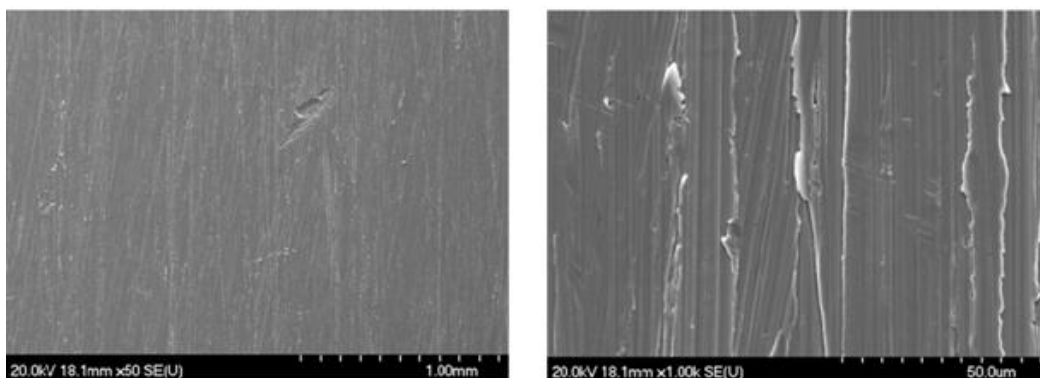


Рисунок 89 – SEM-зображення поверхні зразка 1 позиція 1, загартованого СВЧ: а – збільшення $50\times$; б – збільшення $1000\times$



а

б

Рисунок 90 –Зразок 1. SEM-зображення поверхні зразка 1 позиція 2, загартованого СВЧ: а – збільшення 50×; б – збільшення 1000×

Для аналізу структурного стану і визначення фазового складу з поверхні зразків були зняті рентгенівські дифрактограми. XDR спектр зразка 1, зміцненого СВЧ, показаний на рис. 91.

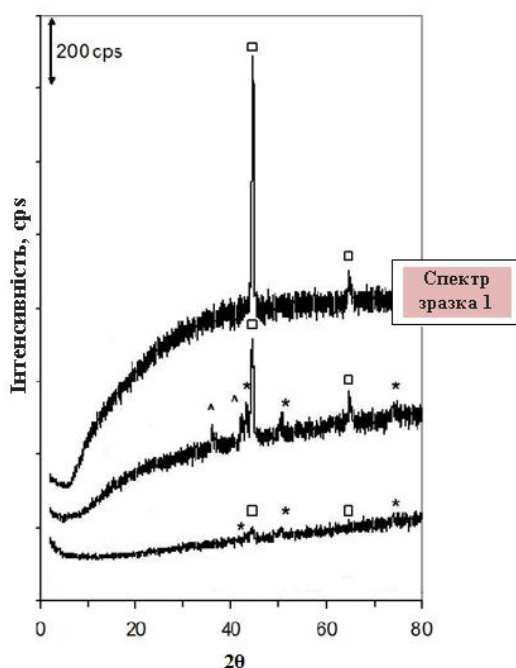


Рисунок 91 – Рентгенівські дифрактограми поверхні досліджуваних зразків. Ідентифіковані фази: □ –ферит, * - аустеніт, ^ - нестехіометричний нітрид титану, карбід

Ідентифікована тільки α -фаза на основі Fe. Крім стабільної форми фериту

заліза, не було виявлено іншої відмінної ознаки «фонового шуму». Феритова карта JCPDS-карта наведена на рис. 92.

06-0696		Wavelength= 1.5405			
Fe	d(Å)	Int	h	k	l
Iron	2.0268	100	1	1	0
	1.4332	20	2	0	0
	1.1702	30	2	1	1
Iron, syn	1.0134	10	2	2	0
	.9064	12	3	1	0
	.8275	6	2	2	2
Rad.: CuKα1 λ: 1.5405 Filter: Ni Beta d-sp:					
Cut off: Int.: Diffract. I/ICor.:					
Ref: Swanson et al., Natl. Bur. Stand. (U.S.), Circ. 539, IV, 3 (1955)					
Sys.: Cubic S.G.: Im3m (229)					
a: 2.8664	b:	c:	A:	C:	
α:	β:	γ:	Z: 2	mp:	
Ref: Ibid.					
Dx: 7.875 Dm: SS/FOM: F g = 225(.0044 , 6)					
Color: Gray, light gray metallic					
Pattern taken at 25 C. CAS #: 7439-89-6. The iron used was an exceptionally pure rolled sheet prepared at the NBS, Gaithersburg, Maryland, USA, [Moore, C. J. Met., 5 1449 (1953)]. It was annealed in an H ₂ atmosphere for 3 days at 1100 C and slowly cooled in a He atmosphere. Total impurities of sample <0.0013% each metals and non-metals. γ-Fe (fcc)–(1390 C) α-Fe (bcc). Opaque mineral optical data on specimen from Meteorite: RE2Re= 57.7, Disp.=16, VHN=158 (mean at 100, 200, 300), Color values=.311, .316, 57.9, Ref.: IMA Commission on Ore Microscopy QDF. W type. Iron SuperGroup, 1C-disordered Group. Also called: ferrite..					
PSC: c12. See ICSD 84795 (PDF 85-1410). Mwt: 55.85.					
Volume[CD]: 23.55.					

Рисунок 92 – Феритова JCPDS-карта зразка 1

Для отримання додаткової інформації про склад поверхні отриманий спектр XPS. На рис. 93 показаний спектр огляду зразка 1 після п'яти хвилин травлення. Травлення здійснювалося бомбардуванням іонами при напрузі + 2 keV в середовищі Ar⁺.

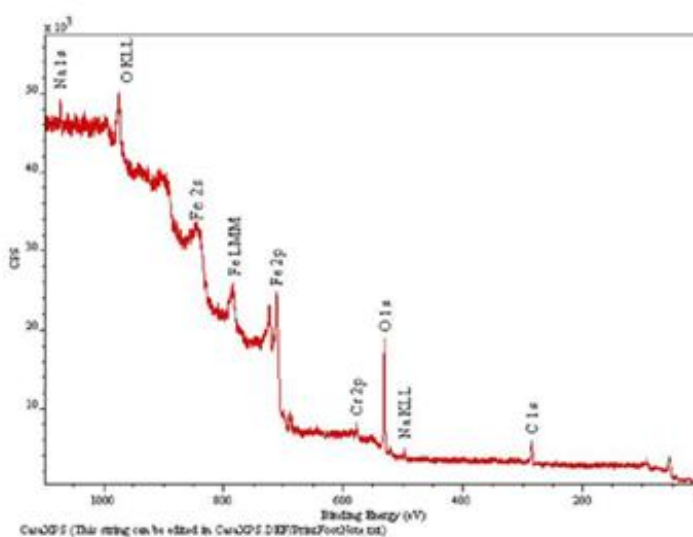


Рисунок 93 – Огляд спектра зразка 1 через 5 хвилин бомбардування Ar + 2 keV

Крім компонентів елементів Cr, C, Fe, показаних на малюнку, також у невеликій кількості виявлені Si, Ca, N і Ti, які перебували на поверхні зразка. Na, ймовірно, походить з утримувача зразка. Металеві елементи присутні в тому чи іншому ступені окисленої форми: титан Ti^{4+} , хром Cr^{4+} , кальцій Ca^{2+} . Залізо є свідком спектру. Вже в не травленому стані його можна ідентифікувати в двох різних ступенях окислення, в значній мірі Fe^{2+} ($Fe2p_{3/2} = 710,7$ eV), можна чітко визначити металеве залізо (707,0 eV). Наступні піки були ідентифіковані на зразку в не травленому стані на спектрі іонного розпилення, елементи, показані на фігурі ISS (рис. 94), розшташовані у зовнішньому шарі зразка.

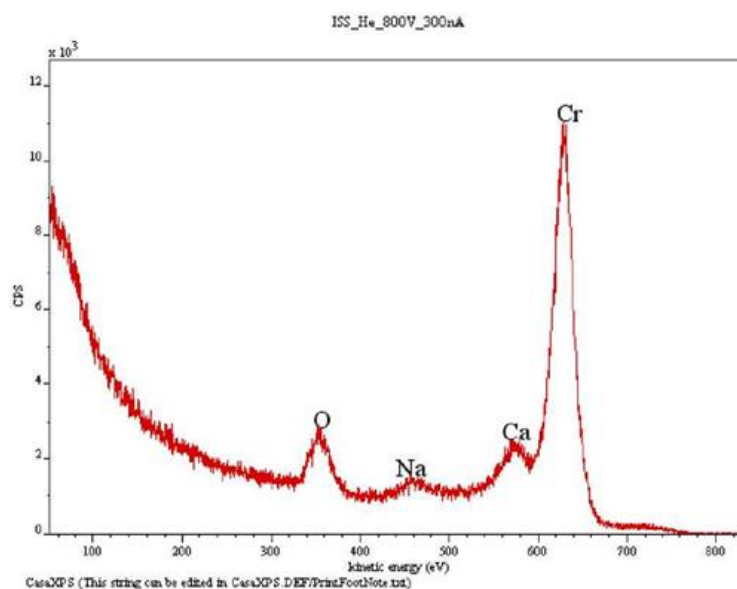


Рисунок 94 – Спектр сигналу зразка 1, іони ISS 800 eV He^+ , характеристика записана без травлення

У порівнянні з непротравленим оглядовим спектром при спектроскопії іонного розсіювання ISS виявлено значну кількість хрому в зовнішньому ядерному шарі.

Зміни інтенсивності травлення на спектрах XPS як функції часу травлення проілюстровано на наступному рис. 95. Поверхневий вміст вуглецю швидко

зменшується, тобто, ймовірно, що сигнал походить від забруднених вуглецем шарів. Це є ознакою забруднення вуглецем при термічній обробці. При цьому інтенсивність сигналу заліза і хрому зростає, співвідношення інших компонентів практично не змінюється. Як згадувалося вище, фтор і натрій, ймовірно, показують електрони, розсіяні із тримача зразка. Аналіз хімічних елементів по глибині зразка 1 лопатки, зміцненого струмами високої частоти, показаний на рис. 95.

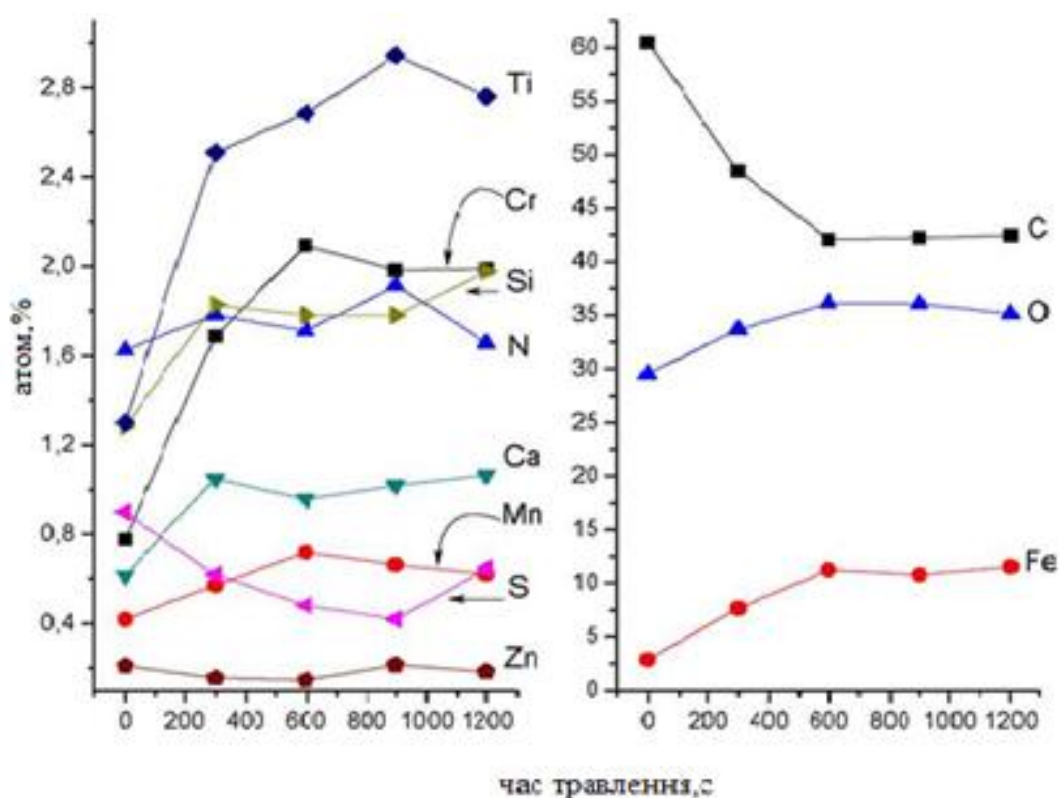


Рисунок 95 – Аналіз хімічних елементів по глибині зразка 1, травлення при 2 кеВ променями Ag^+

Абсолютні відсотки інгредієнтів не є абсолютно точними (вони не містять всіх елементів), але їх пропорція є інформативною. Склад зразка відповідає корозійностійкій сталі 15X11МФ-Ш з вмістом хрому близько 10%, поверхня зразка покрита пасивним оксидом хрому. Порівняння EDS-аналізу зразка 1 до і після випробування показано в табл. 28 та 29.

Таблиця 28 – Елементний склад образца 1 в положенні 1 до і після випробування

Елемент	Серія	До випробування			Після випробування		
		Норма. мас. %	Ат.%	Помилка, [%]	Норма. мас. %	Ат.%	Помилка, [%]
Cr	K	8,89	9,49	0,71	5,18	5,46	0,33
Mn	K	1,41	1,42	0,41	0,67	0,67	0,23
Fe	K	89,70	89,09	5,47	91,42	89,74	4,61
Si	K	-	-	-	1,86	3,63	0,17
Mo	L	-	-	-	0,87	0,50	0,23

Таблиця 29 – Елементний склад образца 1 в положенні 2 до і після випробування

Елемент	Серія	До випробування			Після випробування		
		Норма. мас. %	Ат.%	Помилка, [%]	Норма. мас. %	Ат.%	Помилка, [%]
Cr	K	8,92	9,52	0,76	15,68	16,61	0,86
Mn	K	1,29	1,30	0,40	0,63	0,68	0,17
Fe	K	89,79	89,18	5,40	82,66	81,56	4,29
Si	K				0,40	0,78	0,14
Mo	L				0,64	0,37	0,27

Невелика кількість Mn зменшилася або не виявляється. Після дослідження виявлено присутність невеликих кількостей нових елементів, не виявлених раніше: V, Si, Mo, ознак специфічного розчинення не спостерігається. Нові, дуже маленькі кількості детектуємих металів, було отримано в автоклавії, як наслідок корозії інших зразків, в результаті на досліджуваному зразку спостерігається конденсація їх продуктів корозії.

Різницю у вмісті хімічних елементів на поверхні зразків до і після витримки в агресивному середовищі можна пояснити тим, що до експерименту на поверхні лопатки були оксиди, що утворилися в процесі термічної обробки.

На рис. 96 представлений зовнішній вигляд зразка 1 до і після випробування.

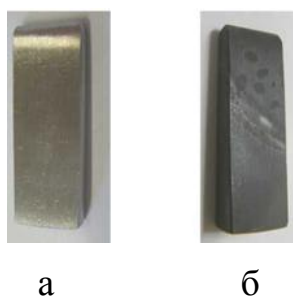


Рисунок 96 – Зразок 1: а – до і б – після випробування, $\times 0,2$

На межі розділу «рідина-пара» спостерігається більш інтенсивна зміна кольору, рівномірне відкладення продуктів корозії при цій роздільній здатності чітко проглядається. Це також показали SEM зображення (див. рис. 97).

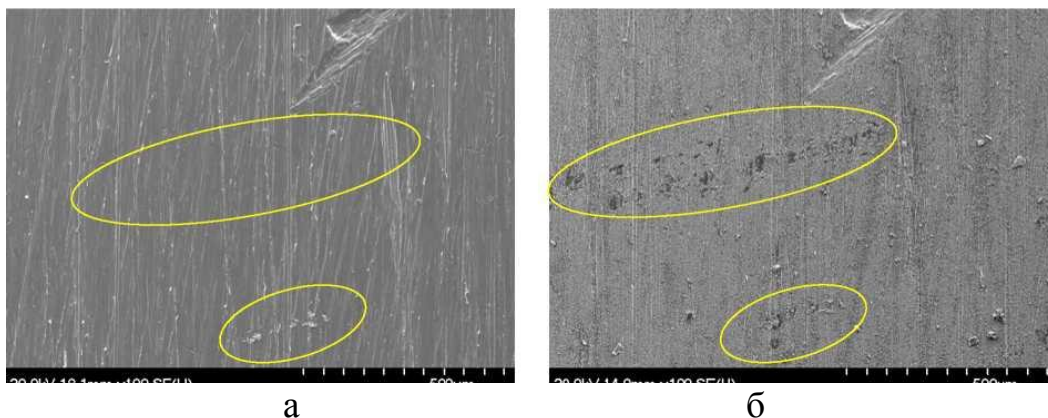


Рисунок 97 – Зразок 1 позиція 2 при збільшенні $\times 100$: а – перед випробуванням на витримку до впливу корозійного середовища;
б – після випробування

Досліджено вплив експозиції в корозійному середовищі зразка, зміцненого СВЧ. Результати зміни маси зразка наведено в таблиці 30.

Таблиця 30 – Результати зміни маси зразка 1 після 28-денного експозиційного випробування при 300 °С

Зразок	$m_{\text{исх.}}, \text{Г}$	$m_{\text{после}}, \text{Г}$	$A, \text{см}^2$	$\Delta m, \text{мг}$	$\Delta m_{\text{отн}}, \text{ppm}$	$\Delta m / A, \text{ppm} / \text{см}^2$
1	6,5234	6,5238	7,38	400	61,32	8,31

$m_{\text{исх.}}$ (г) - вага зразка перед експериментом,

$m_{\text{после}}$ (г) - вага зразка після 28-денного експозиційного випробування, A (см^2) - площа геометричної поверхні зразка,

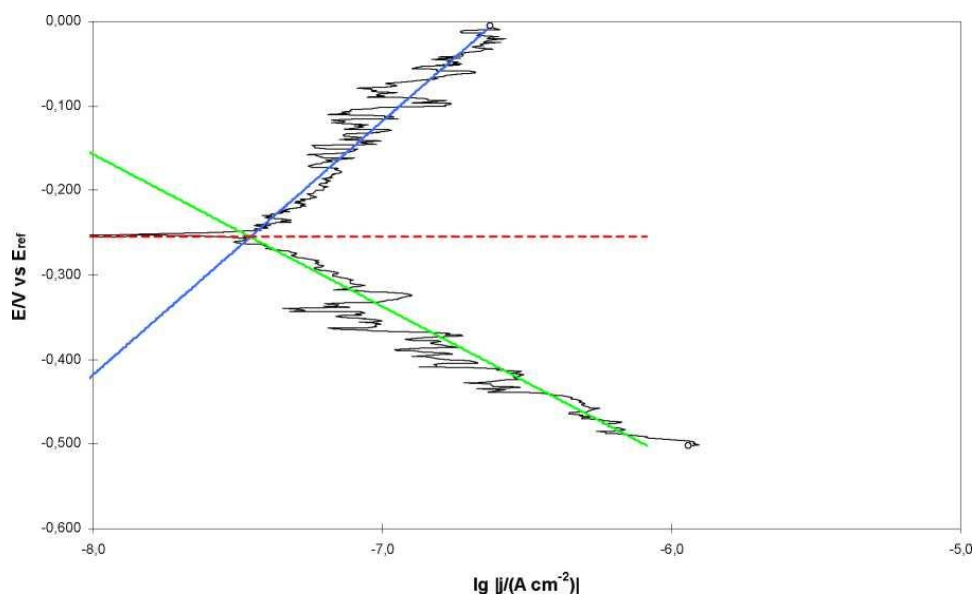
Δm (мг) - зміна маси під час експерименту,

$\Delta m_{\text{отн}}$ (ppm) - відносна зміна ваги,

$\Delta m / A$ (ppm/ см^2) - відносна зміна маси на одиницю геометричної поверхні.

Внаслідок накопичення корозійного продукту спостерігалось незначне збільшення ваги на 28 добу випробування при 300 °С.

Для електрохімічних корозійних випробувань використовувалися електроди з геометричною площею поверхні 0,5–1 см^2 , виготовлені від зразка лопатки. Сторони без поверхневої обробки були замасковані епоксидним клеєм (Devcon® Plastic Steel Epoxy). Вимірювання проводились в азотно-кисневому розчині, показник рН якого доводився до 9,6 за допомогою аміаку при 25 °С. Безкисневу аміачну замкнуту систему нагрівали до 50 °С, після стабілізації потенціалу розімкнутого ланцюга спочатку визначали опір розчину між робочим електродом і електродом порівняння (зазвичай 2–5 кОм) шляхом вимірювання імпедансу. Потім проводилася катодна і анодна поляризація від потенціалу розімкнутого ланцюга в діапазоні ± 250 мВ. Залежно від поточних значень отримані дані були скориговані за допомогою падіння омичного потенціалу. Діаграма Еванса зразка, зміцненого СВЧ, приведена на рис. 98.



Червона лінія на - це потенціал розімкнутого ланцюга, синя лінія – лінія Тафеля анодного процесу (розчинення металу), зелена лінія – лінія Тафеля катодного процесу (розпад води)

Рисунок 98 – Діаграма корозії зразка 1 в розчині NH_3 , $\text{pH}=9,6$ при $50\text{ }^\circ\text{C}$.

Результати вимірювань параметрів корозії наведені в табл. 31.

Таблиця 31 – Параметри корозії зразка 1

Зразок	$E_{\text{корг}}$	$j_{\text{корг}}$	β_a	β_k	Швидкість корозії
	мВ	A cm^{-2}	мВ	мВ	мкм/рік
1	-255	$3,5 \cdot 10^{-8}$	300	180	0,4

Можна констатувати, що досліджуваний зразок має високу корозійну стійкість. Шар оксиду хрому на поверхні пасивує, захищає метал від корозії. Потенціал корозії $E_{\text{корг}}$ є відносно високим, а щільність струму $j_{\text{корг}}$ корозії дуже низька.

Припускаючи рівномірне розчинення заліза, щільність струму корозії відповідає швидкості корозії приблизно 0,4 мкм на рік.

4.2 Дослідження корозійної стійкості шару, зміцненого сплавом T15K6

Для дослідження вирізаний зразок з лопатки 5 ступеня ротора низького тиску. Вхідна кромка лопатки для дослідження зміцнена електроіскровим легуванням традиційним сплавом T15K6. Зовнішній вигляд зразка представлений на рис. 99.

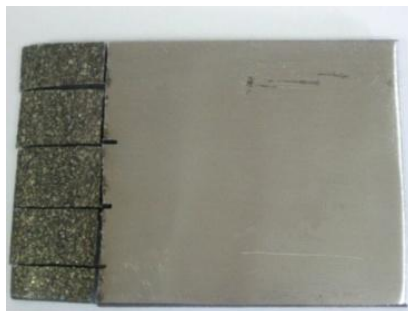
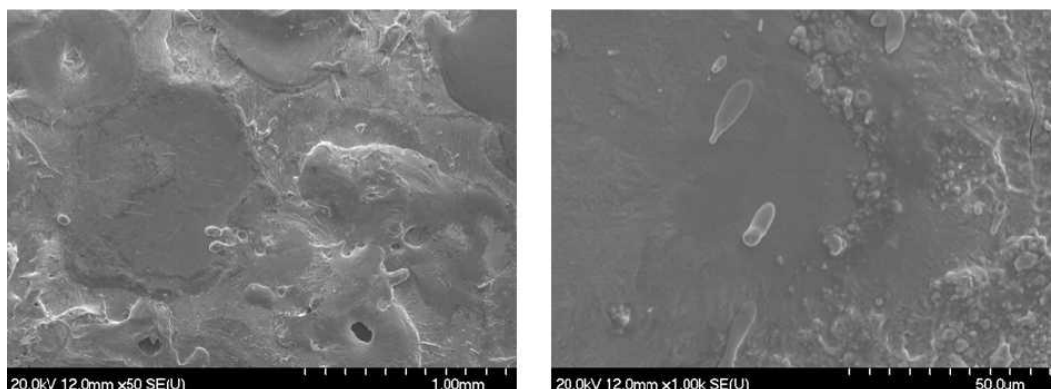


Рисунок 99 – Зовнішній вигляд зразка лопатки 2, $\times 0,3$

Методика випробування аналогічна для всіх зразків лопаток. Зображення SEM зразка 2 до впливу корозійного середовища показані на рис. 100-101. На рисунку показано зображення поверхні зразка 2 при різних збільшеннях, знятих з двох різних місць.



а

б

Рисунок 100 – SEM зображення зразка 2 в положенні 1:

а – при збільшенні 50 $\times$; б – при збільшенні 1000 $\times$

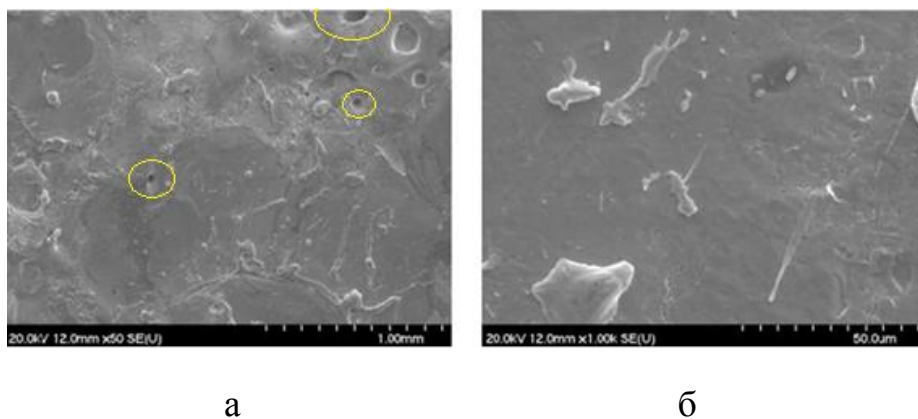


Рисунок 101 – SEM зображення зразка 2 в положенні 2:

а – при збільшенні 50×; б – при збільшенні 1000×

Можна бачити, що поверхня дуже неоднорідна, навіть при нерівностях, виявлених при збільшеннях з низькою роздільною здатністю, на обробленій поверхні є отвори (кратери). Це обумовлено тим, що при електроіскровому легуванні відбувається локальний розігрів металу і утворюються мікроскопічні усадочні раковини. Даний рельєф характерний для цього типу зміцнення поверхні. Для аналізу структурного стану і визначення фазового складу поверхні зразків були зняті рентгенівські дифрактограми. XDR спектр зразка 2, зміцненого електроіскровим легуванням сплавом T15K6, наведений на рис. 102.

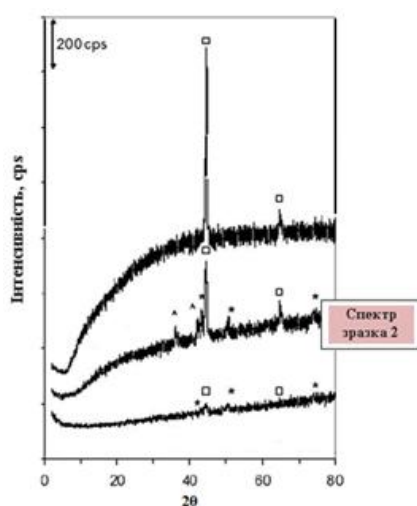


Рисунок 102 – Рентгенівські дифрактограми зразків. Спектр зразка 2, зміцненого T15K6. Ідентифіковані 3 фази: □ – ферит, * – аустеніт, ^ – нестехіометричний нітрид титану, карбід

Крім стабільної феритової форми в результаті оплавлення і перекристалізації з'явилася аустенітна форма, яка стійка при високих температурах, а також нітрид титану, карбідна фаза WC (рис. 103).

51-0859		Wavelength= 1.5406				*
WC	d(A)	Int	h	k	l	
Tungsten Carbide	2.8367	47	0	0	1	
	2.6169	100	1	0	0	
	1.8829	83	1	0	1	
Unnamed mineral, syn [MR]	1.4531	13	1	1	0	
	1.4188	4	0	0	2	
Rad.: CuKα1 λ: 1.5406 Filter: Ni Beta d-sp: Diff.	1.2833	16	1	1	1	
Cut off: 8.8 Int.: Diffract. I/Icon: 14.84	1.2585	7	2	0	0	
Ref: Mayo, W., H&M Analytical Services, Inc., Allentown, PA, USA, ICDD Card-in-Add, (1999)	1.2365	13	1	0	2	
	1.1504	10	2	0	1	
	1.0151	7	1	1	2	
Syn.: Hexagonal S.G.: P6mm (187)	0.913	5	2	1	0	
a: 2.80831(8) b: c: 2.83754(8) d: c: 0.9763	0.858	1	0	0	3	
α: β: γ: Z: 1 mp: 2825	0.815	5	2	0	2	
Ref: Metcalfe, A., J. Inst. Met., 73, 591 (1947)	0.800	9	2	1	1	
Dx: 16.069 Dm: SG/PGM: F ₁₄ - 827(.0031 , 14)						
Color: Black						
Peak height intensity. Commercial source - Cerac (T-1173).						
Described as a mineral from Mengyin, Shandong and Danba, Sichuan, China. Zhanhong, Z., Guojia, Y., Zhazhai, L., Acta Mineral. Sinica, 6 344-349 (1986). CAS #: 18270-12-1. Chemical analysis (wt.%): C 8.168, V 0.008, Co <0.01. C W type. Silicon used as an internal stand.						
PSC: hPa. See ICSD 15406 (PDF 72-67); ICSD 82858 (PDF 73-471).						
To replace 25-1047. Unit cell reference: Metcalfe, A., J. Inst. Met., 73, 691 (1947). Mwt: 196.06. Volume[CD]: 20.78.						



© 2001 ICDD-International Centre for Diffraction Data. All rights reserved
PCPDFWIN v. 2.2

Рисунок 103 – JCPDS карта зразка 2

Для отримання додаткової інформації про склад поверхневого шару представлений спектр XPS на рис. 104. Спектр зразка XP показує схожість із зразком 1. Основна відмінність полягає в більш вираженому вуглецевому піку (головним чином це забруднення) і більш інтенсивному титані і цинку в зразку 2 і в чітко визначеному піку марганцю. На додаток до вищесказаного виявлені Fe, Cr, Si, S і N. Кожен металевий елемент знаходиться в окисленому стані. Згідно з аналізом глибини профілю, поверхня досліджуваної частини зразка утворена Fe, Cr, Ti і Si. Марганець і цинк присутні в дуже невеликих кількостях.

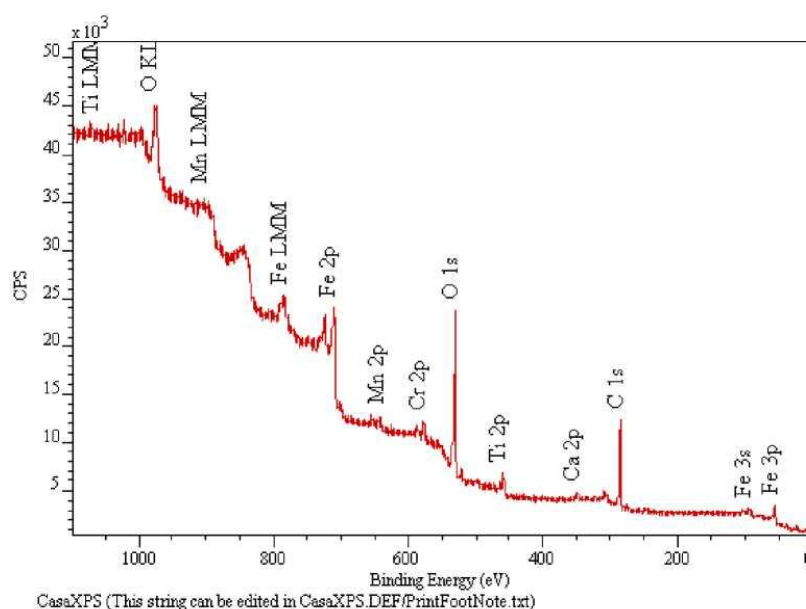


Рисунок 104 – Огляд спектру проби зразка 2 через 5 хвилин травлення
2 кеВ Ar^+ .

Аналіз хімічних елементів по глибині зразка 1 лопатки, зміцненого струмами високої частоти показаний на рис. 105.

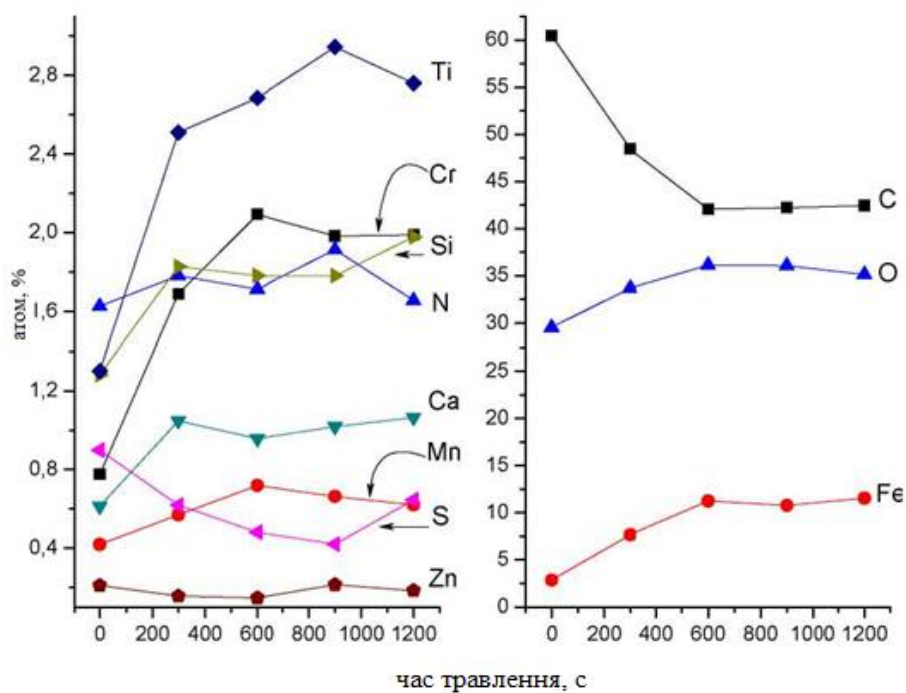


Рисунок 105 – Аналіз хімічних елементів по глибині зразка 2, отриманий
при бомбардуванні іонами Ar^+ 2 кеВ

Результат EDS-аналізу зразка 2 показаний в табл. 32.

Абсолютні відсотки інгредієнтів не є точними (вони не містять всіх елементів), але їх пропорції є інформативними.

Таблиця 32 – Елементний склад образца 2 в положенні 1

Елемент	Серія	Норма. мас. %	Ат., %	Помилка, [%]
Ti	K	8,30	10,75	0,77
Cr	K	11,87	14,16	1,01
Fe	K	62,24	69,15	4,17
W		17,60	5,94	5,80

Підтверджено, що основним матеріалом зразка є хромово сталь з 10–15 % хрому, проведений аналіз показує наявність на поверхні зразка фази W_2C карбиду вольфраму, що має впорядковану гексагональну структуру. Досліджено вплив експозиції в корозійному середовищі зразка, зміцненого сплавом Т15К6. Результати зміни маси зразка наведено в табл. 33.

Таблиця 33 – Результати зміни маси зразка 2 після 28-денного експозиційного випробування при 300 °С

Зразок	$m_{\text{исх.}}, \text{Г}$	$m_{\text{после}}, \text{Г}$	$A, \text{см}^2$	$\Delta m, \text{мг}$	$\Delta m_{\text{отн}}, \text{ppm}$	$\Delta m / A, \text{ppm} / \text{см}^2$
2	11,6183	11,6187	9,32	400	34,43	3,69

Внаслідок накопичення корозійного продукту відбувалося збільшення маси, але швидкість накопичення була значно меншою, в порівнянні зі зразком 1, зміцненим СВЧ. Ймовірно, продукт корозії більш розчиняється під

час експерименту. Поверхня зразка не однакова скрізь: одна сторона зміцнена Т15К6, а інша сторона – поверхня лопатки зі сталі. Збільшення ваги, однак, береться разом. На рис. 106 представлені зразки до і після випробувань в середовищі аміаку.

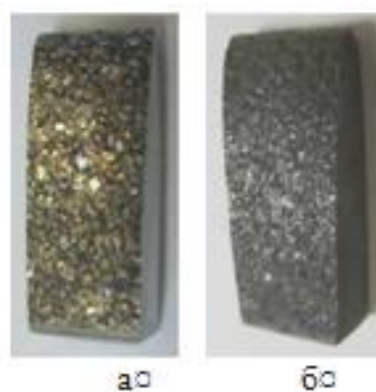


Рисунок 106 – Зразок 2: а – до і б – після випробування, $\times 0,2$

Інтерфейс межі розділу «рідина – пара» не знімався, тому що виявлено рівномірне осадження продуктів корозії на досліджуваній поверхні. Для зміцнення електроіскровим легуванням характерний дуже неоднорідний рельєф поверхні, тому корозійне руйнування відбувається локально, переважно на межі переходу до основного металу лопатки (рис. 107).

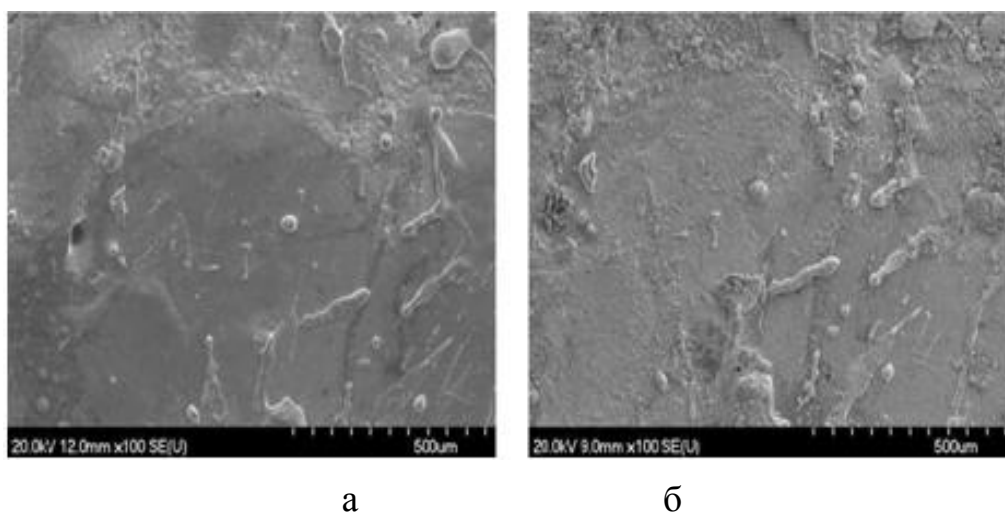


Рисунок 107 – SEM-зображення зразка 2 в положенні 2 при збільшенні 100 $\times$: а – до і б – після випробування

Хоча корозія вплинула на всю поверхню, вона мала значні локальні відмінності. Рис. 108-110 ілюструють збільшені деталі локального впливу корозії.

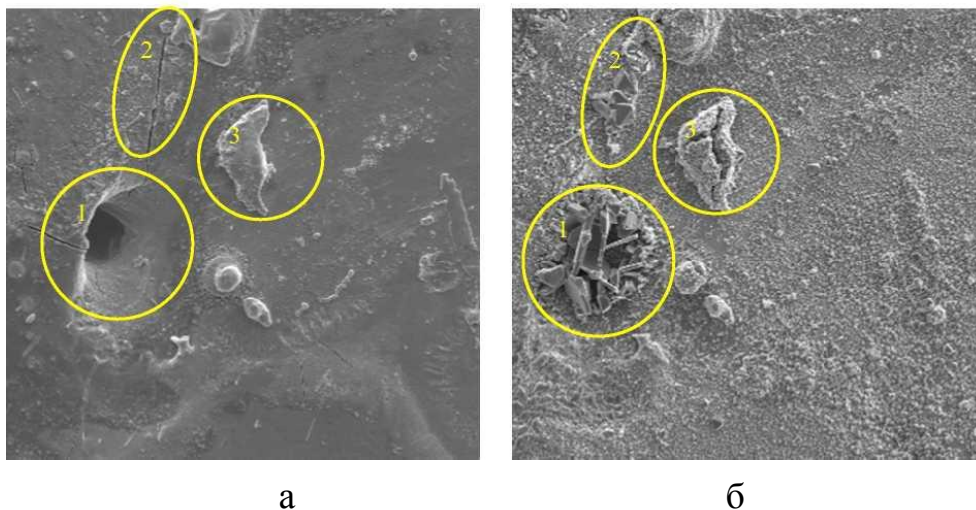


Рисунок 108 – SEM-зображення зразка 2 в положенні 2 при збільшенні 500×: а – до і б – після випробування

Накопичення продукту корозії (осадження деяких солей, оксидів) помітно вздовж отворів у зразку (маркер 1) з тріщинами (маркером 2) і ребрами по краях (маркер 3). Тобто корозія на мікроскопічному рівні не є однорідною.

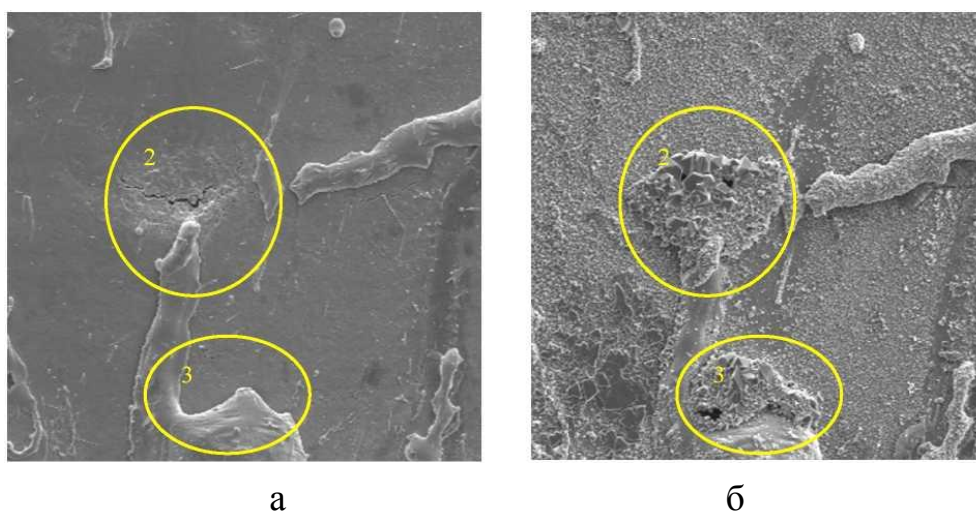


Рисунок 109 – SEM зображення зразка 2 в положенні 2 при збільшенні 500×: а – до і б – після випробування

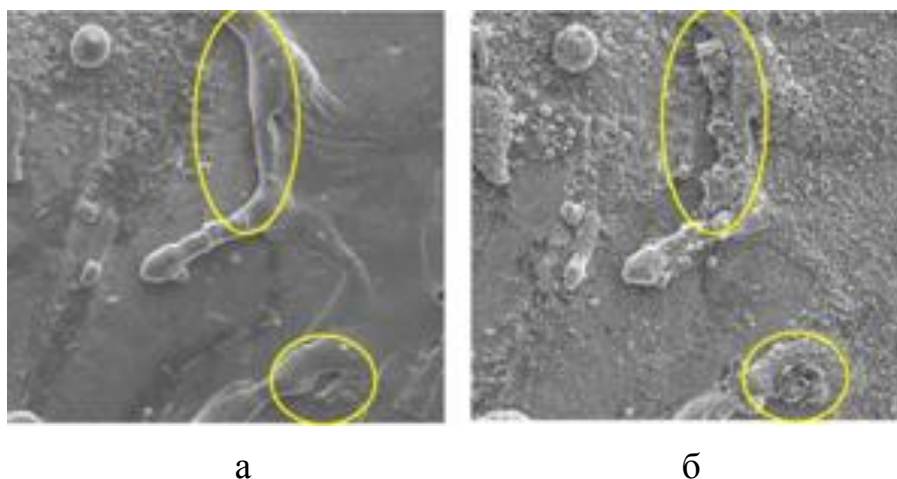


Рисунок 110 – SEM зображення зразка 2 в положенні 2 при збільшенні 500х: а – до і б – після випробування

Результат EDS-аналізу зразка 2 показаний в табл. 34 та 35. Абсолютні відсотки інгредієнтів не є точними (вони не містять всіх елементів), але їх пропорція інформативна.

Таблиця 34 – Елементний склад зразка 2 в положенні 1

Елемент	Серія	До випробування			Після випробування		
		Норма. мас. %	Ат.%	Помилка, [%]	Норма. мас. %	Ат.%	Помилка, [%]
Ti	K	8,30	10,75	0,77	5,58	7,04	0,59
Cr	K	11,87	14,16	1,01	9,84	11,43	0,87
Fe	K	62,24	69,15	4,17	71,42	77,21	4,86
W	L	17,60	5,94	5,80	13,15	4,32	4,95

Таблиця 35 – Елементний склад зразка 2 в положенні 2

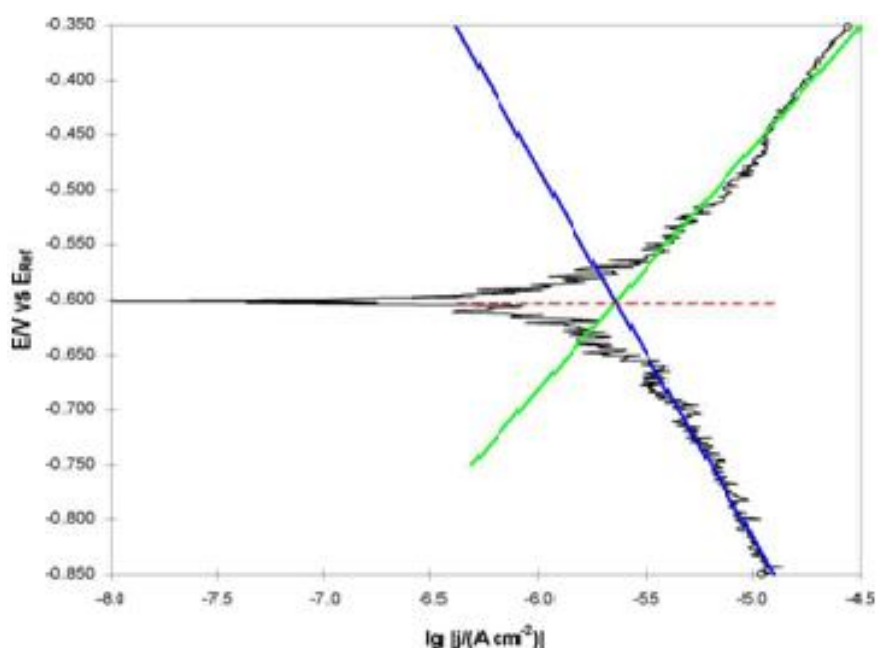
Елемент	Серія	До випробування			Після випробування		
		Норма. мас. %	Ат.%	Помилка, [%]	Норма. мас. %	Ат.%	Помилка, [%]
Ti	K	11,85	15,31	1,08	6,07	7,15	0,56
Cr	K	11,19	13,32	1,14	4,37	4,74	0,49

Кінець таблиці 35

Fe	K	58,94	65,30	4,25	86,22	87,09	6,03
W	L	18,02	6,07	5,86	3,34	1,03	2,37

Кількість заліза збільшилась, частка інших інгредієнтів зменшилася. У положенні 2 (поверхня зразка в рідкій фазі) помітне значне зменшення відношення W/Ti і Cr/Fe, оскільки вольфрам не стабільний в лужних середовищах, його розчинення є домінуючим в процесі корозії, що не перешкоджає пасивній ролі оксиду титану, оксиду хрому.

Виконано електрохімічні корозійні випробування зразка, зміцненого сплавом T15K6. Діаграма Еванса для зразка 2, зміцненого T15K6, наведена на рис. 111.



Червона лінія на - це потенціал розімкнутого ланцюга, синя лінія – лінія Тафеля анодного процесу (розчинення металу), зелена лінія – лінія Тафеля катодного процесу (розпад води)

Рисунок 111 – Діаграма корозії зразка 2 в розчині NH_3 , $\text{pH}=9,6$ при 50°C

Результати вимірювань параметрів корозії наведені в табл. 36.

Таблиця 36 – Параметри корозії зразка 2

Зразок	$E_{\text{корр}}$	$j_{\text{корр}}$	β_a	β_k	Швидкість корозії
	мВ	$A \text{ см}^{-2}$	мВ	мВ	мкм/рік
2	-602	$2,3 \cdot 10^{-6}$	220	335	12,0

Можна констатувати, що досліджуваний зразок не дуже хороший по стійкості опору корозії. Ми перевірили зміцнену сторону зразка, сталева сторона зразка була замаскована клеєм. Потенціал корозії нижче, ніж у попереднього зразка, а щільність струму корозії значно вище. Припускаючи рівномірне розчинення заліза, щільність струму корозії буде відповідати приблизно 12 мкм/рік для швидкості корозії. Однак, виходячи з складу елементів, можна зробити висновок, що це локальний процес корозії елементів сплава Т15К6, переважно розчинення карбіду вольфраму.

Результати досліджень впливу вказують на те, що розчинення металу не є однорідним. Найбільше корозійне пошкодження відбувається вздовж отворів, тріщин, країв, які завдають значних структурних пошкоджень в довгостроковій перспективі. Згинання анодної частини діаграми Еванса вказує на пасивацію у випадку більш високих щільностей струму, але великий «шум» вимірювання також дає можливість отвору роз'їдатися. Зниження вмісту хрому в поверхневому шарі вказує на те, що звичайна пасивна природа оксиду хрому не застосовується на зміцненій поверхні. Це відбувається, коли зразок хромової сталі перетворюється в карбід хрому, а карбід хрому більше не здатний утворювати захисний, пасивний шар оксиду.

4.3 Дослідження корозійної стійкості шару, зміцненого електроіскровим легуванням сталлю 15Х11МФ-Ш

Для дослідження вирізаний зразок з лопатки 5 ступеня ротора низького тиску. Вхідна кромка лопатки для дослідження зміцнена електроіскровим легуванням сталлю 15Х11МФ-Ш. Зовнішній вигляд зразка представлений на

рис. 112. Ширина зміцненої зони становить 32-35мм.



Рисунок 112 – Зовнішній вигляд зразка 3 лопатки, $\times 0,3$

Методика випробування аналогічна для всіх зразків лопаток.

Зображення SEM зразка 3 до впливу корозійного середовища показані на рис. 113-114. На рисунку показано два різних збільшення з двох різних місць, на поверхні зразка лопатки, зміцненого ЕІЛ сталлю 15Х11МФ-Ш.

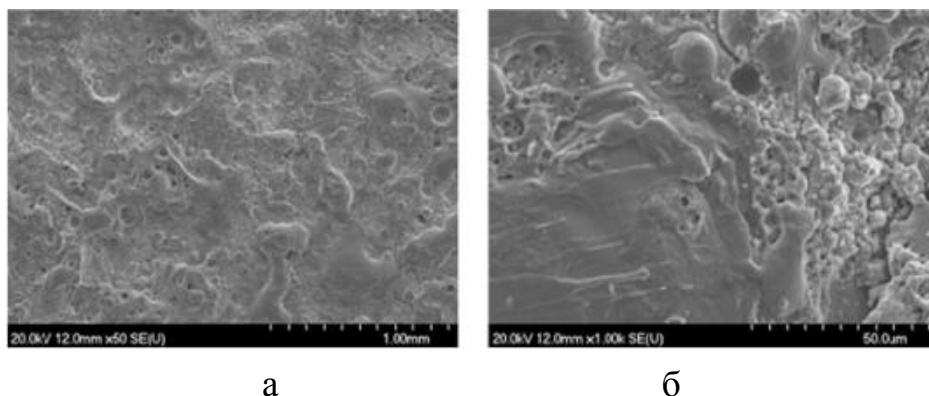


Рисунок 113 – зображення зразка 3 в положенні 1:
а – при збільшенні $\times 50$; б – при збільшенні $\times 1000$

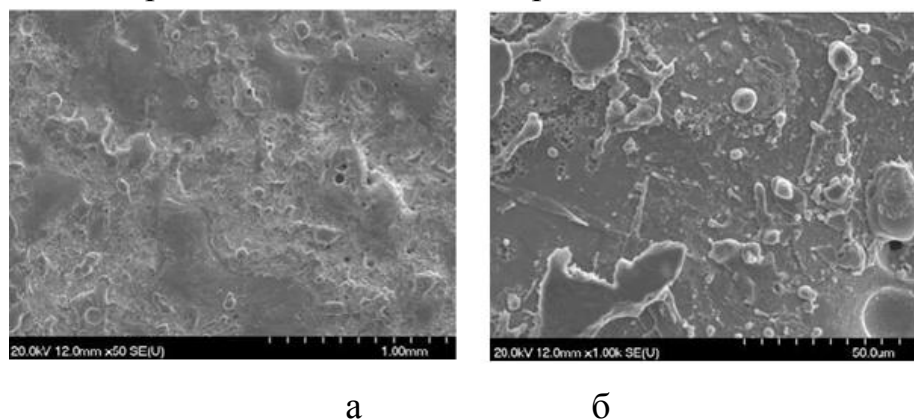


Рисунок 114 – SEM-зображення зразка 3 в положенні 2: а – при збільшенні 50х; б – при збільшенні $\times 1000$

Видно, що ця поверхня також неоднорідна, як і на зразку 2, що характерно при електроіскровій обробці поверхні.

Визначен спектр XDR поверхні зразка до випробування, він показаний на рис. 115. Крім стабільної феритової форми заліза, виявлена також аустенітна форма. Аустенітна форма утворилася в результаті локального розплавлення електрода зміцнення зі сталі 15X11МФ-Ш при електроіскровій обробці

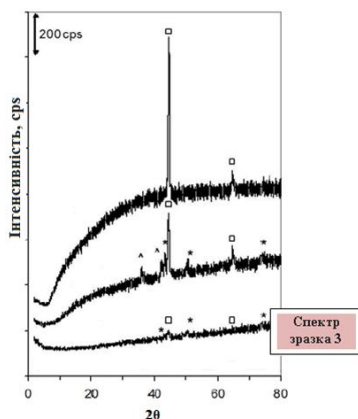


Рисунок 115 – Рентгенівські дифрактограми зразків.

Спектр зразка 3. Рефлексії, які можуть бути віднесені до трьох ідентифікованих фаз: □ – (ферит), * (аустеніт)

Для отримання додаткової інформації про склад поверхневого шару на рис. 116 наведено XPS-спектр зразка 3.

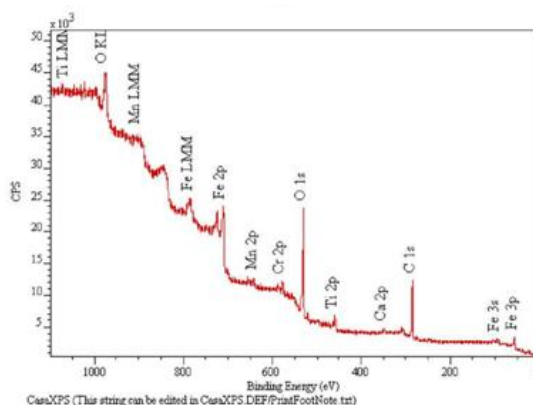


Рисунок 116 – Огляд проб спектру зразка 3 через 5 хвилин травлення 2 кеВ Ar +

На відміну від попереднього, поверхня зразка 3 все ще мала погану видимість після 5 хвилин травлення Ar^+ . Мінімальні кількості кальцію, кремнію, сірки і азоту можуть бути виявлені в цьому зразку на основі зображень з високою роздільною здатністю. Єдина різниця в порівнянні з попередніми моделями полягає в наявності домішок свинцю в поверхневих шарах досліджуваної ділянки. З протестованих зразків ця область є найбільшою, з вмістом понад 70 % за вагою вуглецю і навіть при 20-хвилинному травленні Ar^+ концентрація практично не зменшується. Цікаво, однак, що, хоча вуглець є піком інтенсивності спектрів ХР, спектри ISS, що представляють склад самого зовнішнього атомного шару, або не присутні, або в інших випадках виявляються з невеликою інтенсивністю. Аналіз хімічних елементів по глибині зразка показаний на рис. 117, 118.

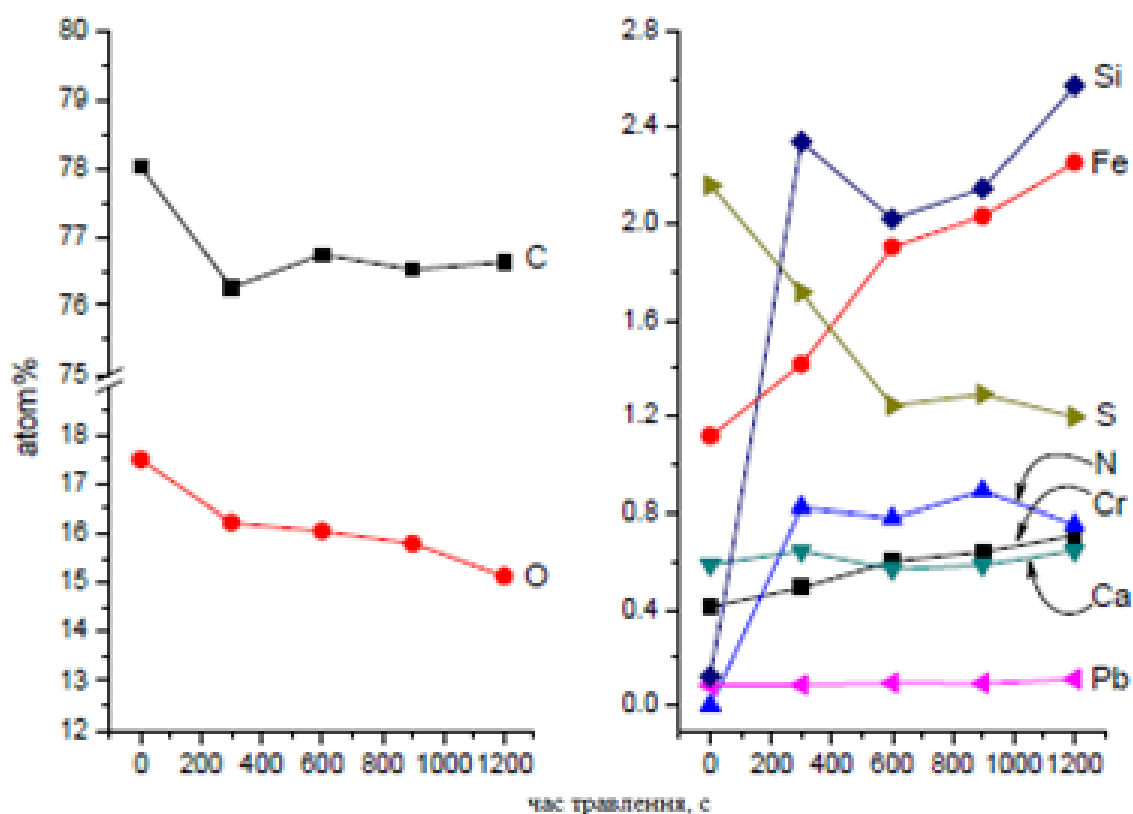


Рисунок 117 – Аналіз хімічних елементів по глибині зразка 3, отриманого при бомбардуванні іонами $\text{Ar}^+ 2 \text{ keV}$

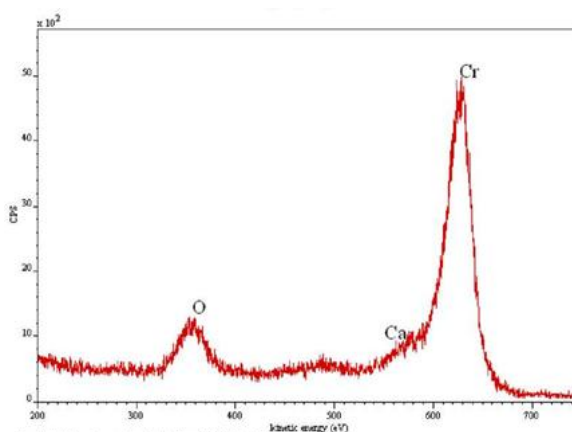


Рисунок 118 – Спектр сигналу зразка 3, Іони ISS 800 eV He⁺, характеристика записна без травлення

Результат EDS -аналізу зразка 3 показаний в табл. 37 та 38.

Абсолютні відсотки інгредієнтів не є точними (вони не містять всіх елементів), але їх пропорція інформативний.

Таблиця 37 – Елементний склад зразка 3 в положенні 1

Елемент	Серія	Норма. мас. %	Ат.%	Помилка, [%]
Si	K	2,67	5,09	0,26
V	K	1,19	1,25	0,31
Cr	K	20,09	20,69	1,29
V	K	3,49	3,40	0,58

Таблиця 38 – Елементний склад зразка 3 в положенні 2

Елемент	Серія	Норма. мас. %	Ат.%	Помилка, [%]
Si	K	2,62	4,99	0,39
V	K	1,15	1,21	0,41
Cr	K	19,34	19,93	1,50
V	K	3,42	3,33	0,74

При дослідженні елементного складу на поверхні даного зразка, зміцненого ЕІЛ сталлю 15Х11МФ-Ш, виявлено збільшення кількості хрому на 55% по відношенню до зразка, загартованому СВЧ. В результаті масопереносу відбулося локальне насичення мікрометалургійної ванни таким елементом як хром. Безсумнівно, що збільшення вмісту хрому в шарі є позитивним фактором, що впливає на корозійну стійкість зміцненого шару.

Виконано дослідження впливу експозиції в корозійному середовищі зразка, зміцненого ЕІЛ сталлю 15Х11МФ-Ш [124].

В таблиці 39 показані результати вимірювання зміни ваги зразка 3 після тестування при температурі 300 ° С і витримки в середовищі аміаку.

Таблиця 39 – Результати зміни маси зразка 3 після 28-денного експозиційного випробування при 300 °С

Зразок	$m_{\text{исх.}}, \text{Г}$	$m_{\text{после}}, \text{Г}$	$A, \text{см}^2$	$\Delta m, \text{мг}$	$\Delta m_{\text{отн}}, \text{ppm}$	$\Delta m / A, \text{ppm} / \text{см}^2$
3	11,2569	11,2572	9,01	300	26,65	2,96

Внаслідок накопичення продукту корозії, збільшення маси спостерігалось після 28 днів експозиції при 300 ° С, але воно було менше, ніж у попередніх зразках. Потрібно відзначити, продукт корозії може бути більш розчинним під час експерименту. Поверхня зразка не є однаковою скрізь, тільки одна сторона зміцнена ЕІЛ, а інша сторона є гладкою поверхнею хромової сталі. На рис. 119 показан зовнішній вигляд зразка 3 лопатки до і після випробування.

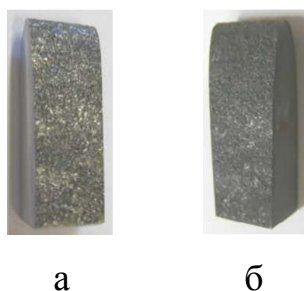


Рисунок 119 – Зображення зразка 3, а-до і б-після випробування, $\times 0,3$

Інтерфейс границі раздела рідина - пара не знімався, тому, що було виявлено рівномірне осадження продуктів корозії на досліджуваній поверхні (рис. 120).

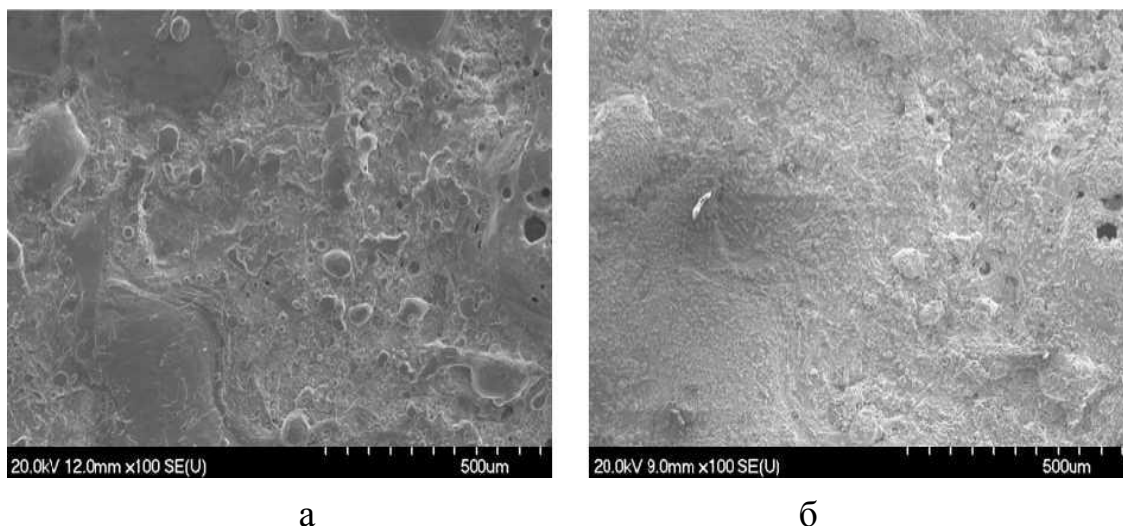


Рисунок 120 – SEM-зображення зразка 3 в положенні 2, $\times 100$:

а – до і б – після випробування

Хоча корозія вплинула на всю поверхню, однак утворився відносно товстий шар корозії зі значними локальними відмінностями. На рис. 121 це проілюстровано більш детально.

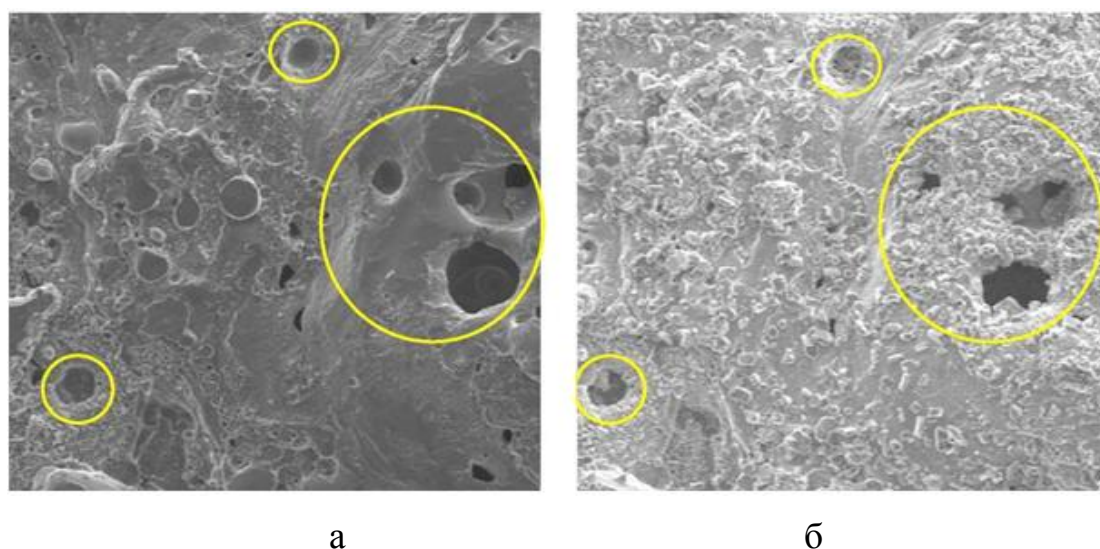


Рисунок 121 – SEM-зображення зразка 3 в положенні 2, $\times 500$:

а – до і б – після випробування

По краях отворів (рис.122) помітне накопичення корозійного продукту: осадження деякої кількості солі, оксиду в отворах і ребрах.

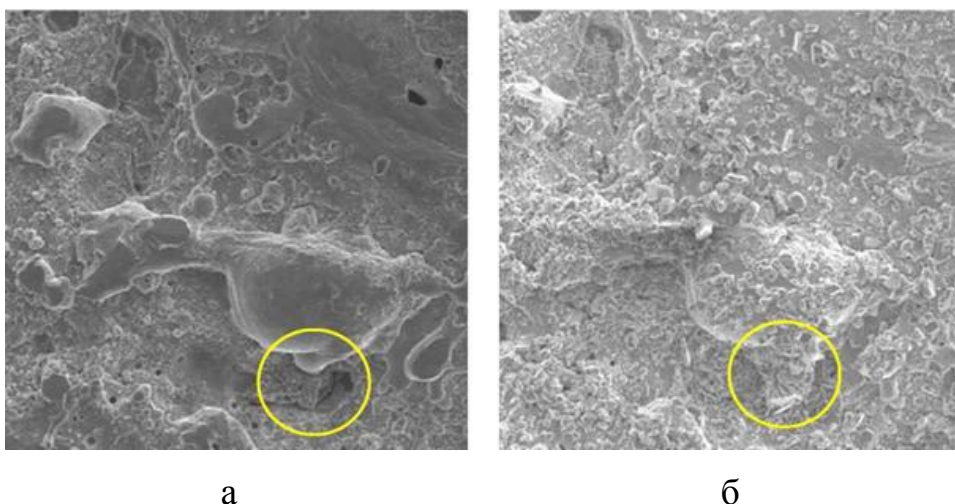


Рисунок 122 – SEM зображення зразка 3 в положенні 2 500х: а – до і б – після випробування

Результат EDS -аналізу зразка 3 показаний в табл. 40 та 41.

Абсолютні відсотки інгредієнтів не є точними (вони не містять всіх елементів), але їх пропорція інформативний.

Таблиця 40 – Елементний склад образца 3 в положенні 1

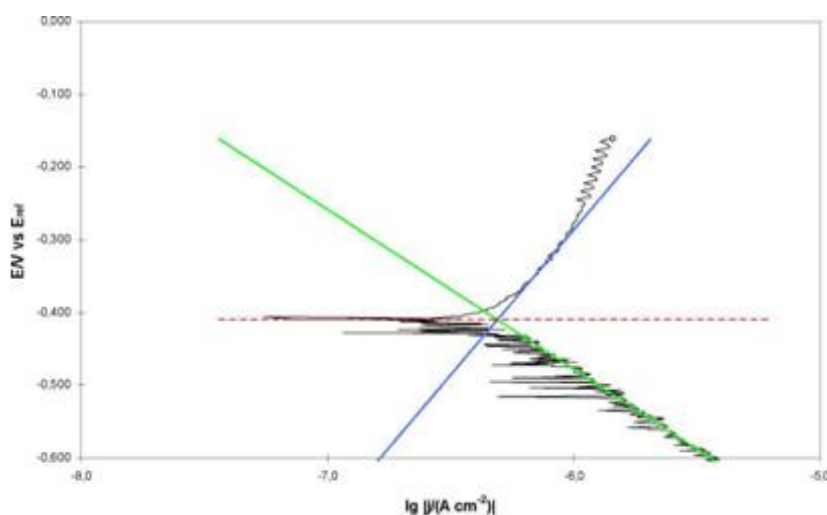
Елемент	Серія	До випробування			Після випробування		
		Норма. мас. %	Ат.%	Помилка, [%]	Норма. мас. %	Ат.%	Помилка, [%]
Si	К	2,67	5,09	0,26	0,59	1,15	0,24
V	К	1,19	1,25	0,31	1,94	2,22	0,38
Cr	К	20,09	20,69	1,29	18,80	19,73	1,31
Mn	К	3,49	3,40	0,58	78,67	76,90	4,96
Fe	К	72,55	69,56	4,47			

Таблиця 41 – Елементний склад образця 3 в положенні 2

Елемент	Серія	До випробування			Після випробування		
		Норма. мас. %	Ат.%	Помилка, [%]	Норма. мас. %	Ат.%	Помилка, [%]
Si	К	2,62	4,99	0,39	1,15	2,24	0,16
V	К	1,15	1,21	0,41	0,76	0,81	0,19
Cr	К	19,34	19,93	1,50	11,98	12,60	0,72
Mn	К	3,42	3,33	0,74	86,11	84,34	4,90
Fe	К	73,48	70,53	5,02			

Вміст Si і V в сплаві значно знизилося, Mn практично зник з поверхні. Співвідношення вмісту хрому також істотно знизилося під час експозиційного тесту в рідкій фазі (позиція 2). У середовищі пари вміст хрому змінився не суттєво.

Виконано електрохімічні корозійні випробування зразка, зміцненого ЕІЛ сталлю 15Х11МФ-Ш. Діаграма Еванса зразка 3 показана на рис. 123.



Червона лінія на - це потенціал розімкнутого ланцюга, синя лінія – лінія Тафеля анодного процесу (розчинення металу), зелена лінія – лінія Тафеля катодного процесу (розпад води)

Рисунок 123 – Діаграма корозії зразка 3 в розчині NH_3 , $\text{pH}=9,6$ при $50\text{ }^\circ\text{C}$

Результати вимірювань параметрів корозії зразка 3 наведені в табл. 42.

Таблиця 42 – Параметри корозії зразка 3

Зразок	$E_{\text{корр}}$	$j_{\text{корр}}$	β_a	β_k	Швидкість корозії
	мВ	$A \text{ см}^{-2}$	мВ	мВ	мкм/рік
3	-410	$4,9 \cdot 10^{-7}$	400	220	5,6

Потенціал корозії нижче, ніж у попереднього зразка, зміцненого СВЧ, але вище, ніж у зразка, зміцненого ЕІЛ сплавом Т15К6, щільність струму корозії досить висока. Припускаючи рівномірне розчинення заліза, щільність струму корозії буде відповідати приблизно 5,6 г/рік для швидкості корозії.

Результати досліджень експозиції вказують на те, що розчинення металу явно не є однорідним.

Найбільші корозійні пошкодження виявлені вздовж країв кратерів, несучільностей рельєфу, що утворилися в результаті локального оплавлення металу при імпульсному впливі електричного розряду між катодом і анодом.

Кривизна анодної частини діаграми Еванса також свідчить про пасивацію при більш високих густинах струму. Зменшення вмісту легуючих елементів, зокрема хрому, відповідального за корозійну стійкість, в зміцненому шарі є незначним. У паровому середовищі залишковий вміст хрому після впливу агресивного середовища в рідкій фазі залишається на рівні легування сталі 15Х11МФ-11-12%, після випробування в паровій фазі значно вище – 19 %. Даний вміст хрому дозволяє забезпечити високу корозійну стійкість в місці локального зміцнення.

Показники корозії зразків в залежності від способу зміцнення наведено в табл. 43.

Таблиця 43 – Показники корозії зразків в залежності від способу зміцнення

Зразок	Метод зміцнення	$E_{\text{корг}}$	$j_{\text{корг}}$	β_a	β_k	Швидкість корозії
№		мВ	$A \text{ см}^{-2}$	мВ	мВ	мкм/рік
1	СВЧ	-255	$3,5 \cdot 10^{-8}$	300	180	0,4
2	ЕІЛ 15Х11МФ-ІІІ	-410	$4,9 \cdot 10^{-7}$	400	220	5,6
3	ЕІЛ Т15К6	-602	$2,3 \cdot 10^{-6}$	220	335	12,0

$E_{\text{корг}}$ (мВ) - потенціал корозії відносно каломельного електрода, що містить 1 М КСІ, $j_{\text{корг}}$ ($A \text{ см}^{-2}$) - щільність струму корозії по площі поверхні, $A(\text{см}^2)$ площа поверхні, β_a – анодний нахил Тафеля, β_k – катодний нахил Тафеля.

За результатами проведених випробувань найменшу швидкість корозії має шар, зміцнений загартуванням струмами високої частоти 0,4 мкм/рік, найбільшу – шар, зміцнений електроіскровим легуванням твердим сплавом Т15К6 - 12,0 мкм/рік. Швидкість корозії шару, зміцненого електроіскровим легуванням сталлю 15Х11МФ-ІІІ в 2,1 менше, ніж у шару, модифікованого сплавом Т15К6, і становить 5,6 мкм/рік. Важливо при виконанні технологічних операцій електроіскрового легування отримувати шари з максимальною щільністю модифікованих легуючим електродом ділянок [117; 125].

Експозиційні випробування проводилися в «статичних» умовах, в яких продукти корозії залишалися на поверхні. Накопичення фаз зі статичного розчину може відрізнятися порівняно з безперервним розчином (водою) в робочих умовах. Продукти корозії також можуть прискорювати й уповільнювати вплив на корозію. Випробування електрохімічної корозії також були «статичними», тому важливо вивчити зміни корозії з плином часу, щоб виявити зміни в трансформації та модифікації поверхневих шарів. Доцільно

отримати повну картину корозійних властивостей зразків лопаток тільки в робочих умовах АЕС.

4.4 Визначення ерозійної стійкості зміцнених шарів

Механічна стабільність до ерозійної стійкості випробовувалася на зразках лопаток з наявністю зміцненого шару, отриманого зміцненням СВЧ і зміцненого ЕІЛ. Впливали високою щільністю енергії з використанням ультразвуку, досліджувався ступінь порушення поверхневого шару кавітацією. Для експериментів використовувалися прилад Hielscher УІП-1000; диспергатор 1000W, ультразвукова частота становила 20 кГц і зі 100 % робочої амплітудою. Визначали вагу порошку, отриманого після сушки, і масу зразка лопатки. У табл. 44 представлені початкові і кінцеві ваги зразків до і після випробувань. A_m є зміна маси, а A – поверхня зразка, що піддається прямому впливу ультразвуку.

Таблиця 44 – Результати вимірів зразків

Тип зміцнення	$m_{\text{зразка}}$	$m_{\text{зразка}}$ після	A_m ,	A ,	A_m/A ,
СВЧ	114,0448	114,1065	61,7	15	41,1
ЕІЛ 15X11МФ-Ш	124,7368	124,8086	71,8	16,5	43,5

Результати зважування відокремленого порошку наведені в табл. 45

Таблиця 45 – Результати зважування відокремленого порошку

Тип зміцнення зразка	m , мг	m/A , г/м ²
СВЧ	2,9	1,9
ЕІЛ 15X11МФ	1,8	1,1

Як можна бачити, вага зразків лопаток збільшилася в результаті впливу ультразвуку, хоча, як видно на фото рис. 124 і 125, частина їх матеріалу була пошкоджена ультразвуком. Збільшення маси більш товстого оксидного шару

при більш високих температурах надкомпенсувало дефіцит маси. Кількість еродованого матеріалу, що видаляється, в обох випадках досить мала. Ймовірно, це могли бути менші адгезивні і дрібні частинки, що спочатку знаходились на поверхні. Мікроскопічні зображення показують, що вони можуть перебувати в діапазоні мікрометрів і склеюватися в пухкі грудочки.



Рисунок 124 – Зображення порошку, відокремленого від поверхні зразка, зміцненого СВЧ

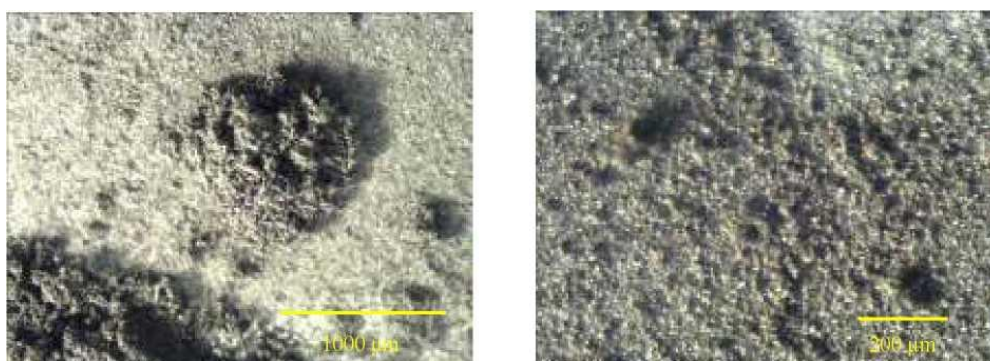


Рисунок 125 – Зображення порошку, відокремленого від поверхні зразка, зміцненого електроіскровим легуванням сталлю 15Х11МФ-Ш

Отримані результати випробувань в лабораторних умовах на опір ерозії показали, що ерозійний знос зразків з обома типами зміцнення досить малий. Відносна маса порошку, відокремленого від поверхні в результаті ультразвукового впливу, на зразку, зміцненому електроіскровим легуванням в порівнянні зі зразком, зміцненим струмами високої частоти, менше і становить відповідно $1,1 \text{ г/м}^2$ і $1,9 \text{ г/м}^2$. З отриманих під час проведення експерименту

результатів впливає, що опір ерозійного руйнування поверхні зразка, зміцненого електроіскровим легуванням сталлю 15X11МФ-Ш на 72% вище в порівнянні зі зразком, зміцненим струмами високої частоти.

Висока ерозійна стійкість поверхні сталі 15X11МФ-Ш, зміцненої електроіскровим способом, обумовлена своєрідним структурним станом: поєднанням легованого мартенситу, залишкового аустеніту, а також складних карбідів. Такий структурний стан досягається локальним розігрівом поверхні до дуже високих температур з великими швидкостями і вельми швидким охолодженням мікрооб'ємів поверхневого шару при іскровий обробці [125].

У зв'язку з наявними фазовими перетвореннями в сталі, можна вважати, що після іскрової обробки поверхні, висока ерозійна стійкість обумовлюється також загартуванням певного шару вихідної структури. Вплив електроерозійної обробки призводить до появи великих дислокаційних полів в зоні впливу розряду і тим самим призводить до зміцнення поверхні зі зміненним складом.

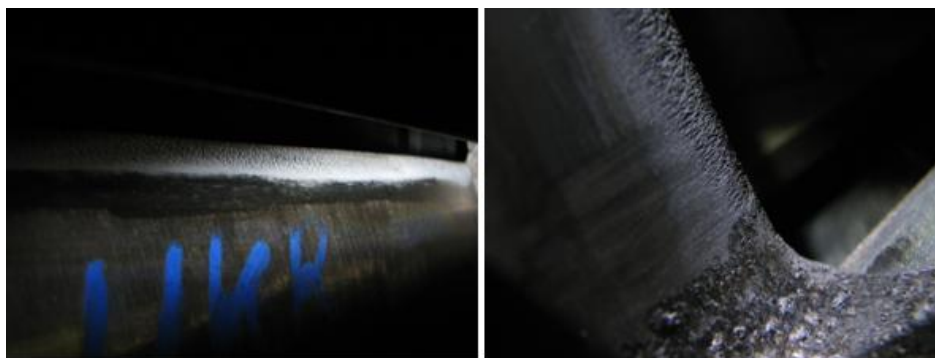
4.5 Промислові випробування в реальних умовах експлуатації

Процеси ефективності запропонованих способів зміцнення вхідних кромek були досліджені в реальних умовах експлуатації на турбіні К-220-44-2 АЕС.

На АЕС «Пакш» були проведені два промислових експеримента:
на турбіні станційний №8, на турбіні станційний №1.

Для проведення промислового експерименту на АТ «Турбоатом» було виготовлено лопатки зі сталі 15X11МФ-Ш і зміцнено їх в такі способи на підприємствах різних фірм:

- раніше застосовуваним (штатним) електроіскровим легуванням сплавом Т15К6 по всій довжині лопатки, ширина зміцненої зони 30-35 мм, включаючи радіусний перехід до поличного бандажу;
- електроіскровим легуванням сталлю 15X11МФ-Ш по всій довжині лопатки, включаючи радіусний перехід до поличного бандажу, ширина зміцненої зони 30-35 мм;



а

б

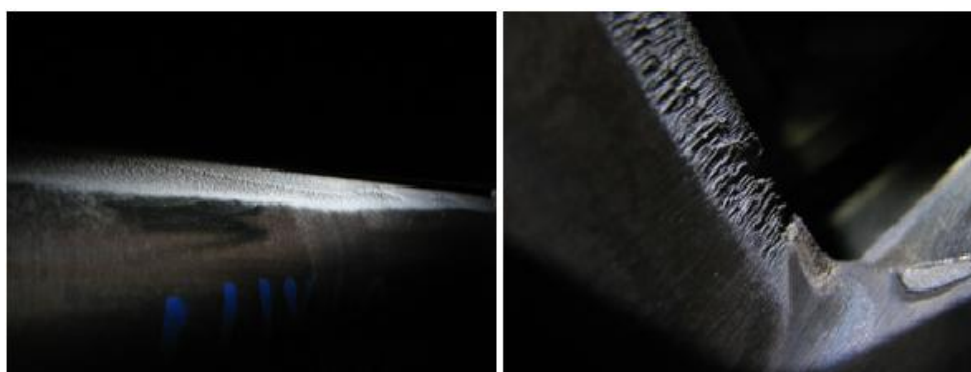
Рисунок 127 – Результати огляду лопаток після 5 місяців експлуатації:
зміцнення СВЧ по перу лопатки і електроіскровим легуванням сталлю
15X11МФ-Ш радіусного переходу;
а – на вхідній кромці; б – на радіусі переходу до поличного бандажу



а

б

Рисунок 128 – Результати огляду лопаток після 5 місяців експлуатації:
напилення виробництва Швейцарія;
а – на вхідній кромці; б – на радіусі переходу до поличного бандажу



а

б

Рисунок 129 – Результати огляду лопаток після 5 місяців експлуатації:
СВЧ виробництва Німеччини; а – на вхідній кромці; б – на радіусі
переходу до поличного бандажу



а

б

Рисунок 130 – Результати огляду лопаток після 5 місяців експлуатації: електроіскрове легування сталлю 15X11МФ-Ш по всій по всій довжині лопатки; а – на вхідній кромці; б – на радіусі переходу до поличного бандажу

Для порівняння зроблені фотографії після двох років експлуатації під час капремонту. Результати проведеного експерименту представлені на рис. 131-135.



а

б

Рисунок 131 – Результати огляду лопаток після 2 років експлуатації: зміцнення електроіскровим легуванням сплавом Т15К6. а – на вхідній кромці; б – на радіусі переходу до поличного бандажу



а

б

Рисунок 132 – Результати огляду лопаток після 2 років експлуатації:
напилення виробництва Швейцарія;

а – на вхідній кромці; б – на радіусі переходу до поличного бандажу



а

б

Рисунок 133 – Результати огляду лопаток після 2 років експлуатації:
СВЧ виробництва Німеччини.

а – на вхідній кромці; б – на радіусі переходу до бандажу



а

б



в

г

Рисунок 134 – Результати огляду лопаток після 2 років експлуатації: зміцнення СВЧ по перу лопатки і електроіскровим легуванням сталлю 15X11МФ-III радіусного переходу;

а, в – на вхідній кромці; б, г – на радіусі переходу до поличного бандажу.



а

б

Рисунок 135 – Результати огляду лопаток після 2 років експлуатації: зміцнення електроіскровим легуванням сталлю 15X11МФ-III а – на вхідній кромці; б – на радіусі переходу до поличного бандажу.

Незважаючи на короткий термін експлуатації (2 роки) однозначно встановлена перевага запропонованого нами комбінованого способу зміцнення вхідної кромки робочої лопатки зі сталі 15X11МФ-III: зміцнення СВЧ і ЕІЛ сталлю 15X11МФ-III на радіусі. Вхідна кромка, зміцнена ЕІЛ традиційним сплавом Т15К6, має ерозійне руйнування на 10 % площі більше ніж зміцнена ЕІЛ сталлю 15X11МФ-III по всій довжині. Лопатки, зміцнені за технологічними

режимами, запропонованим виробниками інших країн, показали інтенсивне руйнування вхідних кромek вже після експлуатації протягом 5 місяців (рис. 128-129). Як видно на фото, ерозійне руйнування місцями сталося по всій ширині зміцненої зони. Тоді як лопатки, зміцнені за методом, запропонованим в даній роботі, залишилися не пошкодженими (рис. 127; 130).

В результаті проведення даного експерименту була виконана заміна робочих лопаток на турбінах блоку №3 на лопатки із запропонованим нами способом зміцнення: гартування вхідних кромek СВЧ, а на радіусі під бандажем ЕІЛ 15Х11МФ-Ш.

4.6 Висновки до розділу 4

1. Проведено корозійні випробування зразків лопаток, вхідні кромки яких зміцнені трьома способами: зміцненням СВЧ, електроіскровим легуванням традиційним сплавом Т15К6, вперше застосованим - електроіскровим легуванням сталлю 15Х11МФ-Ш.
2. Визначено морфологічні параметри поверхневих шарів зразків. Порівняння морфологічного, композиційного і корозійного аналізу зразків показало, що зразок, зміцнений традиційним сплавом Т15К6 методом ЕІЛ, є гіршим з точки зору опору корозії. За результатами проведених випробувань найменшу швидкість корозії має шар, зміцнений загартуванням струмами високої частоти, найбільшу - шар, зміцнений електроіскровим легуванням твердим сплавом Т15К6. Швидкість корозії шару, зміцненого електроіскровим легуванням сталлю 15Х11МФ-Ш в 2,1 менше, ніж у шару, зміцненого сплавом Т15К6.
3. Встановлено, що нерівномірна корозія шарів лопаток, що зміцнені електроіскровим легуванням, в порівнянні з шаром, зміцненим струмами високої частоти, є більш високою. У цих шарах виявлено чутливість до локальної корозії, тому важливо при виконанні технологічних операцій електроіскрового легування отримувати шари з максимальною щільністю

модифікованих легуючим електродом ділянок.

4. За результатами проведених випробувань в лабораторних умовах на опір ерозії зразок, зміцнений електроіскровим легуванням сталлю 15X11МФ-Ш, показав більш високу стійкість до руйнування на 72% в порівнянні зі зразком, зміцненим струмами високої частоти.

5. Результати промислового експерименту після 2-х років експлуатації показали, що запропонований спосіб захисту вхідної кромки, який полягає в зміцненні струмами високої частоти по перу лопатки і електроіскровому легуванні сталлю 15X11МФ-Ш радіусного переходу, показав найкращі результати. Ерозійне руйнування виявлено на меншій площі в порівнянні з іншими способами захисту кромки лопаток.

6. На базі АТ «Турбоатом» налагоджено серійне виготовлення робочих лопаток останніх ступенів роторів циліндрів низького тиску з використанням результатів проведених досліджень і розроблених технологічних рекомендацій (Додаток 2).

7. Очікуваний економічний ефект складає 2 млн. грн.

4.7 Список використаних джерел в розділі 4

У розділі 4 використані джерела [117; 124-126]. Їх найменування представлені у загальному списку використаних джерел.

ВИСНОВКИ

У дисертаційній роботі зроблено теоретичне узагальнення і запропоновано нове рішення науково-практичної задачі, яка полягає в розробці наукових і технологічних основ комбінованого поверхневого зміцнення вхідних кромek лопаток парових турбін для підвищення їх довговічності, що реалізується шляхом цілеспрямованого технологічного впливу на структуру і властивості. На підставі проведених теоретичних та експериментальних досліджень зроблено наступні висновки:

1. Аналіз технічної літератури та сучасного стану проблеми руйнування і зносу робочих лопаток парових турбін, що працюють в пароводяному середовищі, показав, що застосовувані способи захисту від ерозійно-корозійного руйнування не забезпечують надійну експлуатацію. Дослідження, присвячені підвищенню довговічності робочих лопаток останніх ступенів парових турбін є актуальними.

2. Проведено дослідження впливу режимів термічної обробки на механічні властивості і структурний стан лопаток зі сталі 15X11МФ-Ш. Рекомендована об'ємна термічна обробка для отримання необхідних властивостей складається з гартування з температур 990-1010 °С з охолодженням в оливу та відпуску при 690-710 °С, або калібрування, поєднане з гартуванням з температур 1050-1070 °С, середа охолодження олива, відпуск 680-710 °С, 3 години, охолодження на повітрі. Така термічна обробка забезпечує високі стабільні механічні властивості сталі, а також оптимальну структуру для наступного поверхневого зміцнення.

3. На основі експериментальних і теоретичних досліджень сформульований методологічний підхід, що дозволив визначити доцільність застосування пропонованих способів зміцнення, матеріалів і способів їх нанесення. Науково обґрунтовано та експериментально підтверджено ефективність зміцнення поверхні вхідних кромek робочих лопаток парових турбін зі сталі 15X11МФ-Ш електроіскровим легуванням цієї ж сталлю.

Виконано комплекс дослідно-технологічних розробок, проведено металографічні дослідження, визначено структурно-фазовий склад зміцнених шарів, аналіз механічних властивостей, корозійної стійкості. Дослідження підтвердили, що в результаті електроіскрового легування сталлю 15X11МФ-Ш, як матеріал лопатки, можна отримати захисний шар з високою твердістю за рахунок локального збільшення концентрації хрому до 44%.

4. Науково обґрунтовано та експериментально підтверджено ефективність зміцнення вхідних кромок робочих лопаток парових турбін зі сталі 15X11МФ-Ш комбінованим методом: загартуванням струмами високої частоти та електроіскровим легуванням однойменною сталлю 15X11МФ-Ш.

5. Розроблено і впроваджено новий спосіб захисту вхідних кромок лопаток, в якому поєднано два методи зміцнення – загартування струмами високої частоти та електроіскрове легування цієї ж сталлю, яке проводять послідовно в єдиному технологічному циклі з перекриванням зони зміцнення.

6. Проведені корозійні випробування зразків лопаток, вхідні кромки яких зміцнені трьома способами: зміцненням струмами високої частоти; електроіскровим легуванням традиційним сплавом Т15К6; електроіскровим легуванням сталлю 15X11МФ-Ш. За результатами проведених випробувань встановлено, що найменшу швидкість корозії має шар, зміцнений загартуванням струмами високої частоти, найбільшу – шар, зміцнений електроіскровим легуванням твердим сплавом Т15К6.

7. Результати промислових випробувань, виконаних сумісно з АТ «Турбоатом» на турбіні К-220-44-2 АЕС «ПАКШ» (Республіка Угорщина), засвідчили ефективність розробленого нами методу зміцнення лопаток комбінованим способом. На базі АТ «Турбоатом» налагоджено серійне виготовлення робочих лопаток останніх ступенів роторів циліндрів низького тиску з використанням результатів проведених досліджень і розроблених технологічних рекомендацій.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Костюк А. Г., Фролов В. В., Булкин А. Е., Трухний А. Д. Турбины тепловых и атомных электрических станций. Москва: Издательство МЭИ, 2001. 448 с.
2. Суботін В.Г., Левченко Є.В., Швецов В.Л., Шубенко О.Л., А.О. Тарелін, В.П. Суботович. Створення парових турбін нового покоління потужністю 325 МВт. Харків: Фоліо, 2009. 256 с.
3. Шкляр А. И., Жученко Л. А., Ермолаев В. В. и др. Опыт повышения надежности и износостойкости элементов проточной части паровых турбин. *Теплоэнергетика*. 2007. № 4. С. 4-7.
4. Шубенко А. Л., Ковальський А. Э. Каплеударная эрозия лопаточных аппаратов паровых турбин. Прогнозирование и методы защиты. *Вісник НТУ "ХПИ"*: зб. наук. пр. 2012. № 7. С. 76-87.
5. Канюк Г.И., Сухинин В.П., Погонина Т.Е.. Частота вращения, надежность, экономичность, выбор параметров последней ступени турбин АЭС. *Восточно-Европейский журнал передовых технологий*. 8 (57) 2012. С. 15-19.
6. Трухний А. Д., Ломакин Б. В. Теплофикационные паровые турбины и турбоустановки. Москва: Издательство МЭИ, 2002. 540 с.
7. Гаркуша А. В., Федоров М. Ф., Сударкина С. П. и др. О влиянии эрозионного износа металла лопаток на экономичность паровых турбин. *Энергетическое машиностроение*. 1977. Вып. 23. С. 127-133.
8. Найманов О. С., Бонеско В. А., Авербах Ю. А. и др. Межремонтный период работы турбин К-200-130 ЛМЗ. *Теплоэнергетика*. 1989. № 5. С. 33-36.
9. Филиппов Г. А., Поваров О. А, Пряхин В. В. Исследования и расчеты турбин влажного пара. Москва: Энергия, 1973. 232 с.
10. Фаддеев И. П., Лагерева А. В. Вероятностная оценка напряженного состояния поверхностного слоя рабочей лопатки турбомашин при каплеударном нагружении. *Изв. вузов. Сер. Энергетика*. 1984. № 3. С. 62-67.
11. Шубенко О. Л., Голощапов В. Н., Стрельников И. С., Решитько И. В. Вплив крупнодисперсної вологи на робочі процеси вологинопарових турбін.

Энергетика. 2014. №11 (130). С. 28-38.

12. Беляков А. В., Шапин В. И., Горбачев А. Н. Практика формирования электроискровых покрытий для упрочнения и восстановления лопаточного аппарата проточной части паровых турбин тепловых и атомных электростанций. *Вестник ИГЭУ*. 2008. Вып. 4-. С.1-9.
13. Яблоков Л. Д., Логинов И. Г. Паровые и газовые установки. Москва: Энергоатомиздат, 1988, 355 с.
14. Перельман Р. Г., Пряхин В. В. Эрозия элементов паровых турбин. – Москва: Энергоатомиздат, 1986. 184 с.
15. Лагерев А. В. Эрозия паровых турбин: вероятностный подход. Т. 3. Предотвращение эрозии паровых турбин. Москва: Машиностроение, 2006. 256 с.
16. Gruber H., Reinhard K. Long term experience with erosion in wet steam turbines. *Combustion*. 1979. Vol. 50. № 9. P. 11-14.
17. Лагерев А. В. Основы проектирования эрозионностойких защитных покрытий рабочих лопаток влажнопаровых турбин. Брянск: БИТМ, 1990. 109 с.
18. Makansi J. Chemical plant uprates gas turbine with compressor-blade coating. *Power*. 1983. № 5. P. 127.
19. Коломыцев П. Т. Газовая коррозия и прочность никелевых сплавов. Москва: Металлургия, 1984. 216 с.
20. Stringer J. Role of coatings in energy - producing systems: an overview. *Mater. Sci. Eng.* 1987. Vol. 87. P. 1-10.
21. Фаддеев И. П. Эрозия влажнопаровых турбин. Ленинград: Машиностроение, 1974. 208 с.
22. Храбров П. В., Хаимов В. А., Матвеев В. А. Пути снижения эрозии лопаток мощных паровых турбин ТЭС и АЭС на малорасходных режимах. *Энергомашиностроение*. 1986. № 4. С 2-7.
23. Антонов С. Н., Титинер З.К., Крючкович Л.Г. Защита рабочих лопаток паровых турбин от эрозии. *Энергомашиностроение*. 1971. № 9. С. 31-33.

24. Руководящий технический материал (РТМ) 108.020-15-86. Металлы для турбин и теплообменного оборудования атомных электростанций. Рекомендации по выбору металлов. Общие технические требования. НПО ЦКТИ.
25. Косяк Ю. Ф., Галацан В. Н., Палей В. А. Эксплуатация турбин АЭС. Москва: Энергоатомиздат, 1983. 144 с.
26. Erosion of steam turbine blades. Philos. Trans. Roy. Soc. London. 1966. A260. № 1110. P. 216-219.
27. Патент № 56-33561 Япония, МКИ⁴ F 01 D 5/28, 5/14. Рабочая лопатка паровой турбины. - Тосієсі Т., Кацукуні Х., Кіо М. - N 53-137911, заявл. 10.11.78; опубл. 04.08.81.
28. А. с. 1006786 СРСР, МКИ⁴ F 01 D 25/12. Рабочая лопатка влажнопаровой турбины. Гонсеровский Ф. Г., Петров В. А. - № 3290556/24-06; заявл. 14.05.81; опубл. 21.03.83, Бюл. № 11.
29. А. с. 823604 СРСР, МКИ⁴ F 01 D 5/28, 29/38. Лопатка турбомшины. Кшнякин А. М., Преснухин В. А., Постнов В. И., Иващенко Т. В. - № 2796475/24-06; заявл. 10.07.79; опубл. 23.04.81, Бюл. № 15.
30. А. с. 732555 СРСР, МКИ⁴ F 01 D 5/14, F 04 D 29/38. Перо лопатки турбомшины. Подшивалов В. Н., Волков А. С., Еремин А. И. - № 2651077/24-06; заявл. 20.07.78; опубл. 05.05.80, Бюл. № 17.
31. Патент № 293148 Австрия, МКИ⁴ B21 K 1/36. Verfahren zur Herstellung von Turbinen schaufeln. Заявл. 28.04.69; опубл. 27.09.71.
32. А. с. 1278469 СРСР, МКИ⁴ F 01 D 25/28. Рабочая лопатка влажнопаровой турбины. Гонсеровский Ф. Г. - № 3890365/25; заявл. 25.03.86; опубл. 21.12.86, Бюл. № 47.
33. А. с. 1089280 СРСР, МКИ⁴ F 01 D 5/28. Лопатка турбомшины. Лагереv В. В., Буглаев В. Т., Лагереv А. В. - № 3495954/24-06; заявл. 27.09.82; опубл. 30.04.84, Бюл. 16.
34. Заявка 2599425 Франция, МКИ⁴ F 01 D 5/28, B 234 1/04. Plaque de protection pour aube en titane et procede de brasage d'une telle plaque. Coulon A. - №

8607664; заявл. 28.05.86; опубл. 04.12.87.

35. Заявка 59-180004 Япония, МКИ⁴ F 01 D 5/28. Рабочая лопатка турбины. Ииура Т., Кобаяси К., Акуцу Й. - Заявл. 17.02.84; опубл. 06.02.85.
36. Патент № 50-12526 Япония МКИ⁴ F 01 D 5/14. Лопатка паровой турбины. Сагара Х. - Заявл. 14.09.70; опубл. 13.05.75.
37. Патент №1088032 Англия, НКИ F1T, B3R. Turbine blades. Coldwell J., Telfer R. - Заявл. 11.06.65; опубл. 18.10.67.
38. Патент 1233730 Англия, НКИ F1T. Improvements in or relating to turbine blades. Roberts P., Jones D. - Заявл. 29.10.69; опубл. 26.05.71.
39. Патент №1096294 Англия, НКИ F1T, B3R. Turbine blades. Teifer R. - Заявл. 23.06.65; опубл. 29.12.67.
40. Заявка 61-93203 Япония, МКИ⁴ F 01 D 5/28. Рабочая лопатка паровой турбины. Утида Т. - Заявл. 15.10.84; опубл. 12.05.86.
41. Тополянский П.А. Повышение эрозионной стойкости входных кромок лопаток ступеней низкого давления паровых турбин. Технологии ремонта, восстановления, упрочнения и обновления машин, механизмов, оборудования и металлоконструкций. Материалы 4-й Всероссийской практической конференции 16-18 апреля 2002 г. Санкт-Петербург. Изд. СПбГТУ. 2002. - С. 30-49.
42. Ruža V. Príspevok k spajkovanin ochranných stelitových dostisiek na lopatky z Ti zliatiny. *Strojirenstvi*. 1974. Vol. 24. № 12. P. 736-742.
43. А. с. 170363 ЧССР МКИ⁴ F 04 D 29/00. Ochrana vrstev strojních součástí, například turbinových lopatок novorotoru turbokompresoru, vyrobených z titanových slitin. Steti3495954/24na K. - № 5320, заявл. 28.07.72; опубл. 15.12.77.
44. Stetina K. Protection of steam turbine titanium blades against erosion. *Proc. of 6th Conf. on Steam Turbines of Large Output*. Plzeň, Czech. 16-19 Sept. 1975. P. 245-252.
45. Wallon M. Last stage blading: a key factor in steam turbine development. *Alstom Review*. 1987. № 9. P. 3-16.
46. Рыжков В. К. Одновальная быстроходная паровая турбина К-1200-240 ЛМЗ.

Теплоэнергетика. 1985. № 8. С.14-20.

47. Драги Й., Краловец Й. Производство оборудования для атомных электростанций в концерне «Шкода»-Пльзень. *Шкода-ревью*. 1982. № 1. С. 4-11.
48. Заявка 54-19449 Япония, НКИ 12В2. Рабочая лопатка паровой турбины. Ямамото М., Каваи М., Миядзакі М. - № 52-84132; заявл. 15.07.77; опубл. 14.02.79.
49. А. с. 823604 СРСР, МКИ⁴ F 01 D 5/28, 29/38. Лопатка турбомашин. Кшнякин А. М., Преснухин В. А., Постнов В. И., Иващенко Т. В. – № 2796475/24-06; заявл. 10.07.79; опубл. 23.04.81, Бюл. № 15.
50. Бартенев С. С., Федько Ю. П., Григоров А. И. Детонационные покрытия в машиностроении. Ленинград: Машиностроение. 1982. 215 с.
51. Кулик А. Я., Борисов Ю. С., Мнухин А. С. Газотермическое напыление композиционных порошков. Ленинград: Машиностроение, 1985. 199 с.
52. Хасуи А., Моригаки О. Наплавка и напыление. Москва: Машиностроение, 1985. 240 с.
53. Мокравцов, М. В. Эрозионный износ рабочих лопаток влажнопаровых ступеней ЧНД турбин и перспективные методы его снижения: Автореф. дис. канд. техн. наук: 05.04.12.. Ленинград, ЛПИ. 1991. 16 с.
54. Кнэпп Р., Дейли Дж., Хэммит Ф. Кавитация. Москва: Мир, 1974. 688 с.
55. Забелин А. И., Андреева А. В., Белокопытов В. С. Эрозионный износ трубопроводов и турбоагрегата одноконтурной энергетической установки. *Теплоэнергетика*. 1970. № 8. С. 65-66.
56. Казак М. А., Фаддеев И. П. Конструктивные и эксплуатационные особенности влажнопаровых турбин. *Энергомашиностроение*. 1978. № 4. С. 33-38.
57. Казак М. А., Фаддеев И. П. Влажнопаровые турбины АЭУ ледоколов «Ленин», «Арктика», «Сибирь». *Теплоэнергетика*. 1978. № 8. С. 50-53.
58. Кириллов И. И., Казак М. А., Фаддеев И. П. Новый способ противозерозионной защиты рабочих лопаток турбинных ступеней.

Энергомашиностроение. 1977. № 3. С. 32-34.

59. Фаддеев И. П., Данильченко Б. В. Эксплуатационные испытания эрозионностойких покрытий рабочих лопаток судовой турбины. В кн.: Теоретические и технологические основы наплавки. Наплавленный металл. Киев: Наукова думка, 1977. С. 83-86.
60. Фаддеев И. П., Лагереv А. В. Вероятностные характеристики эрозионного износа поверхностно упрочненных рабочих лопаток судовых турбин. *Судостроение*. 1986. № 8. С. 28–30.
61. Патент 449053 Швейцария, НКИ 14С. Turbinen schaufel fur Dampsturbinen.. Schmidt A. - Заявл. 05.07.66; опубл. 11.04.68.
62. Buchanan E. R. An overview of erosion resistant coating for steam path surfaces. *Turbomachinery Int*. 1987. Vol. 28. № 1. P. 25-27.
63. Induction brazing of turbine blades. *Ind. Heat*. 1971. Vol. 38. № 11. P. 2126-2148.
64. Чернецкий Н. С. Повреждения лопаток паровых турбин. *Энергохозяйство за рубежом*. 1983. № 1. С. 10-14.
65. Ortolano R. Steam turbine blading maintenance. Part 2. *Turbomachinery Int*. 1979. Vol. 20. № 6. P. 16-18.
66. Clark E. New diffusion alloys reduce steam turbine overhauls. *Turbomachinery Int*. 1984. Vol. 25. № 1.
67. Makansi J. Cut turbine losses caused by solid-particle erosion of blades. 1986. Vol. 130. № 1. P. 45-47.
68. Ебара Р., Одохира Т., Вада Т. Повышение стойкости к эрозии рабочих лопаток турбин за счет формируемого ионным напылением покрытия. Нихон киндзлку гаккайкайхо. 1987. 26. № 9. С. 876-880.
69. Векслер Ю.Г., Куприянов И.Л., Осинoвский В.А. Исследование покрытий системы никель-хром-бор, наносимых методом плазменного напыления. Защитные покрытия на металлах. 1971. Вып. 5. С. 192-194.
70. Перo лопатки турбомашинь. пат. СРСР № 2651077/24-06; заявл. 20.07.78; опубл. 05.05.80.
71. Бляшко Я. И., Волосатов В. А., Бавельский Д. М., Верoман В. Ю.

Характеристики поверхностного слоя некоторых лопаточных материалов после ультразвукового упрочнения. *Энергомашиностроение*. 1977. № 5. С. 25-26.

72. Молодцов Н. С., Ковтун В. Г. Повышение циклической долговечности методом поверхностного упрочнения трением при восстановлении деталей электродуговой наплавкой. *Судостроение*. 1984. № 3. С. 46-47.
73. Заявка 59-170403 Япония, МКИ⁴ F 01 D 5/28. Метод нанесения защитного покрытия. Хидекодзу В. - Заявл. 18.03.83; опубл. 26.09.84.
74. Заявка 2499640 Франция, МКИ⁴ B 01 J 19/08, B29 71/04. Procédé de traitement volumique localisé à haute densité d'énergie et prodruits en résultant. Fournier D. - № 8608112; заявл. 05.06.86; опубл. 11.12.87.
75. А. с. 565993 СРСР, МКИ⁴ F 01 D 5/28. Способ упрочнения поверхности входных кромок турбинных лопаток. Поддубенко В. В., Яблоник Р. М. - № 2317802/24-06; заявл. 26.01.76; опубл. 25.07.77, Бюл. № 27.
76. Эрозия: под ред. Прис К. Москва: Мир, 1982. 464 с.
77. Лопатка турбомшины. пат. СРСР № 2796475/24-06; заявл. 10.07.79; опубл. 23.04.81, Бюл. № 15.
78. Заявка 61-79802 Япония, МКИ⁴ F 01 D 5/28. Рабочая лопатка паровой турбины. Одохира Т. - № 59-200596; заявл. 27.09.84; опубл. 23.04.86.
79. А. с. 220488 ЧССР, МКИ⁴ F 01 D 5/28. Lopatka turbin se zvýšenou odolností proti erozi a korozi. Landa V., Orna M., Prusa F., Ruml Z. - Заявл. 31.12.80; опубл. 15.11.85.
80. Патент 2535251 ФРГ, МКИ⁴ F 01 D 5/28. Kantenschutz für Turbinenschaufeln. Rensen E., Schmidberger. - Заявл. 07.08.75; опубл. 12.05.77.
81. Патент 4318672 США, НКИ 416-224. Покриття для передньої кромки лопатки вентилятора, що протистоїть ерозії під впливом частинок. - Заявл. 06.11.78; опубл. 09.03.82.
82. Stattin H. Operating Reliability of Steam Turbines. *Proc. 1st Parsons Int. Turbine Conf.*, Dublin, 28-29 June, 1984. London, 1984. P. 65-79.
83. Заявка 63-129102 Япония, МКИ⁴ F 01 D 5/28. Лопатка паровой турбины с

- протиерозійним покриттям. Осакі Х., Хатомо М., Накагава Й. - Заявл. 17.11.86; опубл. 01.06.88.
84. Патент 2325802 Франція, МКИ⁴ F 01 D 5/28. Спосіб виготовлення лопатки турбомашини. - Опубл. 27.05.77.
85. Матвеев Н. В., Краснов А. Н., Милосердов И. В. Остаточные напряжения в покрытии из нитрида титана, осажденного в вакууме. *Проблемы прочности*. 1985. № 5. С.90-93.
86. Заявка 2599384 Франція, МКИ⁴ C 23 C 24.108. Procédé de pose d'un revêtement protecteur cobalt-chrome-tungstène sur une aube en alliage de titane comportant du vanadium et aube ainsi revêtue. Coulon A., Bech U. № 8607662; заявл. 28.05.86; опубл. 02.12.87.
87. Заявка 60-228706 Японія, МКИ⁴ F 01 D 5/28, C 22 C 27/04. Износостойкая лопатка. Тагути К. - № 59-81741; заявл. 25.04.84; опубл. 14.11.85.
88. Алексеев В. К., Токмаков А. В., Попленко В. И. О влиянии структуры наполнителя и типа связующего на эрозионный износ композиционных материалов. *Трение и износ*. 1983. Т. 4. № 1. С. 40-46.
89. Коломыцев П. Т. Газовая коррозия и прочность никелевых сплавов. Москва: Металлургия, 1984. 216 с.
90. Максимович Г. Г., Шатинский В. Ф., Копылов В. И. Физико-химические процессы при плазменном распылении и разрушении материалов с покрытиями. Киев: Наукова думка, 1983. 264 с.
91. Никитин В. И. Применение покрытий для защиты лопаток газовых турбин от сульфидно-окисной коррозии. *Энергомашиностроение*. 1980. № 2. С. 41-42.
92. Restall J., Malik M., Singheiser L. Metallic diffusion and overlay coatings. *Proc. Conf. Held in Liege, Belgium, 6-9 October 1986 Part I*. P. 353-395.
93. Thermische Spritzschichten für Gasturbinen. *Oberfläche+JOT*. 1986. 26. № 11. P. 32-34.
94. Трояновский Б. М., Филиппов Г. А., Булкин А. Е. Паровые и газовые турбины атомных электростанций. Москва: Энергоатомиздат, 1985. 256 с.
95. Патент Росії RU2016101769A, B23K 26/342. Способ лазерно-порошковой

- наплавки защитного покрытия на входные кромки рабочих лопаток паровых турбин. Грачев О. В., Настека Д. В. - Заявл. 21.01.2016; опубл. 25.05.2016.
96. US Patent US5735044A, B23P 15/00. Laser shock peening for gas turbine engine weld repair. Ferigno S. J., Cowie W. D., Mannava S. - Prior. 1995-12-12. Publ. 1998-07-04.
 97. US Patent US20040191064A1, F01D 5/22. Laser powder fusion repair of Z-notches with inconel 713 powder. Guo W. -. Prior. 2003-03-27. Publ. 2004-09-30.
 98. Патент Росії RU25458778C2, B23K 26/342. Спосіб захисти лопаток парових турбін від парокапельної ерозії. Балдаєв Л. Х., Доброхотов Н. А., Дубов І. Р. і др. - Заявл. 2013-05-16, опубл. 2015-04-10, Бюл. № 10.
 99. Patent EP2708699A1, F01D25/32, F01D5/145, F01D5/18, F01D9/041, F05D2220/31, F05D2240/124, F05D2240/125, F05D2240/127, Y02T50/60. Steam turbine stationary blade and steam turbine. Koji I., Takeshi K., Shunsuke M., Susumu N. - Prior. JP2012202139A·2012-09-14. Publ. 2014-03-
 100. US Patent US20110299994A1, WO2010/086268, F01D5/282. Turbine blade, especially rotor blade for a steam engine, and corresponding method of manufacture. Behnisch T., Berndt A., Ebert C., et al. – Prior. 2009-01-28. Publ. 2001-12-08.
 101. Patent WO 2007057294, F01D /28. Turbinenschaufel für eine Dampfturbine. Haje D. - Int. Anm.: PCT/EP2006/067923. Anm.: 30.10.2006. Int. Ver.: WO 2007/057294 (24.05.2007 Gaz. 2007/21).
 102. Патент Японії JP2008093725A. Erosion preventive method and member with erosion preventive section. Kamimura K., Shiuhara K., Murakami I., Asai S.- Prior. 2006.10.13. Publ. 2008.04.24.
 103. Patent EP 1864742A1: B23H9/10, B23H9/14, C23C 14/58, F01D 5/08, C23C 14/22, C23C 14/43. Verfahren zur funkenerosiven Bearbeitung eines elektrisch nichtleitenden Materials. Forster R. - Anm. 08.06.2006. Ver. 12.12.2007.
 104. Сорокина Т. М., Дымченко В. В. Технология и оборудование для индукционной поверхностной закалки входных кромок лопаток турбин. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1987. № 8. С. 48-50.

105. Трояновский Б. М., Филиппов Г. А., Булкин А. Е. Паровые и газовые турбины атомных электростанций. Москва: Энергоатомиздат, 1985. 256 с.
106. Беляков А. В., Шапин В. И., Горбачев А. Н. Практика формирования электроискровых покрытий для упрочнения и восстановления лопаточного аппарата проточной части паровых турбин тепловых и атомных электростанций. *Вестник ИГЭУ*. 2008. Вып. . С. С.1 -9.
107. Рыженков В. А. Состояние проблемы и пути повышения износостойкости энергетического оборудования ТЭС. *Теплоэнергетика*. 2000 № 6. С. 20-24.
108. Сельский С. В., Сорокина Т. М. Повышение эрозионной стойкости лопаток турбин закалкой с нагревом ТВЧ. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2000. № 4. С. 12-18.
109. Бессонов А. Ф. Установки для высокотемпературных комплексных исследований. Москва: Машиностроение, 1974. 192 с.
110. Головин Ю. И. Наноиндентирование и его возможности. Москва: Машиностроение, 2009. 312 с.
111. Кириченко Е. П. Исследование влияния структуры на свойства нержавеющей сталей с 12 % хрома для лопаток последних ступеней низкого давления паровых турбин. Москва: ЦНИИТМАШ, 1976. 226 с.
112. ОСТ 108.020.03-82 «Заготовки лопаток турбин и компрессоров штампованные, свободнокованные и катаные из коррозионностойкой и жаропрочной стали». ОАО НПО «ЦКТИ».
113. Головин Г. Ф. Технология термической обработки металлов с применением индукционного нагрева. Ленинград: Машиностроение, 1990, 87 с.
114. Глуханов Н. П. Физические основы высокочастотного нагрева. 5-е изд., перераб. и доп. Ленинград: Машиностроение, 1989. 56 с.
115. Головин Г. Ф., Замятин М. М. Высокочастотная термическая обработка. 3 изд., перераб. и доп. Ленинград: Машиностроение, 1990, 239 с.
116. Сидоренко В. Д. Применение индукционного нагрева в машиностроении. Ленинград: Машиностроение, 1980. 231 с.
117. Hlushkova D.B., Hrinchenko O.D., Kostina L.L., Cholodov A.P. The choice of

- material for strengthening of leading edges of working blades of steam turbines. Problems of Atomic Science and Technology. 2018. №1(113). P. 181-188. (Scopus).
118. Glushkova D.B., Grinchenko E.D., Nicitchenko I.M. Investigation of the surface layer of a steam turbine blade reinforced with high-frequency currents. Problems of Atomic Science and Technology. 2018. №2 (114). P. 128-132. (Scopus).
119. Глушкова Д.Б., Гринченко Е.Д., Костина Л.Л., Демченко С.В., Рыжков Ю.В. Материалы для упрочнения входных кромок рабочих лопаток газовых турбин. Металлофизика и новейшие технологии. 2017. Т. 39. Вып. 12. С. 1647-1654. (Scopus).
120. Глушкова Д.Б., Гринченко Е.Д. Выбор оптимального материала для упрочнения входных кромок рабочих лопаток паровых турбин. Науковий вісник будівництва. 2016. № 3 (85). С. 248-252.
121. Glushkova D., Grinchenko E., Voronova Ye. Choise of optimum material for strengthening the entrance edges of stream turbines rotor blades. Автомобильный транспорт: сб. научн. тр. 2016. Вып. 39. С. 28-32
122. Глушкова Д.Б., Гринченко Е.Д. Исследование структурного состояния и механических свойств поверхностного слоя лопатки из стали 15X11МФ, упрочненной токами высокой частоты. Вісник ХНАДУ: зб. наук. пр. 2017. Вып. 77. С. 125-130.
123. Глушкова Д.Б., Грінченко О.Д. Дослідження структурного стану і механічних властивостей поверхневого шару лопатки зі сталі 15X11МФ, зміцненої струмами високої частоти. Наукові нотатки: міжвузівський збірник. Луцьк, 2017. Вип. 59. С. 344-350.
124. Hlushkova D.B., Grinchenko E.D., Kostina L.L. Strengthening of the working edges of the blades of steam turbines. Вісник ХНАДУ:зб.наук. пр. 2020. Вип. 88, т. 1. С. 37-45.
125. Глушкова Д.Б., Грінченко О.Д. Корозійна стійкість зміцнених шарів лопаток парових турбін зі сталі 15X11МФ. Металознавство та термічна обробка металів. Дніпро, 2020. Вип. 4(91). С. 45-51.

126. Патент 116611 Україна, МПК (2017.01) F01D D23P6/00. Спосіб зміцнення вхідної кромки лопатки останнього ступеня низького тиску ротора парової турбіни. Грінченко О.Д., Восковець В.Г., Глушкова Д.Б. патентовласники: Грінченко О.Д., Восковець В.Г., Глушкова Д.Б. - №u201613062, заявл. 21.12.2016, опубл. 25.05.2017, Бюл. №10/2017.
127. А. с. №89993 СРСР. Способ нанесения металлических покрытий. Лазаренко Б.И. - Оpubл. в Б.И., 1951, № 12.
128. Oliver W. C., Pharr G. M. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments. *J. Mater. Res.* 1992. Vol. 7, No. 6. P. 1564–1583.
129. Новиков И. И. Теория термической обработки металлов: учебник. 4-е изд., испр. и доп. Москва: Металлургия, 1986, 480 с.
130. Ларионов Л. Н., Дубовицкая Н. В., Захаров С. М., Снежков В. А. Структурные изменения в приповерхностных слоях стали 45 при электроискровом легировании. *Электронная обработка материалов*. 1981. №6. С. 22-24.
131. ISO 14577-1:2015. Metallic materials – Instrumented indentation test for hardness and materials parameters – Part 1: Test method.
132. Cheng Y. T., Cheng C. M. Relationships between hardness, elastic modulus and the work of indentation. *Applied Physics Letters*. 1998. Vol. 73. № 5. P. 614-618.
133. Горбань В. Ф., Мамека Н. А., Печковский Э. П., Фирстов С. А. Идентификация структурного состояния материалов методом автоматического индентирования. *Сб. докл. Харьковской нанотехнологической ассамблеи. Т. 1. Наноструктурные материалы*. Харьков, 2007. С. 52-55.
134. Фирстов С. А., Горбань В. Ф., Печковский Э. П., Мамека Н. А. Связь прочностных характеристик материалов с показателями автоматического индентирования. *Материаловедение*. 2007. № 11. С. 26-31.
135. Способ нанесения металлических покрытий. пат. СРСР №89993. Оpubл. в Б.И., 1951, № 12.
136. Мулин Ю. И., Верхотуров А. Д. Электроискровое легирование рабочих поверхностей инструментов и деталей машин электродными материалами,

- полученными из минерального сырья. Владивосток: Дальнаука, 1999. 110 с.
137. Тарельник В. Б. Управление качеством поверхностных слоев деталей комбинированным электроискровым легированием. Суми: Видавництво «МакДен», 2002. 324с.
138. Колмыков Д. В., Гончаров А. Н. Комбинированные методы упрочнения. *Вісник Сумського національного аграрного університету. Сер.: Механізація та автоматизація виробничих процесів*. 2012. Вип. 6 (24), 2012, С .46-50.
139. Электроискровое наращивание и легирование. URL: <https://extxe.com/2907/jelektroiskrovoe-narashhivanie-i-legirovanie/>. (Цитовано 16.07.2018)
140. Патент Росії RU2527108C2 МПК В23Н 9/04 (2006.01). Технологическая оснастка для локальной электроискровой обработки внутренних поверхностей тел вращения. Доронин О.Н. - Заявл. 2012-05-12, опубл. 2014-27-08, Бюл. № 24.
141. Денисова Ю. А., Иванов Ю. Ф. Модификация поверхности стали методами электроискрового легирования и электронно-пучкового воздействия. *Известия высших учебных заведений*. Т. 57, № 10/3, 2014. С. 131-134.

ДОДАТОК А

Список публікацій здобувача

Наукові праці, в яких опубліковано основні наукові результати

1. Hlushkova D.B., Hrinchenko O.D., Kostina L.L., Cholodov A.P. The choice of material for strengthening of leading edges of working blades of steam turbines. *Problems of Atomic Science and Technology*. 2018. №1(113). P. 181-188. (Scopus).
2. Glushkova D.B., Grinchenko E.D., Nicitchenko I.M. Investigation of the surface layer of a steam turbine blade reinforced with high-frequency currents. *Problems of Atomic Science and Technology*. 2018. №2 (114). P. 128-132. (Scopus).
3. Глушкова Д.Б., Гринченко Е.Д., Костина Л.Л., Демченко С.В., Рыжков Ю.В. Материалы для упрочнения входных кромок рабочих лопаток газовых турбин. *Металлофизика и новейшие технологии*. 2017. Т. 39. Вып. 12. С. 1647-1654. (Scopus).
4. Глушкова Д.Б., Гринченко Е.Д. Выбор оптимального материала для упрочнения входных кромок рабочих лопаток паровых турбин. *Науковий вісник будівництва*. 2016. № 3 (85). С. 248-252.
5. Glushkova D., Grinchenko E., Voronova Ye. Choise of optimum material for strengthening the entrance edges of stream turbines rotor blades. *Автомобильный транспорт: сб. научн. тр.* 2016. Вып. 39. С. 28-32
6. Глушкова Д.Б., Гринченко Е.Д. Исследование структурного состояния и механических свойств поверхностного слоя лопатки из сталі 15Х11МФ, упрочненной токами высокой частоты. *Вісник ХНАДУ: зб. наук. пр.* 2017. Вып. 77. С. 125-130.
7. Глушкова Д.Б., Грінченко О.Д. Дослідження структурного стану і механічних властивостей поверхневого шару лопатки зі сталі 15Х11МФ, зміцненої струмами високої частоти. *Наукові нотатки: міжвузівський збірник*. Луцьк, 2017. Вип. 59. С. 344-350.
8. Hlushkova D.B., Grinchenko E.D., Kostina L.L. Strengthening of the working edges of the blades of steam turbines. *Вісник ХНАДУ:зб.наук. пр.* 2020. Вип. 88, т.

1. С. 37-45.

9. Глушкова Д.Б., Грінченко О.Д. Корозійна стійкість зміцнених шарів лопаток парових турбін зі сталі 15X11МФ. *Металознавство та термічна обробка металів*. Дніпро, 2020. Вип. 4(91). С. 45-51.

Наукові праці, які засвідчують апробацію матеріалів дисертації

10. Глушкова Д.Б., Костина Л.Л., Рыжков Ю.В., Гринченко Е.Д. Упрочнение входных кромок рабочих лопаток паровых турбин. *Сучасні проблеми і технології забезпечення якості конструкційних матеріалів: матеріали міжнародної науково-технічної і науково-методичної конференції* (м. Харків, 22-23 вересня 2016 р.). Харків, ХНАДУ, 2016, С.25-29.
11. Глушкова Д.Б., Костина Л.Л., Демченко С.В., Гринченко Е.Д. Методы повышения точности при измерении твердости деталей. *Неруйнівний контроль в контексті асоційованого членства України в Європейському Союзі – NDT-UA 2017: збірник доповідей 1-ї науково-технічної конференції з міжнародною участю* (м. Люблін, Польща, УТ НКТД, 2017). Люблін, КПП, 2017, С.24-30.
12. Hlushkova D., Grinchenko E., Kostina I. Efficient method of strengthening the input chrome of the working steam turbine blades. *Сучасне матеріалознавство: ідеї, рішення, результати: матеріали міжнародної науково-практичної конференції* (м. Харків, 26-27 вересня 2019 р.). Харків, ХНАДУ, 2019, С. 75-82.
13. Грінченко О.Д. Дослідження корозійної стійкості зміцнених поверхонь лопаток турбін. *Актуальні напрями матеріалознавства: збільшення ресурсу конструкцій на основі конвергенції сучасних технологій обробки матеріалів: матеріали міжнародної науково-практичної конференції* (м. Харків, 24-25 вересня 2020 р.). Харків: ХНАДУ, 2020. С.140-146.

Праці, які відображають наукові результати дисертації

14. Патент 116611Україна, МПК (2017.01) F01D D23P6/00 Спосіб зміцнення вхідної кромки лопатки останнього ступеня низького тиску ротора парової турбіни. Грінченко О.Д., Восковець В.Г., Глушкова Д.Б. патентовласники: Грінченко О.Д., Восковець В.Г., Глушкова Д.Б. - №u201613062, заявл. 21.12.2016, опубл. 25.05.2017, Бюл. №10/2017.

ВІДОМОСТІ ПРО АПРОБАЦІЮ

Міжнародна науково-технічна і науково-методична конференція, м. Харків, 22-23 вересня 2016 р., Харків, ХНАДУ.

1 науково-технічна конференція з міжнародною участю, м. Люблін, Польща, УТ НКТД, 2017.

Міжнародна науково-практична конференція, м. Харків, 26-27 вересня 2019 р. Харків, ХНАДУ.

Міжнародна науково-практична конференція, м. Харків, 24-25 вересня 2020 р. Харків: ХНАДУ.

ДОДАТОК Б

Акт впровадження

 **ЗАТВЕРДЖУЮ**
Генеральний конструктор
АТ «Турбоатом»
Левченко Є.В.

АКТ

про впровадження результатів
науково-технічної розробки

Цим актом підтверджуємо, що в АТ «Турбоатом» проведено дослідження і впроваджені результати роботи по зміцненню вхідних кромок робочих лопаток останніх ступенів роторів низького тиску з метою захисту від ерозійного руйнування комбінованим способом: зміцнення в єдиному технологічному циклі струмами високої частоти по перу лопатки і ерозійно іскровим легуванням сталлю 15X11МФ радіусного переходу до поличного бандажу за участю Грінченко О.Д.

Виконано комплекс досліджень з вивчення впливу технологічних параметрів поверхневої зміцнюючої обробки на структурно-фазові перетворення в металі поверхні, корозійну стійкість, визначені механічні характеристики зміцнених шарів.

Проведено промислові випробування серійного варіанту виготовлення робочих лопаток останніх ступенів роторів низького тиску з захистом вхідних кромок комбінованим способом.

Розроблений метод зміцнення вхідних кромок лопаток успішно застосований на турбінах К-220-44 АЕС «Пакш», Угорщина.

Акт не є підставою для взаємних фінансових розрахунків.

Головний конструктор парових турбін
АТ «Турбоатом»



В.Л. Швецов