

НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ
«ХАРКІВСЬКИЙ ПОЛІТЕХНІЧНИЙ ІНСТИТУТ»
МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ

НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ
«ХАРКІВСЬКИЙ ПОЛІТЕХНІЧНИЙ ІНСТИТУТ»
МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ

Кваліфікаційна наукова праця
на правах рукопису

Чень Сінґлей

УДК 669.017+620.186.4

ДИСЕРТАЦІЯ

**НАДІЙНІСТЬ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ПАРОПРОВОДІВ
І РОТОРІВ ТУРБІН АЕС І ТЕС**

Спеціальність G8 – Матеріалознавство


Галузь знань G – Інженерія, виробництво та будівництво

Подається на здобуття наукового ступеня доктора філософії

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

Чень Сінґлей

Signed by:


F131D3EE6AC6467...

6/15/2026

Науковий керівник:

Дмитрик Віталій Володимирович,
доктор технічних наук, професор
кафедри зварювання НТУ «ХПІ»

Харків – 2026

АНОТАЦІЯ

Чень Сінлей. Надійність зварних з'єднань паропроводів і роторів турбін АЕС і ТЕС. – Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня доктора філософії за спеціальністю G8 – Матеріалознавство (G – Інженерія, виробництво та будівництво). – Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут» Міністерства освіти і науки України, м. Харків, 2026.

Роботу виконано на кафедрі «Зварювання» Національного технічного університету «Харківський політехнічний інститут» Міністерства освіти і науки України. З дисертацією можна ознайомитись у бібліотеці Національного технічного університету «Харківський політехнічний інститут» за адресою: 61002, м. Харків, вул. Кирпичова, 2.

Об'єкт дослідження: надійність зварних з'єднань паропроводів і роторів турбін АЕС і ТЕС.

Предмет дослідження: структурно-фазовий стан, фізико-механічні властивості і пошкоджуваність зварних з'єднань паропроводів; структура і механічні властивості зварних з'єднань роторів зі сталі 25Х2НМФА та комбінованих зварних з'єднань роторів зі сталей 25Х2НМФА і 20Х3МВФА.

Дисертацію присвячено проведенню комплексних досліджень структурно-фазового стану і фізико-механічних властивостей зварних з'єднань паропроводів, які довготривало, понад 280 тис. год працюють в умовах повзучості і втоми. Також присвячено дослідженню вихідної структури зварних з'єднань роторів зі сталі 25Х2НМФА і комбінованих зварних з'єднань роторів турбін АЕС і ТЕС, які виготовлені за удосконаленою технологією.

Обґрунтували, що структурно-фазовий стан зварних з'єднань паропроводів, які працюють понад 280 тис. год в умовах повзучості і втоми є головним фактором, який визначає надійність їх роботи. Дослідження особливостей структурно-фазового стану надало можливість виявити стійкість металу зварних з'єднань проти утворення його пошкоджуваності в умовах

зростаючих робочих навантажень. Запропонували ряд нових і удосконалених методів контролю якості металу зварних з'єднань, впровадження яких дозволить внести уточнення в надійність їх роботи.

Обґрунтували залежність фізико-механічних властивостей зварних з'єднань паропроводів і роторів турбін від їх структурно-фазового стану, що доцільно для підвищення оцінки надійності їх роботи.

При проведенні досліджень були задіяні сучасні методи аналізу і обладнання а також метод моделювання температурного режиму, в який внесли відповідні уточнення.

У вступі обґрунтована актуальність роботи, наведена її мета і задачі дослідження, показано зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами, наведені основні задачі дослідження, а також методи і методики, що використовувалися, наукова новизна та сформульовано практичне значення отриманих результатів.

У першому розділі, шляхом огляду відповідних результатів досліджень вітчизняних і зарубіжних вчених, обґрунтували перспективність вирішення задач спрямованих на досягнення мети роботи.

У другому розділі надається опис обладнання, матеріалів, а також методів і методик, задіяних в дослідженнях. Структурно-фазовий стан зварних з'єднань досліджували шляхом використання методів оптичної і електронної мікроскопії, а також поверхневого мікрозондового аналізу. Для дослідження механізму пошкоджуваності використовували удосконалені методики визначення пор повзучості і тріщин втоми.

Третій розділ присвячений дослідженню пошкоджуваності зварних з'єднань паропроводів стосовно їх напрацювання в умовах повзучості і втоми понад 280 тис. год.

Четвертий розділ містить результати визначення надійності і залишкового ресурсу довготривало, понад 280 тис. год працюючих паропроводів.

П'ятий розділ присвячений теоретичному і практичному обґрунтуванню

підвищення експлуатаційних характеристик зварних з'єднань роторів парових турбін АЕС і ТЕС.

У висновках узагальнено основні результати наукового дослідження отримані в процесі розв'язання поставлених у дисертаційній роботі наукових завдань. Сформульовано основні наукові та практичні результати роботи.

За результатами досліджень отримано такі наукові результати:

- отримали подальший розвиток дослідження впливу структурно-фазового стану на пошкоджуваність металу зварних з'єднань паропроводів, які відпрацювали в умовах повзучості і втоми понад 280 тис. год.;
- виявлено особливості формування ферито-карбідної суміші в структурі зварних з'єднань паропроводів стосовно їх напрацювання понад 280 тис. год.;
- удосконалена технологія виготовлення зварних з'єднань паропроводів і роторів турбін ТЕС і АЕС, що дозволило отримувати зварні з'єднання з підвищеною якістю їх вихідної структури.

Практичне значення отриманих результатів полягає в тому, що результати досліджень, які наведені в дисертаційній роботі використовуються для підвищення надійності і визначення ресурсу зварних з'єднань паропроводів і роторів турбін АЕС і ТЕС. До результатів, які мають практичну цінність можна віднести:

- результати досліджень структурно-фазового стану металу зварних з'єднань паропроводів, які працюють в умовах повзучості і втоми понад 280 тис. год. Дані результати надають можливість визначити надійність їх роботи, а також їх залишковий ресурс;
- отримання зварних з'єднань паропроводів і роторів турбін з підвищеними якісними показниками їх вихідної структури вперше надало можливість підвищити надійність роботи зварних з'єднань в умовах збільшення робочих навантажень;
- удосконалення технології зварювання роторів і паропроводів дозволило вперше отримати зварні з'єднання, механічні властивості яких є вищими від аналогічних механічних властивостей зварних з'єднань, виготовлених за

штатними технологіями;

– виявлення особливостей структурно-фазових змін в металі зварних з'єднань паропроводів стосовно їх напрацювання в умовах повзучості і втоми понад 280 тис. год, надало можливість використовувати заходи, які гальмують проходження таких змін, що доцільно для підвищення надійності зварних з'єднань;

– результати виконаних досліджень доповнили навчальні курси «Фізико-хімічні процеси в зварних з'єднаннях», «Металографія зварних з'єднань», «Основи наукових досліджень», «Металознавство і термічна обробка зварних з'єднань», які викладаються у Національному технічному університеті «Харківський політехнічний інститут». Матеріали досліджень знайшли використання в лекціях, дипломних і курсових проектах;

– результати досліджень рекомендовано до впровадження на ТЕЦ-5, ТЕЦ-3, ТЕЦ (м. Зміїв), АТ «Українські енергетичні машини», а також в навчальний процес НТУ «ХПІ».

Ключові слова: структурно-фазовий стан, зварні з'єднання, паропроводи, ротори, ресурс, пошкоджуваність, повзучість, фізико-механічні властивості, втома, карбіди, аустніт, перліт, надійність, бейніт.

ABSTRACT

Chen Xinlei. Reliability of welded joints of steam lines and turbine rotors of NPP and TPP. – Qualifying scientific work as a manuscript.

Thesis for the degree of Doctor of Philosophy in the G8 specialty – Materials science (G – Engineering, manufacturing, and construction). – National Technical University «Kharkiv Polytechnic Institute» of the Ministry of Education and Science of Ukraine, Kharkiv, 2023.

The work was performed at the Welding department of the National Technical University «Kharkiv Polytechnic Institute» of the Ministry of Education and Science of Ukraine. The text of the thesis paper may be found in the library of the National Technical University «Kharkiv Polytechnic Institute» at: 61002, Kharkiv, Kyrpychova str., 2.

Object of study: reliability of welded joints of steam lines and turbine rotors at NPPs and TPPs.

Subject of research: structural-phase state, physical and mechanical properties and damageability of welded joints of steam lines; structure and mechanical properties of welded joints of 25H2NMFA steel rotors and combined welded joints of 25H2NMFA and 20H3MVFA steel rotors.

The dissertation is devoted to comprehensive studies of the structural-phase state and physical and mechanical properties of welded joints of steam pipelines that operate for a long time, more than 280 thousand hours, under creep and fatigue conditions. The paper also investigates the initial structure of welded joints of 25X2HMΦA steel rotors and combined welded joints of NPP and TPP turbine rotors made using advanced technology.

It has been substantiated that the structural-phase state of welded joints of steam pipelines operating for more than 280 thousand hours under creep and fatigue conditions is the main factor determining the reliability of their operation. The study of the structural-phase state features made it possible to identify the resistance of welded joints metal against the formation of its damage under increasing operating

loads. A number of new and improved methods for quality control of welded joint metal have been proposed, the implementation of which will allow for refinements in the reliability of their operation.

The dependence of the physical and mechanical properties of welded joints of steam lines and turbine rotors on their structural and phase state was substantiated, which is advisable for improving the assessment of their reliability.

Modern methods of analysis and equipment, as well as the method of temperature modelling, were used in the research, which was updated accordingly.

The introduction substantiates the relevance of the work, presents its purpose and objectives, shows the connection of the work with scientific programmes, plans, topics, presents the main objectives of the study, as well as the methods and techniques used, the scientific novelty and formulates the practical significance of the results obtained.

In the first chapter, by reviewing the relevant research results of domestic and foreign scientists, the prospects for solving the tasks aimed at achieving the goal of the work are substantiated.

The second chapter describes the equipment, materials, methods and techniques used in the research. The structural and phase state of welded joints was investigated using optical and electron microscopy, as well as surface microprobe analysis. Advanced methods for determining creep pores and fatigue cracks were used to study the damage mechanism.

The third chapter is devoted to the study of damage to welded joints of steam pipelines in relation to their operating time under creep and fatigue conditions of more than 280 thousand hours.

The fourth chapter contains the results of determining the reliability and residual life of long-term (over 280 thousand hours) operating steam pipelines.

The fifth chapter is devoted to the theoretical and practical justification of improving the performance of welded joints of steam turbine rotors at NPPs and TPPs.

The conclusions summarise the main findings of the research obtained in the course of addressing the research objectives set out in the thesis. The main scientific

and practical findings of the work are outlined.

The research yielded the following scientific results:

- further research was conducted into the influence of the structural-phase state on the damage susceptibility of the metal in welded joints of steam pipes that have operated under creep and fatigue conditions for over 280,000 hours;
- the characteristics of the formation of a ferrite-carbide mixture in the structure of welded joints of steam pipes were identified in relation to their operating life of over 280,000 hours;
- the manufacturing technology for welded joints in steam pipes and turbine rotors for thermal power stations and nuclear power stations has been improved, enabling the production of welded joints with an enhanced quality of their initial structure.

The practical significance of the results obtained lies in the fact that the research findings presented in the thesis are used to improve the reliability and determine the service life of welded joints in steam pipes and turbine rotors for nuclear and thermal power stations. The results of practical value include:

- research findings on the microstructural and phase state of the metal in welded joints of steam pipes operating under creep and fatigue conditions for over 280,000 hours. These results make it possible to determine the reliability of their operation, as well as their remaining service life;
- the production of welded joints for steam pipes and turbine rotors with improved quality characteristics of their initial structure has, for the first time, made it possible to enhance the reliability of welded joints under conditions of increased operational loads;
- improvements in the welding technology for rotors and steam pipes have, for the first time, enabled the production of welded joints whose mechanical properties exceed those of welded joints manufactured using standard technologies;
- the identification of the characteristics of structural and phase changes in the metal of steam pipe welded joints in relation to their service life under creep and fatigue conditions exceeding 280,000 hours has made it possible to implement measures that

inhibit the progression of such changes, which is beneficial for improving the reliability of welded joints;

– the results of the research conducted have supplemented the courses ‘Physico-chemical processes in welded joints’, ‘Metallography of welded joints’, ‘Fundamentals of scientific research’, ‘Metallurgy and Heat Treatment of Welded Joints’, which are taught at the National Technical University ‘Kharkiv Polytechnic Institute’. The research materials have been utilised in lectures, dissertations and coursework;

– the research results have been recommended for implementation at TPP-5, TPP-3, TPP (Zmiiv), JSC ‘Ukrainian Energy Machines’, as well as in the teaching process at NTU ‘KhPI’.

Keywords: structural and phase state, welded joints, steam lines, rotors, service life, damage, creep, physical and mechanical properties, fatigue, carbides, austenite, pearlite, reliability, bainite.

Список публікацій здобувача

Наукові праці, які відображають основні наукові результати дисертації:

1. Chen Xinlei. Improving the output quality of steam turbine welded rotors for nuclear power plants / Dmitrik V. V., Chen Xinlei, Kasianenko I. V., Ustyuzhyn I. B. // Problems of atomic science and technology. – 2025. – №2(156). – P. 91–96. (A) <https://doi.org/10.46813/2025-156-091>

2. Chen Xinlei. Features of damage to welded joints of steam pipelines during long-term operation / Dmytryk V. V., Balytskyi O. I., Chen X. L., Kasyanenko I. V. // Strength of materials. – 2025. – Vol. 57. – Iss. 3. – P. 479–486. (A) DOI: 10.1007/s11223-025-00781-6

3. Chen Xinlei. Effects of structural and phase state on the damageability of welded joints in long-term operated steam pipes / Dmytryk V. V., Poznyakov V. D., Chen X. L., Kasyanenko I. V. & Pogribnyi M. A. // Strength of materials. – 2026. – Vol. 58. – P. 76–83. (A) <https://doi.org/10.1007/s11223-026-00871-z>

Статті у періодичних наукових виданнях, що увійшли до переліку наукових фахових видань України:

4. Чень Сінґлей Проблема оцінки надійності і залишкового ресурсу довготривало працюючих зварних з'єднань паропроводів ТЕС / Дмитрик В. В., Чень Сінґлей, О. П. Усатий, І. В. Касьяненко // Вісник НТУ "ХПІ": Серія "Енергетичні та теплотехнічні процеси й устаткування". – 2024. – № 2. – С. 31–36. (Б) doi: 10.20998/2078-774X.2024.02.03

5. Чень Сінґлей Вплив структурно-фазового стану на пошкоджуваність зварних з'єднань довготривало експлуатованих паропроводів / Дмитрик В. В., Позняков В. Д., Чень С. Л., Касьяненко І. В., Погрібний М. А. // Проблеми міцності. – 2026. – № 1. – С. 93-102. (А)

6. Chen Xinlei. Features of damage to welded joints of steam pipelines during long-term operation / Dmytryk V. V., Balytskyi O. I., Chen X. L., Kasyanenko I. V. // Strength of materials. – 2025. – Vol. 57. – Iss. 3. – P. 479–486. (A) DOI: 10.1007/s11223-025-00781-6

7. Чень Сінґлей Підвищення якісних характеристик зварного з'єднання комбінованого ротора // Дмитрик В. В., Чень Сінґлей, Касьяненко І. В., Гаращенко О. С., Платухін О. Л. // Автоматичне зварювання. – 2026. – № 1. – С. 58–63. (Б) <https://doi.org/10.37434/as2026.01.07>

8. Chen Xinlei. Increasing the reliability of welded joints of steam pipelines under creep and fatigue conditions / Dmitrik V., Xinlei C. and Kasianenko I. // Journal of mineral and material science (JMMS). – 2025. – Vol. 6. – Iss. 1. DOI: 10.54026/JMMS/1106

9. Chen Xinlei. Structure and damageability of welded joints made of heatresistant steels / Dmitrik V., Xinlei C. and Kasianenko I. // Journal of mineral and material science (JMMS). – 2025. – Vol. 6. – Iss. 2. DOI: 10.54026/JMMS/1111

Опубліковані праці, апробаційного характеру:

10. Чень Сінґлей Підвищення якості вихідної структури зварних роторів парових турбін АЕС / Дмитрик В. В., Лей Сінґ, Касьяненко І. В. // XXI міжнародна конференція з фізики радіаційних явищ і радіаційного матеріалознавства. Тези доповідей 23-25 вересня 2024 р., Харків, Україна. – С. 120–121.

11. Чень Сінґлей Особливості використання нових теплостійких сталей для об'єктів ТЕС і їх зварних з'єднань / Чень Сінґлей, Дмитрик В. В., Касьяненко І. В. // XVIII Міжнародна науково-практична конференція магістрантів та аспірантів «Теоретичні та практичні дослідження молодих вчених» (19–22 листопада 2024 року): матеріали конференції / за ред. проф. Є.І. Сокола. – Харків : НТУ «ХПІ», 2024. – С. 772–773.

12. Чень Сінґлей Підвищення фізико-механічних властивостей зварних з'єднань роторів турбін АЕС / Дмитрик В. В., Чень Сінґлей // Інформаційні технології: наука, техніка, технологія, освіта, здоров'я: тези доповідей XXXIII міжнародної науково-практичної конференції MicroCAD-2025, 14-17 травня 2025 р. / за ред. проф. Сокола Є.І. – Харків: НТУ «ХПІ». – С. 377.

13. Chen Xinlei. Improving the output quality of steam turbine welded rotors for nuclear power plants / Dmitrik V. V., Xinlei Chen, Kasianenko I. V. // Наукові праці

XXIII конференції з фізики високих енергій та ядерної фізики, [08-10 квітня 2025 р., м. Харків] / НАН України, Нац. наук. центр "Харків. фіз.-техн. ін-т", Ін-т фізики високих енергій і ядер. фізики. – Харків : ННЦ ХФТІ, 2025. – С. 184–186.

14. Чень Сінълей Зменшення вихідної структурної неоднорідності зварних з'єднань із теплостійких сталей / Дмитрик В. В., Чень Сінълей, Касьяненко І. В. // Комплексне забезпечення якості технологічних процесів та систем (КЗЯТПС – 2025) : матеріали тез доповідей XV Міжнародної науково-практичної конференції (м. Чернігів, 22–23 травня 2025 р.) : у 2 т. / Національний університет «Чернігівська політехніка» [та ін.] ; відп. за вип.: Приступа Анатолій Леонідович [та ін.]. – Чернігів: НУ «Чернігівська політехніка», 2025. – Т. 2. – С. 121.

15. Чень Сінълей Оцінка надійності зварних з'єднань паропроводів, довготривало працюючих в умовах повзучості / Дмитрик В. В., Касьяненко І. В., Чень Сінълей // Зварювання та споріднені технології для відновлення України: Тези допов. конф. під ред. О.Т. Зельніченка. Київ: ТОВ «Видавничий дім «ПАТОН», 2025. – С. 18–20.

16. Чень Сінълей Оцінка надійності і ресурсу зварних з'єднань паропроводів довготривало працюючих в умовах повзучості / Дмитрик В. В., Касьяненко І. В., Чень Сінълей // Збірник матеріалів п'ятої міжнародної конференції «Інноваційні технології та інжиніринг у зварюванні PolyWeld – 2025». – Київ : КПІ імені Ігоря Сікорського, 2025. – 220 с. – С. 23–25.

ЗМІСТ

ВСТУП.....	5
РОЗДІЛ 1 СТРУКТУРА І ВЛАСТИВОСТІ ЗВАРНИХ	
З'ЄДНАНЬ ПАРОПРОВОДІВ ТА РОТОРІВ ТУРБІН ТЕС І АЕС	
ТА НАПРЯМИ ЇХ ПІДВИЩЕННЯ (ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД).....	12
1.1 Структурно-фазові особливості зварних з'єднань паропроводів із	
теплостійких сталей стосовно їх довготривалого напрацювання в умовах	
повзучості і втоми.....	12
1.2 Структурно-фазовий стан і властивості зварних з'єднань	
паропроводів зі сталі 12Х1МФ.....	15
1.3 Структурно-фазовий стан і властивості зварних з'єднань	
паропроводів зі сталі 15Х1М1Ф	19
1.4 Структурні перетворення і пошкоджувальність металу зварних	
з'єднань паропроводів при їх довготривалому напрацюванні в умовах	
повзучості і втоми.....	22
1.5 Особливості пошкоджувальності металу зварних з'єднань	
за механізмами повзучості і втоми.....	23
1.6 Структура і властивості зварних з'єднань роторів турбін	
ТЕС та АЕС, виготовлених за штатними технологіями.....	27
1.6.1 Особливості вихідної структури комбінованих зварних з'єднань	
роторів турбін ТЕС.....	27
1.6.2 Особливості вихідної структури зварних з'єднань	
із сталі 25Х2НМФА роторів турбін АЕС, виготовлених за штатною	
технологією.....	30
Висновки за розділом 1.....	31
РОЗДІЛ 2 ОБЛАДНАННЯ, МЕТОДИ І МЕТОДИКИ, ЗАДІЯНІ	
В ДОСЛІДЖЕННЯХ.....	33
2.1 Дослідження мікроструктури зварних з'єднань шляхом	
використання оптичної мікроскопії.....	33

2.2 Дослідження структури зварних з'єднань шляхом використання електронної мікроскопії.....	34
2.3 Визначення фізико-механічних властивостей зварних з'єднань паропроводів і роторів турбін.....	39
2.4 Дослідження механізму пошкоджуваності зварних з'єднань паропроводів і роторів.....	41
Висновки за розділом 2.....	42
РОЗДІЛ 3 ДОСЛІДЖЕННЯ ПОШКОДЖУВАНOSTІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ПАРОПРОВОДІВ ПРИ ЇХ НАПРАЦЮВАННІ В УМОВАХ ПОВЗУЧOSTІ І ВТОМИ ПОНАД 280 ТИС. ГОД.....	43
3.1 Пошкоджуваність зварних з'єднань, що довготривало працюють в умовах повзучості і втоми.....	43
3.2 Механізми пошкоджуваності зварних з'єднань.....	45
3.3 Вплив технічних факторів на пошкоджуваність зварних з'єднань.....	52
3.4 Особливості пошкоджуваності зварних з'єднань паропроводів при їх напрацюванні понад 280 тис. год.....	54
3.5 Вплив структурно-фазового стану на пошкоджуваність зварних з'єднань паропроводів довготривало працюючих в умовах повзучості.....	65
Висновки за розділом 3.....	74
РОЗДІЛ 4 ВИЗНАЧЕННЯ НАДІЙНОСТІ І ЗАЛИШКОВОГО РЕСУРСУ ДОВГОТРИВАЛО ПРАЦЮЮЧИХ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ПАРОПРОВОДІВ.....	76
4.1 Залишкові напруження в зварних з'єднаннях паропроводів із теплостійких сталей 15X1M1Ф і 12X1MФ.....	76
4.2 Оцінка надійності і залишкового ресурсу довготривало працюючих зварних з'єднань паропроводів.....	82
4.3 Удосконалення методів контролю якості зварних з'єднань, які довготривало експлуатуються в умовах повзучості і втоми.....	86
Висновки за розділом 4.....	90

РОЗДІЛ 5 ПІДВИЩЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ХАРАКТЕРИСТИК ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ РОТОРІВ ПАРОВИХ ТУРБІН ТЕС І АЕС.....	91
5.1 Отримання комбінованих зварних з'єднань роторів із різнорідних сталей 20Х3МВФА і 25Х2НМФА за удосконаленою технологією.....	91
5.2 Механічні властивості комбінованих зварних з'єднань роторів.....	103
5.3 Підвищення вихідної якості зварних з'єднань роторів зі сталі 25Х2НМФА парових турбін АЕС.....	105
Висновки за розділом 5.....	116
ВИСНОВКИ.....	118
СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ.....	119
ДОДАТОК А СПИСОК ПУБЛІКАЦІЙ ЗДОБУВАЧА.....	126
ДОДАТОК Б АКТ ВПРОВАДЖЕННЯ.....	129

ВСТУП

Актуальність теми дослідження. Проблема надійності експлуатації паропроводів і роторів турбін ТЕС та АЕС набуває зростаючої актуальності для енергетики України. Значною мірою експлуатаційні характеристики паропроводів і роторів залежать від пошкоджуваності і структурно-фазового стану їх зварних з'єднань. Близько 70 теплових електричних станцій України відпрацювали свій парковий ресурсі їх напрацювання на сьогодні складає понад 280 тис. год. Енергетичне обладнання, паропроводи і особливо зварні з'єднання елементів їх систем зазнають старіння. І тому надається важливим визначити надійність роботи та залишковий ресурс зварних з'єднань.

Метал паропроводів і першочергово метал їх зварних з'єднань зазнає деградації. В процесі довготривалого напрацювання структура зварних з'єднань змінюється. Утворюється нова структурна складова – ферито-карбідна суміш. Наявність такої суміші суттєво знижує фізико-механічні властивості металу зварних з'єднань. Вихідна структура зварних з'єднань із теплостійких перлітних сталей характеризується неоднорідністю, яка утворилася внаслідок зварювального нагрівання і збільшується при довготривалому напрацюванні зварних з'єднань. Тому важливо дослідити особливості утворення ферито-карбідної суміші, як складової структури металу зварних з'єднань паропроводів на ділянках їх зони термічного впливу. Необхідно встановити особливості впливу перліту на утворення ферито-карбідної суміші.

Ротори турбін, які виготовляють з використанням зварювання, є важливою складовою енергоблоків. Зварні з'єднання роторів атомних електростанцій виготовляють із високоміцної конструкційної сталі 25Х2НМФА. Такі ротори експлуатуються при високих стаціонарних напруженнях і при температурі до 450 °С. Отже задачею що потребує вирішення є необхідність отримати зварні з'єднання ротора з підвищеними якісними характеристиками їх вихідної структури.

Ротори для теплових електричних станцій виготовляють, як комбіновані,

шляхом зварювання, зі сталей 25Х2НМФА і 20Х3МВФА. Такі ротори експлуатуються в умовах змінних робочих навантажень. Штатна технологія при виготовленні комбінованих роторів допускає формування у зоні термічного впливу структур, які умовно можна віднести до браковочних. Такими структурами є крупні аустенітні зерна і перекристалізований перліт на ділянках зони термічного впливу. Наявність наведених структур сприяє зниженню фізико-механічних властивостей металу зварних з'єднань і тому доцільно, при удосконаленні процесу їх виготовлення, запобігти утворенню крупних аустенітних зерен і перекристалізованого перліту.

Таким чином, вирішення наведених задач дозволить підвищити оцінку надійності зварних з'єднань, які довготривало експлуатуються в умовах повзучості і втоми. Також удосконалення технології виготовлення зварних роторів забезпечить отримання їх вихідної структури з підвищеними якісними характеристиками, що доцільно для підвищення надійності роботи роторів.

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

Дисертаційну роботу виконано на кафедрі «Зварювання» Національного технічного університету «Харківський політехнічний інститут» за планами науково-дослідних робіт, відповідно до завдань ініціативної теми «Визначення надійності зварних з'єднань паропроводів і роторів турбін ТЕС і АЕС за їх структурно-фазовим станом», №ДР 0125U00, в якій здобувач брав участь як виконавець.

Мета і задачі дослідження.

Мета роботи:

1. Обґрунтувати надійність зварних з'єднань паропроводів із теплостійких сталей, які відпрацювали в умовах повзучості і втоми понад 280 тис. год.
2. Збільшення надійності зварних з'єднань паропроводів і роторів турбін ТЕС і АЕС шляхом отримання більш якісної вихідної структури зварних з'єднань і підвищених механічних властивостей.

Для досягнення поставленої мети вирішували наступні задачі:

- виконували аналіз публікацій стосовно проходження в металі зварних

з'єднань паропроводів фізико-хімічних процесів, які сприяють утворенню ферито-карбідної суміші, при їх напрацюванні в умовах повзучості і втоми понад 280 тис. год;

- встановлювали залежність пошкоджуваності металу зварних з'єднань від наявності в їх структурі складової ферито-карбідної суміші;

- обґрунтовували залежність утворення ферито-карбідної суміші в металі зварних з'єднань від їх вихідної структури стосовно напрацювання зварних з'єднань понад 280 тис. год;

- шляхом удосконалення технології зварювання отримали зварні з'єднання роторів турбін ТЕС та АЕС з покращеними показниками їх вихідної структури і підвищеними механічними властивостями, що забезпечило підвищення надійності їх роботи в умовах збільшених робочих навантажень.

Об'єкт дослідження: надійність зварних з'єднань паропроводів і роторів турбін АЕС і ТЕС.

Предмет дослідження: структурно-фазовий стан, фізико-механічні властивості і пошкоджуваність зварних з'єднань паропроводів; структура і механічні властивості зварних з'єднань роторів зі сталі 25Х2НМФА та комбінованих зварних з'єднань роторів зі сталей 25Х2НМФА і 20Х3МВФА.

Методи дослідження. Дослідження фізико-хімічних процесів, структурних перетворень і визначення властивостей проводили відповідно до положень нормативної документації. Використовували сучасне обладнання, а також відомі методи і методики. Окремі методи і методики надали удосконаленню. В дослідженнях були задіяні металографічні мікроскопи JM7100 і JM7200, мікроскопи MT8000 і MT8500, а також растровий електронний мікроскоп JEOL JSM-7800F. Хімічний склад карбідів визначили з допомогою електронного мікроскопу з системою рентгенівського мікроаналізатора LINK-AN10185S. Рентгеноструктурну ідентифікацію карбідів M_3C , M_7C_3 , $M_{23}C_6$, Mo_2C і VC проводили з використанням порошкового дифрактометра Siemens-D500. Визначення повзучості і тривалої міцності виконували на машинах АИМА-5-2 і ИП-4М. На штатному обладнанні визначали короточасні механічні

властивості зварних з'єднань. Статистичне оброблення отриманих результатів виконували з допомогою методів прикладної математики.

Наукова новизна отриманих результатів.

В дисертаційній роботі проведено комплекс теоретичних і прикладних досліджень структурно-фазового стану, фізико-механічних процесів, особливостей пошкоджуваності металу зварних з'єднань стосовно їх напрацювання в умовах повзучості і втоми понад 280 тис. год. Також проводили дослідження по отриманню зварних з'єднань роторів із сталі 25X2НМФА турбін АЕС і комбінованих роторів зі сталей 25X2НМФА і 20X3МВФА турбін ТЕС, з підвищеними якісними характеристиками їх вихідної структури.

Загалом сукупність отриманих здобувачем результатів, наведених в роботі можна класифікувати, як теоретичне і практичне обґрунтування та вирішення важливої для енергетики України науково-практичної задачі.

При вирішенні задачі вперше:

1. Встановлена залежність пошкоджуваності металу зварних з'єднань паропроводів, які відпрацювали в умовах повзучості і втоми понад 280 тис. год від їх структурно-фазового стану.

2. Дослідили залежність пошкоджуваності зварних з'єднань стосовно їх довготривалого напрацювання в умовах повзучості і втоми від вихідної структури зварних з'єднань.

3. Обґрунтували і запропонували напрями удосконалення відомих методів і методик контролю якості металу зварних з'єднань паропроводів, а також розробку нових.

4. Запропонували використання удосконалених технологій зварювання паропроводів і роторів турбін, які забезпечують отримання зварних з'єднань з підвищеними якісними характеристиками.

Отримало подальший розвиток:

1. Дослідження впливу структурно-фазового стану на пошкоджуваність металу зварних з'єднань паропроводів, які відпрацювали в умовах повзучості і втоми понад 280 тис. год.

2. Виявлення особливостей формування ферито-карбідної суміші в структурі зварних з'єднань паропроводів стосовно їх напрацювання понад 280 тис. год.

3. Удосконалення технології виготовлення зварних з'єднань паропроводів і роторів турбін ТЕС і АЕС, дозволило отримувати зварні з'єднання з підвищеною якістю їх вихідної структури.

Практичне значення отриманих результатів.

Результати досліджень, які наведені в дисертаційній роботі використовуються для підвищення надійності і визначення ресурсу зварних з'єднань паропроводів і роторів турбін АЕС і ТЕС. До результатів, які мають практичну цінність можна віднести:

1. Результати досліджень структурно-фазового стану металу зварних з'єднань паропроводів, які працюють в умовах повзучості і втоми понад 280 тис. год. Дані результати надають можливість визначити надійність їх роботи, а також їх залишковий ресурс.

2. Отримання зварних з'єднань паропроводів і роторів турбін з підвищеними якісними показниками їх вихідної структури надає можливість підвищити надійність роботи зварних з'єднань в умовах збільшення робочих навантажень.

3. Удосконалення технології зварювання роторів і паропроводів дозволяє отримати зварні з'єднання, механічні властивості яких є вищими від аналогічних механічних властивостей зварних з'єднань, виготовлених за штатними технологіями.

4. Виявлення особливостей структурно-фазових змін в металі зварних з'єднань паропроводів стосовно їх напрацювання в умовах повзучості і втоми понад 280 тис. год, надає можливість використовувати заходи, які гальмують проходження таких змін, що доцільно для підвищення надійності зварних з'єднань.

5. Результати виконаних досліджень доповнили навчальні курси «Фізико-хімічні процеси в зварних з'єднаннях», «Металографія зварних з'єднань»,

«Основи наукових досліджень», «Металознавство і термічна обробка зварних з'єднань», які викладаються у Національному технічному університеті «Харківський політехнічний інститут». Матеріали досліджень знайшли використання в лекціях, дипломних і курсових проектах.

6. Результати досліджень рекомендовано до впровадження на ТЕЦ-5, ТЕЦ-3, ТЕЦ (м. Зміїв), АТ «Українські енергетичні машини», а також в навчальний процес НТУ «ХПІ».

Особистий внесок здобувача.

Автор дисертаційної роботи сформував її мету, розробив програму досліджень, брав безпосередню участь у розробці методик, методів, моделюванні технологічного процесу зварювання, проведенні експериментів, обробленні і аналізі експериментальних даних. Узагальнення отриманих результатів, написання статей у співавторстві відбувалося при особистій участі автора. Також автор особисто займався постановкою досліджень, проведенням експериментів, аналізом і узагальненням отриманих результатів. Роль автора, стосовно проведення всіх дослідницьких робіт, була визначною.

Наукові і практичні результати наведені в дисертаційній роботі, які виносяться на захист, отримані автором самостійно або в співавторстві, в яких автору належить:

- виявлення особливостей структурно-фазового стану металу зварних з'єднань паропроводів із теплостійких сталей 15X1M1Ф і 12X1МФ, які експлуатуються понад 280 тис. год в умовах повзучості і втоми [49, 51, 52];
- проведення комплексу досліджень для визначення залежності властивостей і пошкоджуваності металу зварних з'єднань паропроводів та роторів турбін від їх структурно-фазового стану [53–58];
- проведення комплексу досліджень і розробок спрямованих на отримання вихідної структури зварних з'єднань паропроводів і роторів турбін з підвищеною якістю їх вихідної структури [59–61].

Апробація результатів дисертації.

Основні положення та результати дисертаційної роботи доповідались і

обговорювались на Міжнародних науково-практичних конференціях: XXI міжнародній конференції з фізики радіаційних явищ і радіаційного матеріалознавства, НАНУ ННЦ ХФТІ (м. Харків, 2024); XVIII Міжнародній науково-практичній конференції магістрантів та аспірантів «Теоретичні та практичні дослідження молодих вчених» (м. Харків, 2024); Міжнародній науково-практичній конференції «Інформаційні технології: наука, техніка, технологія, освіта, здоров'я» MicroCAD (м. Харків, 2024); XXIII конференції з фізики високих енергій та ядерної фізики, НАНУ ННЦ ХФТІ (м. Харків, 2025), XV Міжнародній науково-практичній конференції Комплексне забезпечення якості технологічних процесів та систем (КЗЯТПС – 2025) (м. Чернігів, 2025), Зварювання та споріднені технології для відновлення України (м. Київ, 2025), п'ятій міжнародній конференції «Інноваційні технології та інжиніринг у зварюванні PolyWeld – 2025 (м. Київ, 2025).

Публікації.

Основний зміст дисертації відображено у 16 наукових працях, з яких: 3 статті у наукометричній базі Scopus; 6 статей у наукових фахових виданнях України та США; 7 – у матеріалах конференцій.

Структура й обсяг дисертації.

Дисертаційна робота складається з анотації 2 мовами, вступу, п'яти розділів основного тексту, висновків, списку використаних джерел – 50 найменувань. Повний обсяг роботи складає 125 сторінок, у тому числі основного тексту 118 сторінок. Робота ілюстрована 63 рисунками, наведено 22 таблиці. Список використаних джерел складається із 62 найменувань на 6 сторінках.

РОЗДІЛ 1 СТРУКТУРА І ВЛАСТИВОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ПАРОПРОВОДІВ ТА РОТОРІВ ТУРБІН ТЕС І АЕС ТА НАПРЯМИ ЇХ ПІДВИЩЕННЯ (ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД)

1.1 Структурно-фазові особливості зварних з'єднань паропроводів із теплостійких сталей стосовно їх довготривалого напрацювання в умовах повзучості і втоми

До зварних з'єднань паропроводів із теплостійких перлітних сталей надаються відповідні вимоги [1–10]. І тому зварні з'єднання повинні володіти характеристиками, які відповідають надійності їх роботи. Зазначимо, що фізико-механічні властивості металу зварних з'єднань при наявності структурно-фазової і хімічної неоднорідності складають 0,7–0,8 фізико-механічних властивостей основного металу паропроводів, який не зазнав зварювального нагрівання.

Зварні з'єднання паропроводів в процесі довготривалого напрацювання в умовах повзучості і втоми повинні мати відповідні експлуатаційні характеристики, якими є:

- стабільність структурно-фазового стану і фізико-механічних властивостей;
- стійкість до пластичного деформування;
- корозійна стійкість.

Також важливою особливістю є гарна зварюваність заготовок паропроводів ручним, автоматичним і напівавтоматичним зварюванням.

Таким чином розробка нових сталей для паропроводів надається складною задачею через необхідність спряження високої жароміцності і необхідних технологічних властивостей. Необхідні фізико-механічні властивості сталей 12X1МФ і 15X1М1Ф отримують за рахунок їх легування хромом, молібденом і ванадієм. Стосовно робочих параметрів ($T_e = 545\text{ }^{\circ}\text{C}$, $P_e = 25,5\text{ МПа}$), легування сталей хромом, молібденом і ванадієм, забезпечує наявність необхідних

міжатомних сил зчеплення в ґратках кристалів наведених сталей;

- наявність легувальних елементів в металі зварних з'єднань забезпечує гальмування процесів повернення і рекристалізації в їх структурі;

- наявність легувальних елементів Cr, Mo, V надає зміцнення зерен α -фази шляхом утворення наклепу і наявності дисперсійних виділень других фаз. Важливим фактором, що визначає жароміцність, є рівномірне розподілення карбідів по тілу зерен α -фази і по їх границям.

Високе післязварювальне відпускання зварних з'єднань паропроводів із теплостійких перлітних сталей ($T_v = 750^\circ\text{C}$, $\tau_v = 3\text{--}5$ год.) забезпечує субструктурне зміцнення за рахунок виділення дисперсних карбідів VC і Mo_2C і надання необхідної експлуатаційної пластичності [11].

Наявність карбідних виділень VC і Mo_2C , а також наклепу зерен α -фази забезпечує гальмування деформації металу зварних з'єднань в умовах робочих напружень і температур. Карбіди I-ї і II-ї груп, які знаходяться по тілу і по границях зерен α -фази, надають ефективне гальмування руху дислокацій. Також гальмують переміщення дислокацій, дещо в меншому ступені, границі зерен і субзерен. Відчутно гальмують переміщення дислокацій накопичення домішкових атомів на торцях дислокацій і сегрегації. Дислокації ефективно гальмуються дрібнодисперсними карбідами Mo_2C і особливо VC. Зміцнення зерен α -фази досягається за рахунок фазового наклепу, який утворюється внаслідок їх легування хромом, молібденом і ванадієм. Наявність легувальних елементів суттєво збільшує міжатомні сили зчеплення в зернах.

Для надання відповідної міцності зернам також важливо, щоб карбіди рівномірно розподілялися по їх тілу, що доцільно для ефективного гальмування дислокацій, які переміщуються за механізмом ковзання.

Таким чином жароміцність металу зварних з'єднань із теплостійких сталей забезпечується одночасно проявом фазового наклепу і наявністю карбідів I-ї і II-ї груп. Частково легувальні елементи хром, молібден і ванадій заміщують атоми заліза в кристалах α -фази, а частково утворюють карбіди. Проте під впливом зварювального нагрівання їх рівномірний розподіл в кристалах, а також

по їх границях порушується. Після відпускання зварних з'єднань ($T_v = 730\text{--}750\text{ }^\circ\text{C}$, $\tau_v = 3\text{--}5$ год.) на ділянках сплавлення, перегріву, нормалізації, а також в металі шва утворюються нові карбіди M_7C_3 і $M_{23}C_6$. Більшою мірою утворення таких карбідів відбувається по границям зерен. Когерентний металевий зв'язок між атомами їх ґраток та атомами ґратки ОЦК порушується, що сприяє коагуляції карбідів $M_{23}C_6$. Порушення зв'язку збільшується при напрацюванні зварних з'єднань понад 280 тис. год. Відповідно прискорюється і коагуляція карбідів $M_{23}C_6$. В металі шва зварних з'єднань зі сталей 12Х1МФ і 15Х1М1Ф високе відпускання забезпечує утворення дрібнодисперсних карбідів VC і Mo_2C .

Жароміцність зварних з'єднань із теплостійких сталей значною мірою визначається рівномірністю розподілення дрібнодисперсних карбідів, а також їх кількістю, розміром і формою. Загалом легування металу зварних з'єднань забезпечує відповідну деформаційну здатність при наявності концентраторів напружень.

Основними карбідоутворювальними елементами в сталях 12Х1МФ і 15Х1М1Ф є молібден, ванадій і хром. Зазначимо, що хром має меншу спорідненість до вуглецю ніж молібден і ванадій. Карбіди VC і Mo_2C практично не коагулюють при напрацюванні зварних з'єднань понад 280 тис. год [12]. Особливо дрібнодисперсні карбіди ванадію, порівняно з іншими карбідами, шляхом закріплення дислокацій, в більшому ступені гальмують переміщення дислокацій ковзанням, що помітно зменшує прояв повзучості. Ефект закріплення дислокацій карбідами ванадію і молібдену зберігається до температури $600\text{--}650\text{ }^\circ\text{C}$ [13–14].

Молібден (атомний радіус 0,139 нм) не тільки утворює карбіди, але і частково, як елемент заміщення, легує зерна α -фази, що гальмує процеси повернення і рекристалізації. Хром (атомний радіус 0,127 нм) також частково легує зерна α -фази, а також частково входить в карбіди M_3C , M_7C_3 і $M_{23}C_6$. Наявність хрому у теплостійких сталях підвищує збіг їх міцності і пластичності на більш високому рівні. Також хром сприяє підвищенню сталям корозійної стійкості.

Легувальні елементи, що входять до складу сталей 12Х1МФ і 15Х1М1Ф надають їм відповідно більш високі фізико-механічні властивості і тому їх прояв у зварних з'єднаннях із наведених сталей доцільно розглянути окремо.

Доцільно також розглянути такий прояв у металі зварних з'єднань із наведених сталей, стосовно напрацювання зварних з'єднань понад 280 тис. год [15–19].

1.2 Структурно-фазовий стан і властивості зварних з'єднань паропроводів зі сталі 12Х1МФ

Паропроводи і їх зварні з'єднання зі сталі 12Х1МФ, наприклад на ТЕЦ-3, м. Харків, почали експлуатуватися з 1955 р. Із даної сталі виготовлені паропроводи енергоблоків 200, 300, 500 і 800 МВт.

Паропроводи і їх зварні з'єднання зі сталі 12Х1МФ (хімічний склад, табл. 1.1) входять до складу енергоблоків 200, 300, 500 і 800 МВт. Також знаходяться в експлуатації зварні конструкції поверхонь нагрівання котлів. Їх експлуатація згідно нормативних положень не повинна перевищувати 565 °С.

Таблиця 1.1 – Хімічний склад теплостійкої перлітної сталі 12Х1МФ

Склад елементів, %									
C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Ni	Cu	S	P
						Не більше			
0,08– 0,15	0,17– 0,37	0,40– 0,70	0,90– 1,20	0,25– 0,35	0,15– 0,30	0,25	0,20	0,025	0,025

Термічне оброблення паропровідних труб, згідно вимог ТУ 14-3-460-75 складає нормалізацію при температурі нагрівання 950–980 °С і відпускання при температурі 725–750 °С тривалістю 1–3 год з охолодженням на повітрі. Для вивчення кінетики перетворення аустеніту при охолодженні на діаграму,

рис. 1.1. нанесли відповідні швидкості охолодження, що дозволило практично оптимізувати параметри режиму зварювання [17] і отримати зварні з'єднання з підвищеними якісними показниками їх вихідної структури. Зазначимо, що формування структури з підвищеними якісними показниками залежить від параметрів режиму зварювання, а також від швидкості охолодження, табл. 1.1. Жароміцність зварних з'єднань зі сталі 12Х1МФ залежить від відповідного співвідношення сорбіту (бейніту відпуску) і фериту.

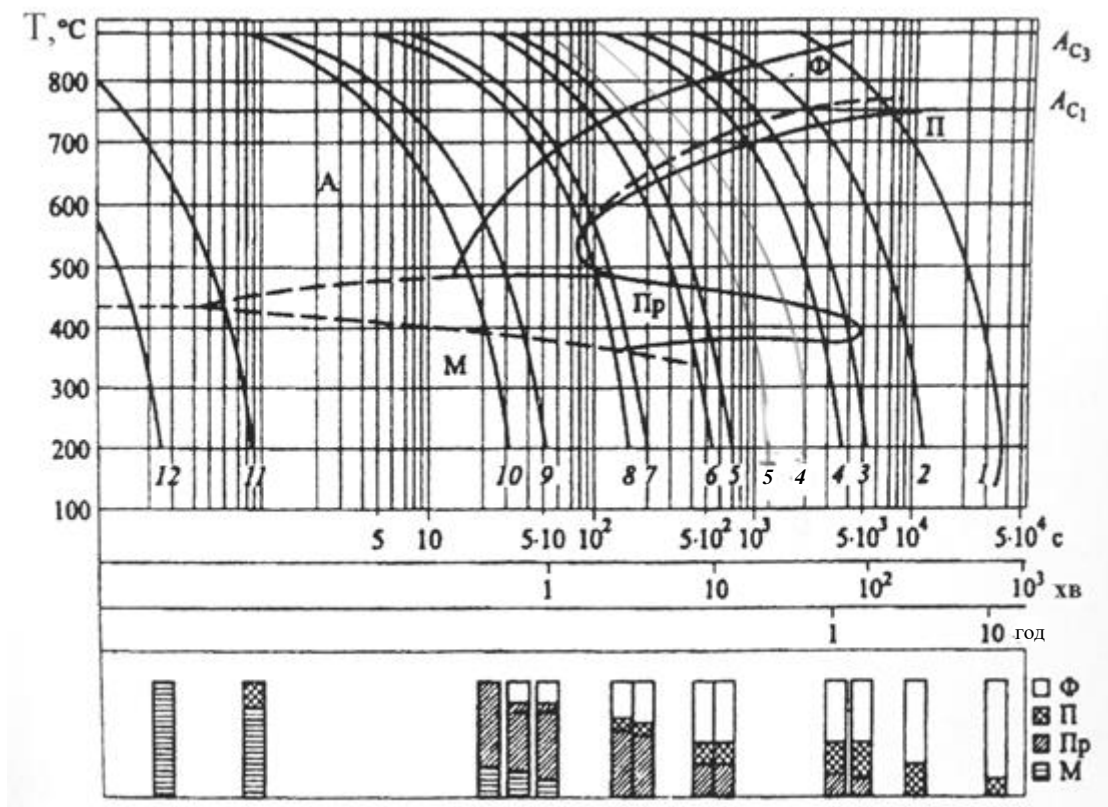


Рисунок 1.1 – Термокінетична діаграма сталі 12Х1МФ

при швидкості охолодження, °C/ хв:

1 – 1; 2 – 3; 3 – 6; 4 – 10; 4–5–5–35; 5 – 55; 6 – 70; 7 – 185; 8 – 230; 9 – 800;

10 – 1 660; 11 – охолодження в маслі; 12 – охолодження у воді;

А – аустеніт; Ф – ферит; П – перліт; Пр – проміжна фаза; М – мартенсит

Будова бейніту після відпускання набуває структури сорбіту. Таким чином бейніт відпуску можна розглядати як сорбіт. Відповідно вихідна структура сталі

12Х1МФ має складові ферит + сорбіт.

Відповідно до ТУ 14-3-460:2009/ТУ У 27.2-05757883-207:2009 «Шкали мікроструктур для труб зі сталі 12Х1МФ» вихідна структура сталі, яка надається, як здаточна, повинна мати 1–5 балів, а браковочна 6–9 балів, табл. 1.2.

Таблиця 1.2 – Вихідна мікроструктура паропровідних труб зі сталі 12Х1МФ, ТУ 14-3-460:2009/ТУ У 27.2-05757883-207:2009

Оцінка мікроструктури		Складові мікроструктури	Термооброблення для отримання здаточної мікроструктури	$\sigma_{\text{дп}}^{\text{ом}}$, МПа
якісна	бал			
1	2	3	4	5
Здаточні мікроструктури	1	Сорбіт відпуску голчастої будови	Гартування з 900 °С в маслі через воду + відпускання 730–750 °С, 5 год	150
	2	Ферит + 25–30 % ділянок сорбіту відпуску і перліту	Нормалізація 980 °С з охолодженням на повітрі + відпускання 730–750 °С, 3 год	125
	3			125
	4	Ферит + 15–20 % ділянок сорбіту відпуску і перліту		110
	5			105
Браковочні мікроструктури	6	Ферит + 5–15 ділянок сорбіту відпуску і перліту	Повільне охолодження від температур аустенітування	75
	7	Ферит + карбіди у вигляді ланцюжків по границях зерен. Кількість сорбіту	Недостатнє підігрівання при нормалізації та відпусканні	72

Закінчення таблиці 1.2

1	2	3	4	5
		відпуску 0–5 % в перліті		
	8	Ферит + перекристалізу- вальний перліт переважно по границях зерен	Перегрівання при відпусканні вище критичної точки A_{c1}	72
	9			72

Примітка. $\sigma_{\text{дп}}^{\text{ом}}$ – довготривала міцність сталі на базі 10^5 год при температурі 545 °С.

Згідно із наведеним ТУ до здаточних належать мікроструктури з присутністю сорбіту відпуску не менше 15 %, а до браковочних – мікроструктури з вмістом сорбіту менше 15 %. Також до браковочних відносять ферито-карбідну структуру і структуру, в якій по границях зерен фериту і сорбіту знаходяться зерна перліту.

Присутність в структурі зварних з'єднань перлітної складової після їх напрацювання понад 270 тис. год набуває негативного прояву. Карбіди $M_{23}C_6$, що входять до її складу стрімко коагулюють. Утворюється і нова феритно-карбідна суміш поряд з вихідною сумішшю. Таке утворення відбувається більш прискорення порівняно зі структурами де вихідний перліт, як складова структури, відсутній. Таким чином вихідна структура зварних з'єднань в процесі довготривалої експлуатації поступово перетворюється у феритно-карбідну суміш, наявність якої значно знижує фізико-механічні властивості металу зварних з'єднань. Аналогічні структурно-фазові зміни проходять і в основному металі зварних з'єднань. Проте швидкість їх проходження в основному металі паропроводів, порівняно з металом зварних з'єднань, є значно меншою. І тому стан структури основного металу паропроводів, після їх напрацювання 280 тис. год, відповідає нормативним положенням.

1.3 Структурно-фазовий стан і властивості зварних з'єднань паропроводів зі сталі 15X1M1Ф

Легувальні елементи склад сталі 15X1M1Ф, ТУ 14-3-460-75, табл. 1.3, а також структура, табл. 1.4, надають сталі відповідні механічні властивості табл. 1.5.

Таблиця 1.3 – Хімічний склад теплостійкої перлітної сталі 15X1M1Ф

Склад елементів, %									
C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Ni	Cu	S	P
						Не більше			
0,10– 0,16	0,17– 0,37	0,40– 0,70	1,10– 1,40	0,90– 1,10	0,20– 0,35	0,25	0,25	0,025	0,025

Таблиця 1.4 – Вихідна мікроструктура паропровідних труб зі сталі 15X1M1Ф, ТУ 14-3-460:2009/ТУ У 27.2-05757883-207:2009

Оцінка мікроструктури		Складові мікроструктури	Термооброблення для отримання здаточної мікроструктури	$\sigma_{\text{дп}}^{\text{ом}}$, МПа
якісна	бал			
1	2	3	4	5
Здаточні мікро-структури	1	Бейніт	Нормалізація 1 020–1 050 °С + відпускання 730–760 °С; здаточні мікроструктури отримані при відповідній швидкості охолодження від температури аустенітування	130
	2	Бейніт + 19–20 %		144

Продовження таблиці 1.4

1	2	3	4	5
		фериту		
	3	Бейніт + 35–40 % фериту		142
	4	Бейніт + 55–60 % фериту		138
	5	Бейніт + 75–80 % фериту		136
Браковочні мікро- структури	6	Перліт + ферит + наявність карбідів	Сповільнене охолодження від температур аустенітування (відпалення)	
	7	Бейніт з присутністю продуктів перекристалізації у вигляді темних ділянок по тілу зерен		77
	8	Бейніт з присутністю продуктів перекристалізації по границях зерен		77
	9	Ферито-бейнітна мікроструктура з присутністю		

Закінчення таблиці 1.4

1	2	3	4	5
		Перекристалізова- них складових		
	10	Бейніт з мартенситом	Гартування з охолодженням у воді	

Примітка. $\sigma_{\text{дп}}^{\text{ом}}$ – довготривала міцність сталі на базі 10^5 год при температурі 560 °С.

Таблиця 1.5 – Короткочасні механічні властивості паропровідних труб зі сталі 15Х1М1Ф

$\sigma_{\text{в}}$, МПа	$\sigma_{\text{т}}$, МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, кгс/см ²
	Не менше			
500–700	320	18	50	6

Наявність вуглецю в сталі (табл. 1.3) сприяє перетворенню аустеніту при охолодженні з відповідною швидкістю у бейнітній ділянці діаграми, рис. 1.2.

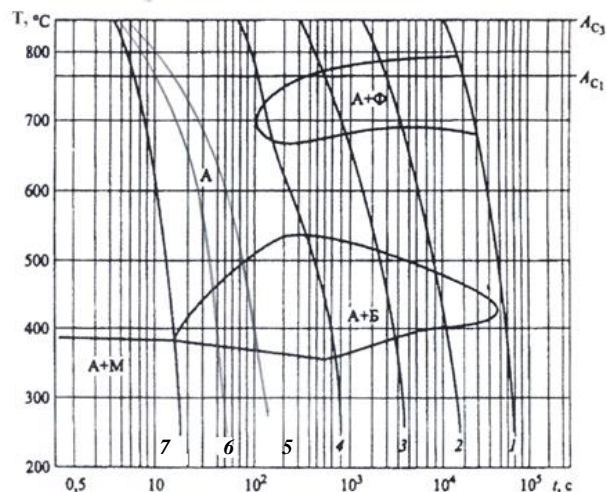


Рисунок 1.2 – Термокінетична діаграма сталі 15Х1М1Ф

стосовно різних швидкостей охолодження, °С/хв:

1 – 1; 2 – 3; 3 – 50; 4 – 1 800; 5 – 3 600. Позначення – див. рис. 1.1

При швидкості охолодження зварних з'єднань після їх зварювального нагрівання, яка становить 4–10 °C/хв утворюється переважно структура бейніт + ферит. Кількість фериту складає 10–20 %, а бейніт залишкове. Така вихідна структура є оптимальною.

Високотемпературне відпускання надає зварним з'єднанням зменшення фазових напружень і дисперсійне зміцнення. Згідно вимог ТУ 14-3-460-75 відпускання забезпечує отримання структури бейніту відпуску і фериту у нормативно встановлених співвідношеннях.

Структура металу зварних з'єднань порошкових труб, згідно Додатку до ТУ 14-3-460-75 повинна мати бейніт відпуску і не мати перекристалізованого перліту. Перекристалізований перліт можна вважати браковочною структурою [17].

Надійність зварних з'єднань паропроводів і їх залишковий ресурс після напрацювання зварних з'єднань понад 280 тис. год значною мірою визначається стабільністю їх структурно-фазового стану. Дослідження особливостей такої стабільності надається нагальною задачею, що вимагає вирішення.

Зварні з'єднання зі сталі 15Х1М1Ф, які довготривало працюють в умовах повзучості і втоми мають більш високі властивості ніж зварні з'єднання зі сталі 12Х1МФ. Проте мають більш низьку деформаційну здатність.

Розмір зерна металу зварних з'єднань також надає відчутний вплив на характеристики його пластичності. Дрібні зерна, і рівномірно розподілені по зернах та по їх границях дрібнодисперсні карбіди, забезпечують більш високий рівень збігу міцності і пластичності.

1.4 Структурні перетворення і пошкоджувальність металу зварних з'єднань паропроводів при їх довготривалому напрацюванні в умовах повзучості і втоми

Пошкоджувальність, як ефект деградації структури, зумовлена наявністю нової структурної складової – ферито-карбідної суміші. Така суміш утворюється

внаслідок структурних перетворень при довготривалому напрацюванні зварних з'єднань в умовах повзучості. Зміна структурно-фазового стану металу зварних з'єднань характеризується формуванням збільшених за розмірами зерен α -фази; виділенням, укрупненням і коагуляцією карбідів $M_{23}C_6$; карбідними реакціями $M_3C \rightarrow M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6$; утворенням нових карбідів VC і Mo_2C . По границях зерен утворюються ланцюжки із карбідів M_7C_3 і $M_{23}C_6$, а також спостерігаються окремі карбіди $M_{23}C_6$, розмір яких складає близько 0,4–0,07 мкм [17].

Зміна тонкої структури металу зварних з'єднань характеризується рухом і накопиченням дислокацій біля карбідів, а також на границях зерен і субзерен. Зміні структурно-фазового стану суттєво сприяють процеси повернення і рекристалізації [12, 17, 20].

Надається необхідним загальмувати проходження фізико-хімічних процесів в металі зварних з'єднань, що забезпечить підвищення їх властивостей, надійності і ресурсу.

1.5 Особливості пошкоджуваності металу зварних з'єднань за механізмами повзучості і втоми

Пошкоджуваність зварних з'єднань за механізмом повзучості обумовлена фізико-хімічними процесами, що проходять в їх металі, і має стадійний характер, рис. 1.3. Спочатку утворюються вакансії, які шляхом злиття перетворюються в мікронесуцільності, які також зливаються, що приводить до формування зародкових пор, які в процесі їх розвитку перетворюються в тріщини повзучості, рис. 1.4.

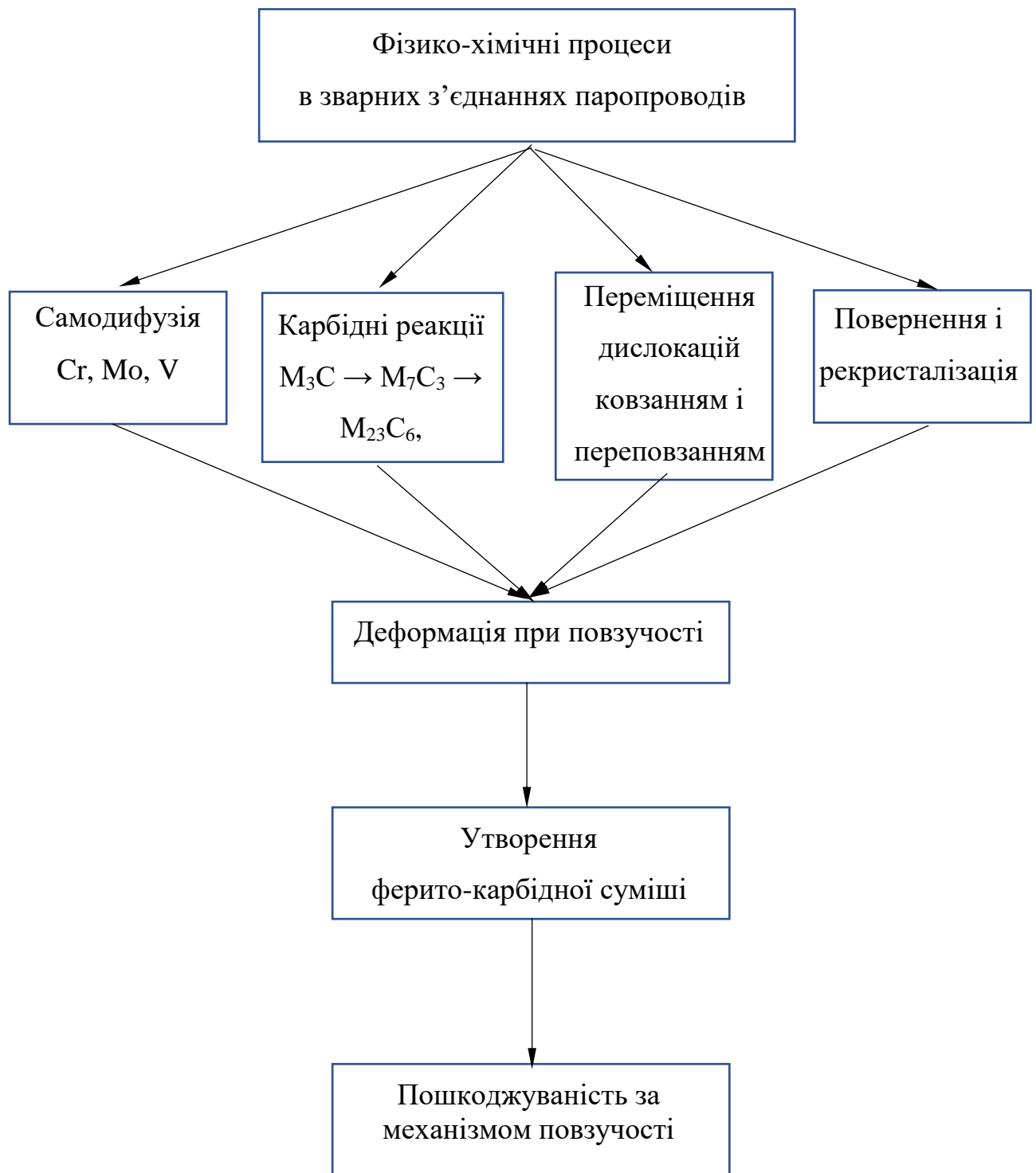


Рисунок 1.3 – Схема процесу деградації металу зварних з'єднань паропроводів



Рисунок 1.4 – Мікропошкоджуваність ділянки неповної перекристалізації ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 12Х1МФ паропроводу гострої пари. $\times 150$.

Ресурс 280 тис. год

Пошкоджуваність і руйнування металу зварних з'єднань після їх напрацювання в умовах повзучості і втоми понад 280 тис. год переважно відбувається за двома механізмами:

- утворенням пор по границях зерен α -фази під дією спрямованого напруження перпендикулярного або близького до перпендикулярного до таких границь;

- утворенням тріщин втоми на стику трьох або двох зерен, переважно біля коагулюючих карбідів $M_{23}C_6$, наступним їх зростанням спочатку по границях зерен α -фази, а потім і по їх тілу [17, 20].

Злиттю пор, їх розгалуженню і перетворенню пор у тріщини, рис. 1.5 сприяє пластичне деформування.

При збільшенні напрацювання зварних з'єднань паропроводів понад 280 тис. год пластичне деформування ділянок ЗТВ за даними Ф. А. Хромченко

може складати 5–7 %. За результатами досліджень [23] після напрацювання аналогічних зварних з'єднань понад 280 тис. год пластичне деформування окремих ділянок ЗТВ зварних з'єднань складало 4–6 %. Проте деформування основного металу паропроводів при їх напрацюванні 270–280 тис. год складає близько 0,4–0,6 %.

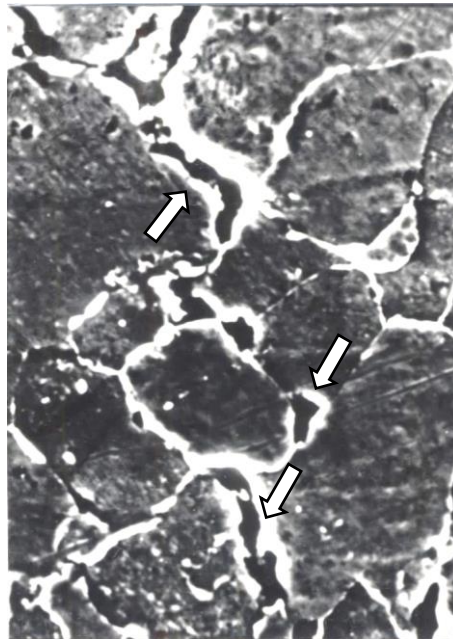


Рисунок 1.5 – Пошкоджуваність мікропорами, і мікротріщинами повзучості (стрілки) ділянки неповної перекристалізації ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 15Х1М1Ф. $\times 250$. Ресурс 280 тис. год [24]

Пошкоджуваність і руйнування зварних з'єднань, яка реалізується за механізмами повзучості і втоми після їх напрацювання понад 280 тис. год, набуває помітного прискорення. Отже, пошкоджуваність і руйнування зварних з'єднань необхідно загальмувати, що доцільно для надання їм відповідної надійності в роботі, а також для уточнення залишкового ресурсу.

1.6 Структура і властивості зварних з'єднань роторів турбін ТЕС та АЕС, виготовлених за штатними технологіями

1.6.1 Особливості вихідної структури комбінованих зварних з'єднань роторів турбін ТЕС

Виготовлення зварних з'єднань роторів із різнорідних сталей 25Х2НМФА і 20Х3МВФА розпочалося з 2005 р. на підприємстві АТ «Турбоатом» [27]. В циліндрах середнього тиску нових турбін потужністю 325 МВт вперше застосували комбіновані ротори. Для ділянки комбінованого ротора середнього тиску, що працює у високотемпературному режимі, застосували сталь 20Х3МВФА (табл. 1.6), а для ділянки низького тиску, який працює у низькотемпературному режимі, застосували сталь 25Х2НМФА (табл. 1.7), рис. 1.6.

Таблиця 1.6 – Хімічний склад сталі 20Х3МВФА (ТУ 108.1029.81)

Масова частка елементів, %										
C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	V	W	Cu
0,15– 0,23	0,17– 0,37	0,25– 0,20	≤0,02 5	≤0,03 0	2,80– 3,30	≤0,30 5	0,35– 0,55	0,60– 0,85	0,30– 0,50	≤ 0,20

Примітка: $A_{c1} - 800-830\text{ }^{\circ}\text{C}$; $A_{c3} - 900-950\text{ }^{\circ}\text{C}$;

Використання штатних технологій виготовлених комбінованих роторів із наведених сталей допускає утворення на ділянках ЗТВ структур, які суттєво знижують механічні і фізичні властивості зварних з'єднань. Так на ділянці сплавлення ЗТВ можуть з боку сталі 20Х3МВФ утворюватися феритні прошарки, рис. 1.7. Наявність феритних прошарків на ділянці сплавлення ЗТВ в процесі експлуатації роторів може сприяти утворенню втомних тріщин.

Таблиця 1.7 – Хімічний склад сталі 25Х2НМФА (ТУ 108.1082.82)

Масова частка елементів, %									
C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	V	Cu
0,23– 0,27	0,17– 0,35	0,40– 0,70	≤0,15	≤0,15	1,80– 2,20	1,30– 1,60	0,40– 0,60	0,05	≤ 0,25

Примітка: Сумарний вміст сірки і фосфору не повинен перевищувати 0,035 %

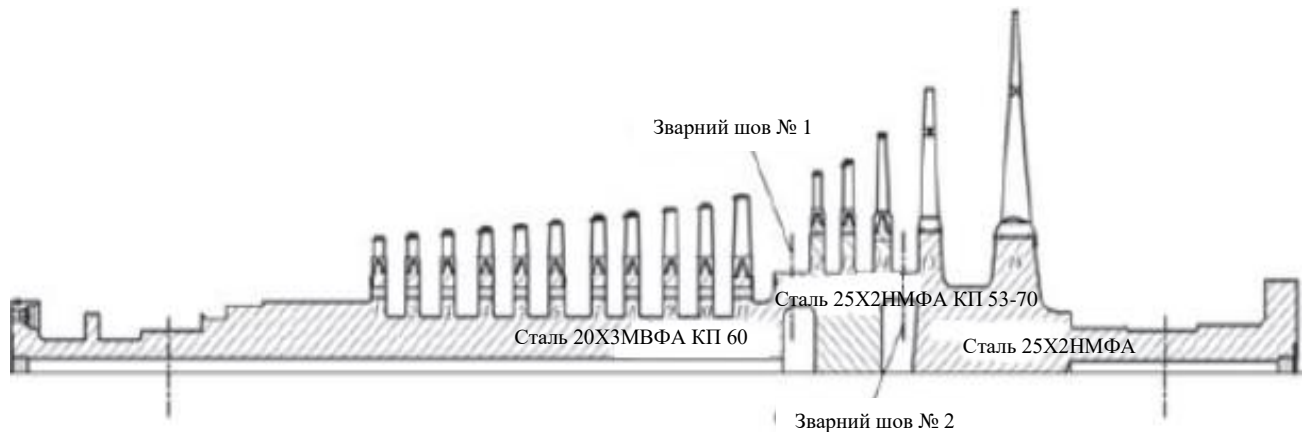


Рисунок 1.6 – Схема комбінованого зварного ротора турбіни
потужністю 325 МВт

Ділянка комбінованого ротора зі ступенями 1-11, що працює при температурі 20–350 °С виготовлена зі сталі 25Х2НМФА, а ділянка зі ступенями 12-16, яка працює при температурі 200–540 °С, виготовлена зі сталі 20Х3МВФА

Також на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ з боку сталі 20Х3МВФ, а також з боку сталі 25Х2НМФА можуть утворюватися нові продукти розпаду аустеніту у вигляді перліту, рис. 1.7. Наявність перліту надає відчутну структурну неоднорідність, що зменшує опір металу даної ділянки утворенню втомних тріщин [25, 26, 28].

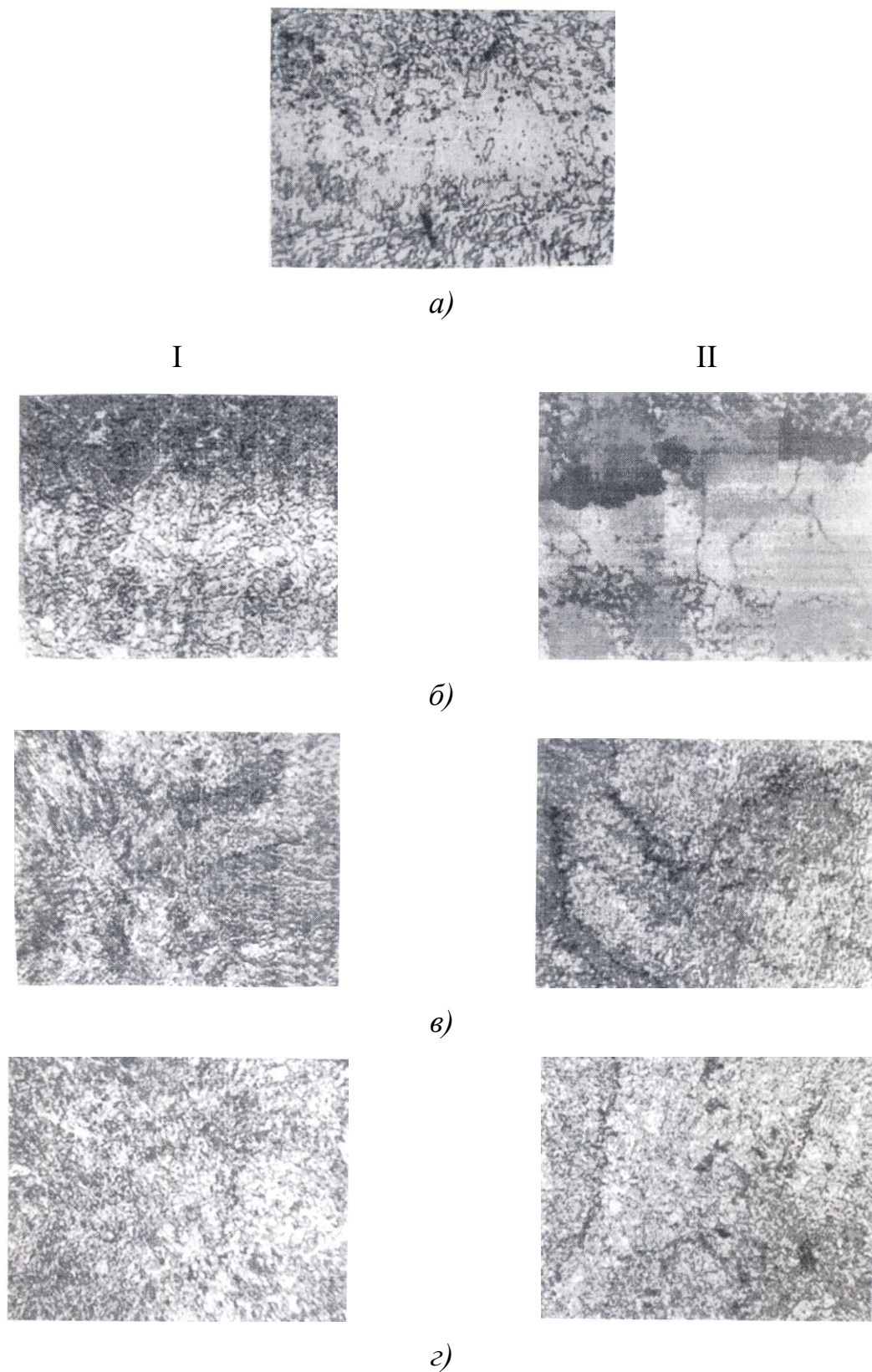


Рисунок 1.7 – Структура комбінованого зварного з'єднання виготовленого за штатною технологією: I – сталь 25Х2НМФА; II - сталь 20Х3МВФ;

a) метал шва. Ділянки ЗТВ: *б)* сплавлення; *в)* перегріву;

г) неповної перекристалізації

Отже, удосконалення технологій виготовлених роторів із різнорідних сталей доцільно для попередження формування розглянутих структур, які умовно можна віднести до браковочних.

Також, доцільно попередити у вихідній структурі зварного з'єднання комбінованого ротора наявність структур, які можна віднести до браковочних. До таких структур відносяться феритні прошарки на ділянці сплавлення ЗТВ з боку сталі 20Х3МВФ і нові продукти розпаду аустеніту у вигляді перліту на ділянках неповної перекристалізації зони термічного впливу (ЗТВ) з боків обох сталей 20Х3МВФ і 25Х2НМФА.

1.6.2 Особливості вихідної структури зварних з'єднань із сталі 25Х2НМФА роторів турбін АЕС, виготовлених за штатною технологією

До складу конструкції ротора, рис. 1.8 входять хвостовики с дисками, які виготовляють шляхом зварювання.

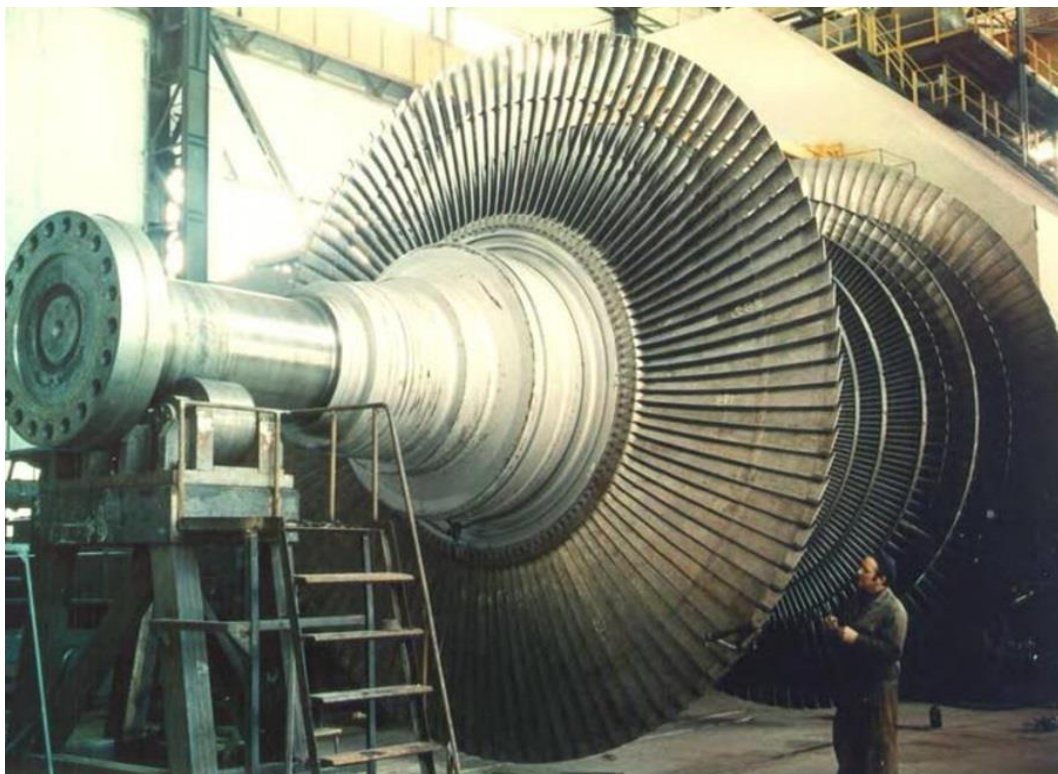


Рисунок 1.8 – Ротор низького тиску турбіни К-1100-60/1500-2М

Конструкція ротора передбачає наявність визначеної кількості зварних швів, що обумовлено умовами його експлуатації з урахуванням надійності зварного ротора. Усвідомлювали, що експлуатаційні характеристики металу зварного з'єднання ротора значною мірою залежать від вихідного стану його структури [27]. У вихідній структурі зварних з'єднань роторів зі сталі 25Х2НМФА на ділянках сплавлення і нормалізації їх ЗТВ може утворюватися крупнозернистий аустеніт. Також на ділянці неповної перекристалізації може утворюватися перліт – продукт розпаду аустеніту, що частково сформувався внаслідок зварювального нагрівання. Високе відпускання не забезпечує в достатньому ступені усунення границь крупних аустенітних зерен. Тому доцільно забезпечити у вихідній структурі формування менших за розмірами аустенітних зерен. Також доцільно у вихідній структурі отримати продукт розпаду аустеніту у вигляді сорбіту або троститу.

Висновки за розділом 1

1. Для визначення надійності і залишкового ресурсу зварних з'єднань паропроводів, стосовно їх довготривалого напрацювання в умовах повзучості і втоми понад 280 тис. год, доцільно дослідити фізико-хімічні процеси, що проходять у їх металі.

2. Дослідження впливу структурно-фазового стану і умов експлуатації зварних з'єднань паропроводів на їх пошкоджуваність при довготривалому напрацюванні зварних з'єднань дозволить внести уточнення в їх фізико-механічні властивості.

3. Для підвищення надійності експлуатації довготривало експлуатуємих в умовах повзучості і втоми зварних з'єднань паропроводів, необхідно визначити вплив наявності ферито-карбідної суміші на пошкоджуваність зварних з'єднань за механізмами повзучості і втоми.

4. Для підвищення фізико-механічних властивостей зварних з'єднань паропроводів, які довготривало працюють в умовах повзучості і втоми необхідно загальмувати утворення в їх структурі складової – ферито-карбідної суміші.

5. Для підвищення експлуатаційних характеристик металу зварних з'єднань паропроводів і роторів турбін АЕС і ТЕС необхідно удосконалити технологію їх виготовлення, що дозволить отримати зварні з'єднання з підвищеними якісними показниками.

6. Для підвищення властивостей зварних з'єднань паропроводів і роторів доцільно не допускати формування на ділянках сплавлення, перегріву і нормалізації їх ЗТВ крупних аустенітних зерен.

7. Для підвищення властивостей зварних з'єднань паропроводів і роторів необхідно надати умови, при наявності яких на ділянках неповної перекристалізації їх ЗТВ будуть формуватися продукти перекристалізації у вигляді сорбіту або троститу.

РОЗДІЛ 2 ОБЛАДНАННЯ, МЕТОДИ І МЕТОДИКИ, ЗАДІЯНІ В ДОСЛІДЖЕННЯХ

2.1 Дослідження мікроструктури зварних з'єднань шляхом використання оптичної мікроскопії

Шляхом використання оптичної мікроскопії досліджували і аналізували структуру металу зварних з'єднань. Визначали типи структур, форму і розміри зерен, неметалеві включення, пори і тріщини повзучості та тріщини втоми, другі фази та ін. Отримані дані узагальнювали і систематизували, що склало основу для подальшого дослідження мікроструктури з використанням електронної мікроскопії. Також отримані результати використовували при визначенні фізико-механічних властивостей зварних з'єднань паропроводів і роторів турбін.

Для металографічних досліджень згідно положень нормативної документації [1–10] виготовляли шліфи зварних з'єднань. Шліфи виготовляли із зразків, які вирізали із діючих паропроводів. Також шліфи виготовляли із щойно виготовлених зварних з'єднань паропроводів і роторів турбін. Потім робочу поверхню піддавали шліфуванню і поліруванню, після чого виконували травлення поверхні.

Металографічні дослідження і аналіз структури проводили з використанням оптичних мікроскопів JM7100 і JM7200 (Vienna, Austria), рис. 2.1. з обладнанням, табл. 2.1, що входить до їх складу.

При дослідженнях використовували широкопольні окуляри з винесеним фокусом, E, N, 22, та утримувачем шкали діаметром 25 мм. При необхідності додатково встановлювали окуляри SWH15×, SWH20× і фокусовочний широкополярий окуляр з винесеним фокусом SWH10×F.

Таблиця 2.1 – Складові деталі оптичних мікроскопів

Модель	Оптичне насадження	Окуляри	Об'єктиви	Столик	Освітлювач
JM7100	Бінокуляр	SWH10 ×FN22	Planacromat Epi 5×, 10×, 20×, 50×	Плокий столик з керамічним покриттям 180 x 245 мм	Вертикальний галогеновий 6 В, 30 Вт
JM7200	Тринокуляр				

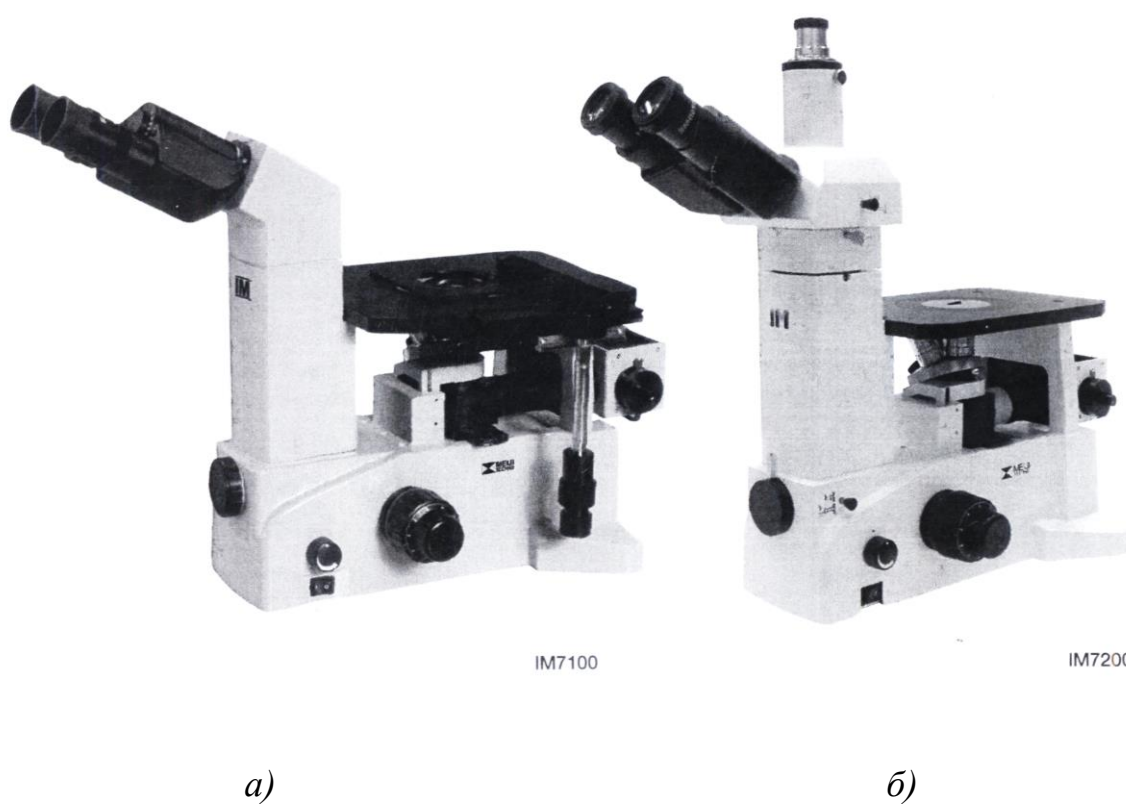


Рисунок 2.1 – Металографічні мікроскопи а) JM7100; б) JM7200 (Austria)

2.2 Дослідження структури зварних з'єднань шляхом використання електронної мікроскопії

Для дослідження мікроструктури металу зварних з'єднань використовували просвічувальні електронні мікроскопи, рис. 2.2.



Рисунок 2.2 – Електронні просвічувальні мікроскопи: а) МТ8000; б) МТ8500

Враховували, що зображення структури надається, як ефект розсіяного потоку електронів, які проходять через тонку пластину (0,20–0,45 мм). Пластини виготовлені з металу шва, основного металу, а також ділянок сплавлення, перегріву, нормалізації і неповної перекристалізації зони термічного впливу згідно рис. 2.3.

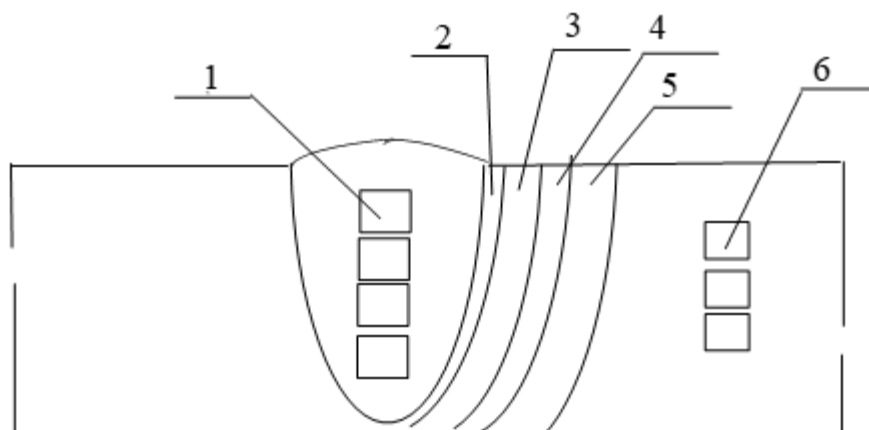


Рисунок 2.3 – Схема виготовлення пластин із зварного з'єднання паропроводу:

1 – метал шва; 2 – ділянка сплавлення; 3 – ділянка перегріву; 4 – ділянка нормалізації; 5 – ділянка неповної перекристалізації; 6 – основний метал

Пластини (фольги) виготовляли із відповідних зразків, рис. 2.3., шляхом електролітичного їх стоншення до необхідних розмірів за товщиною і наступного полірування. Фольги піддавали хімічному травленню, внаслідок якого товщина фольг становила 0,8–1,0 мм. Враховували, що використання хімічних реактивів не забезпечує виявлення окремих складових структури. Наприклад скупчення дислокацій на границях зерен і субзерен, а також біля карбідів. І тому при необхідності використовували електролітичне стоншення і полірування.

При виготовленні фольг враховували рекомендації [1–2]. Поверхню зразка, при електролітичному стонщенні, що надавалась як анод, розміщували напроти поверхні, яка була катодом. Далі на оптимізованих параметрах режиму полірування (склад електроліту, щільність струму, режим охолодження електроліту) виготовляли фольги. Використання таких параметрів режиму забезпечило необхідну для досліджень контрастність поверхні. Водночас необхідну контрастність забезпечило використання наступних електролітів: 860 мл ортофосфорної кислоти; 100 г хромового ангідриду (ортофосфорний електроліт). Напруга складала 17–18 В, а щільність струму 3–4 А/см². Тривалість полірування 14–15 хв., температура електроліту складала 27–30 °С. Потім, для отримання отвору у зразку, що досліджувався, робили його тонке електролітичне полірування. Після чого фольгу вставляли у об'єктоутримувач мікроскопу для розгляду металографічних показників структур.

Досліджували і аналізували структурно-фазовий стан, дислокації, дефекти упаковки, вакансії та ін. Такі дослідження виконували на зразках зварних з'єднань паропроводів, які відпрацювали в умовах повзучості і втоми понад 280 тис. год, а також на щойно виготовлених зразках. Шляхом співпоставлення показників структурно-фазового стану наведених зразків визначали рівень їх змін, а також особливості зміни структурно-фазового стану металу зварних з'єднань.

Щільність пор на ділянках ЗТВ, а також в металі шва і в основному металі, відповідно одиниці об'єму N_n поперечного перерізу зразка, визначали за

формулою С. А. Салтикова і Л. Л. Міркіна, в яку внесли відповідні уточнення

$$N_n = \frac{2}{\pi} S_F \sum_{S=1}^N \frac{1}{D_{\min} + D_{\max}}, \quad (2.1)$$

де S_F – об’єм зразка, який досліджується;

D_{\max} – максимальний,

D_{\min} – мінімальний діаметр і-пор обернено пропорційній вірогідності перетину пори площиною шліфа та прямо пропорційний кількості однакових пор в одиниці об’єму.

При визначенні пор використовували середній діаметр, тобто $D_{\min} + D_{\max} = D_{ci}$. Брали до уваги, що пори з повздовжнім розміром 0,95–0,1 мкм є зародковими [17], а пори, що мають повздовжній розмір понад 5–8 мкм і наявність розгалуження вважаються тріщинами повзучості.

Зважаючи, що поперечний перетин пор має форму близьку до еліпсу, об’єм металу з наявністю пор визначали за формулою

$$\Delta V = \left(\frac{\pi}{4} S_F \right) \sum_{S=1}^N p_i D_{ci}. \quad (2.2)$$

де p_i – усереднений коефіцієнт сферичності пори.

Шляхом використання формули (2.2) встановили наявність пор в металі зварних з’єднань, що характеризує його пошкоджуваність. Таким чином виявляли граничну пошкоджуваність металу зварних з’єднань. Враховували можливу наявність похибки, яка може складати близько 5–7 % від загальної кількості виявлених пор.

Комплексне дослідження структурно-фазового стану надалося ефективним при відповідному урахуванні показиків отриманих за допомогою оптичного мікроскопу, растрового електронного мікроскопу (РЕМ) і

просвічувального електронного мікроскопу. Таким чином отримали більш точні дані стосовно структурно-фазового складу зварних з'єднань і їх пошкоджуваності. Наприклад, величину і форму пор повзучості та тріщин втоми, дислокаційні накопичення біля коагулюючих карбідів $M_{23}C_6$, форму і розміри карбідів та ін. Шляхом використання РЕМ надалось можливим відслідкувати особливості коагуляції карбідів, а з допомогою просвічувальної мікроскопії утворення зародкових пор повзучості і тріщин втоми.

Використання розглянутих методів, методик і відповідного обладнання забезпечило на необхідному рівні дослідження структурно-фазового стану металу зварних з'єднань, а також визначення рівня їх пошкоджуваності.

Електронно-зондовий мікроаналіз металу зварних з'єднань проводили з використанням електронного мікроскопу з системою рентгенівського мікроаналізатора Link AN10185S. Таким чином, згідно нормативних положень визначали хімічний склад зерен α -фази, а також карбідів і неметалевих включень.

Виявлення границь зерен α -фази виконували з допомогою відомого травника, до складу якого внесли уточнення: 5 г пікринової кислоти; 8–12 крапель HNO_3 ; 100 мл етилового спирту. Тривалість травлення складала 11–12 хв. Границі зерен і субзерен після травлення спостерігаються у вигляді темних замкнутих ліній, що мають товщину близьку до однакової.

Для виявлення карбідів також використовували відомі травники [1, 9, 10], які відповідно удосконалили. Карбіди M_3C виявляли з допомогою травника, до складу якого входило: 2,5 г пікринової кислоти; 25–27 г $NaOH$; 78 мл H_2O . Для виявлення інших карбідів I-ї групи M_7C_3 , $M_{23}C_6$, M_6C використовували травник: 4 г KOH ; 7 г $KMnO_4$; 12 мл H_2O . На протязі 10–12 хв в киплячому розчині виконували травлення робочої частини поверхні шліфа. Виявлення карбідів II-ї групи VC і Mo_2C виконували шляхом використання травника: 3 г $NaOH$; 9 г $K_3[(CN)_6]$; і 107 мл H_2O .

Шляхом травлення виявляли форму і розміри карбідів, а також їх тип, за їх особливостями визначали схильність карбідів до коагуляції. Уточнення хімічного складу карбідів, що характерно для їх типу, проводили з допомогою

електронно-зондового мікроаналізу. Загалом ідентифікування карбідів I-ї та II-ї групи груп, яке виконували за методикою [17] включало екстрагування із металу зварних з'єднань карбідів M_7C_3 , M_3C , $M_{23}C_6$, MC і M_2C . Потім, шляхом використання порошкового дифрактометра Siemens-D500 в монохроматизованому мідному випромінюванні з графітовим монохроматором на відбитому пучку виконували відповідне аналізування. Уточнення хімічного складу проводили з використанням ZAF-корекції. Похибка визначення хімічного складу карбідів складала 3–5 %.

2.3 Визначення фізико-механічних властивостей зварних з'єднань паропроводів і роторів турбін

Визначення механічних властивостей зварних з'єднань паропроводів і зварних з'єднань роторів турбін проводили згідно положень нормативної документації [1–10]. Для такого визначення вирізали зразки зварних з'єднань із діючих паропроводів, напрацювання яких складало понад 270–280 тис. год в умовах повзучості і втоми. Також аналогічне визначення механічних властивостей проводили і на зразках, які були отримані шляхом механізованого зварювання в середовищі $CO_2 + Ar$ і відповідно були термічно оброблені. Для визначення механічних властивостей зварних з'єднань роторів виготовляли макети роторів, які по структурі, формі і термічному обробленню відповідали реальним зварним з'єднанням. Зразки зі зварних з'єднань вирізали з допомогою механічної пилки.

Визначали короточасні механічні властивості зварних з'єднань паропроводів і роторів турбін. Додатково, стосовно зварних з'єднань паропроводів, визначали тривалу міцність і повзучість. Дотримуючись нормативних вимог зразки вирізали впродовж паропроводу, так щоб шов знаходився посередині зразка. Випробування механічних властивостей проводили на штатному обладнанні. При випробуванні зразків на розтягування визначали границю текучості ($\sigma_{0,2}$), тимчасовий опір (σ_b), відносне видовження

(δ), і відносне звуження (ψ), трьохточковий згин, ударний згин, твердість (HV, HB), мікротвердість (H_μ). Відповідно випробували окремо механічні властивості металу шва, основного металу, і металу ділянок зони термічного впливу. Усвідомлювали вплив на механічні властивості структурно-фазового стану зварних з'єднань, зокрема величини зерен α -фази, присутність коагулюючих карбідів на границях зерен, наявність ферито-карбідної суміші та ін.

Короточасні механічні властивості визначали при кімнатній і при робочій (545–565 °C) температурах. Випробування на тривалу міцність проводили на машинах АИМА-5-2 та ИП-4М згідно ОСТ 108.901.102-78, тривалістю 6 000–8 000 год. Дослідження мікропошкоджуваності металу шва, основного металу і ділянок зони термічного впливу виконували на зразках, вирізаних зі зварних з'єднань за їх товщиною.

Визначення циклічної втоми зварних з'єднань виконували шляхом підбирання виду і режиму навантаження (амплітуди, знаку і величини навантажень, частоти та графіку циклу). Для експериментів викорисовували гладкі циліндричні зразки [1, 6]. Ураховували кількість циклів випробувань, а також початок утворення мікротріщин. Випробування проводили при амплітуді деформації $\epsilon_d = 0,3\text{--}1,1\%$. Наприклад $\epsilon_d = 0,2; 0,4; 0,5; 0,7; 0,9$, що узгоджували з границю текучості сталей 12Х1МФ і 15Х1М1Ф. Сам цикл навантаження, що мав форму трапеції узгоджували з циклом робочих навантажень зварних з'єднань.

Залишкову деформацію металу ділянок ЗТВ, а також металу шва і основного металу паропроводів визначали як відстань між реперними точками, які ставили з допомогою ПМТ-3 на їх границях. Також при визначенні деформації ураховували зміну форми зерен α -фази.

Загалом комплексне дослідження структур зварних з'єднань, визначення хімічного складу і фізико-механічних властивостей дозволило стверджувати, що структурно-фазовий стан є головним фактором пошкоджуваності зварних з'єднань паропроводів, які тривалий час працюють в умовах повзучості і втоми. Також структурно-фазовий стан можна вважати головним фактором пошкоджуваності зварних з'єднань роторів в умовах зростаючих робочих

напружень в процесі їх експлуатації.

2.4 Дослідження механізму пошкоджуваності зварних з'єднань паропроводів і роторів

Механізм пошкоджуваності металу зварних з'єднань визначали шляхом вивчення морфології поверхні руйнування. Таким чином встановлювали за крихким чи в'язким механізмом відбувається руйнування і пошкоджуваність зварних з'єднань. Враховували, що пошкоджуваність зварних з'єднань паропроводів обумовлена зародженням пор повзучості і тріщин втоми та наступним їх розвитком. Загалом пошкоджуваність зварних з'єднань паропроводів надається, як спряжений процес, що приводить до їх руйнування. Пошкоджуваність зварних з'єднань паропроводів розглядали, як ефект проходження фізико-хімічних процесів, які забезпечують деградацію їх структурно-фазового стану, а також суттєве зниження фізико-механічних властивостей зварних з'єднань. Враховували, що на пошкоджуваність зварних з'єднань паропроводів впливають і умови експлуатації зварних з'єднань. Наприклад, збільшення циклу змін робочих параметрів паропроводів, тиску і температури, а також збільшення пусків-зупинок.

Визначали залежність фізико-механічних властивостей зварних з'єднань роторів із сталі 25Х2НМФА від їх структурно-фазового стану. Наприклад від типу нових продуктів розпаду аустеніту на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ. Також визначали наведену залежність від величини аустенітних зерен на ділянках сплавлення, перегріву і нормалізації ЗТВ зварних з'єднань роторів.

Висновки за розділом 2

1. Практичне використання методів, методик, обладнання і відповідних матеріалів забезпечило проведення дослідження і аналізу структурно-фазового стану, хімічного складу і фізико-механічних властивостей зварних з'єднань паропроводів із теплостійких сталей.

2. Шляхом використання методів і методик дослідили особливості утворення ферито-карбідної суміші в металі зварних з'єднань, які довготривало (понад 270–280 тис. год) працювали в умовах повзучості і втоми.

3. Використання наведених методів і методик дозволило встановити залежність прискорення пошкоджуваності зварних з'єднань від наявності ферито-карбідної суміші в структурі зварних з'єднань, кількість якої при збільшенні напрацювання зварних з'єднань зростає.

4. Використання заданих методів і методик дозволило обґрунтувати вихідний структурно-фазовий стан металу зварних з'єднань, який при довготривалому напрацюванні зварних з'єднань більшою мірою зберігає стабільність і характеризується відповідно підвищеною стійкістю до пошкоджуваності їх металу.

РОЗДІЛ 3 ДОСЛІДЖЕННЯ ПОШКОДЖУВАНOSTІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ПАРОПРОВОДІВ ПРИ ЇХ НАПРАЦЮВАННІ В УМОВАХ ПОВЗУЧOSTІ І ВТОМИ ПОНАД 280 ТИС. ГОД

3.1 Пошкоджуваність зварних з'єднань, що довготривало працюють в умовах повзучості і втоми

В процесі довготривалого напрацювання енергетичного обладнання теплових електричних станцій (ТЕС) в умовах повзучості і втоми пошкоджуваність його металу суттєво збільшується. Особливо збільшується пошкоджуваність зварних з'єднань паропроводів і елементів їх систем, які виготовлені із теплостійких перлітних сталей 15X1M1Ф і 12X1MФ. Їх пошкоджуваності, яка в процесі напрацювання переходить в руйнування, сприяє структурна, хімічна і механічна неоднорідність металу зварних з'єднань, що, відповідно збільшується. І тому виявлення особливостей пошкоджуваності, узагальнення її проявів та систематизація надається доцільним. Загалом пошкоджуваність розвивається за механізмами повзучості, втоми і корозійної втоми. Кожен із наведених механізмів має свої особливості прояву. Виявлення пошкоджуваності дозволить встановити оптимальний термін часу для її усунення. Таким чином надається можливим підвищити оцінку надійності експлуатації старіючого обладнання ТЕС і першочергово зварних з'єднань паропроводів, а також його залишковий ресурс.

Маневровий режим роботи енергетичного обладнання сприяє зростанню його пошкоджуваності порівняно зі стаціонарним режимом. Відповідно зменшується ресурс експлуатації такого обладнання. Найбільший прояв пошкоджуваності енергетичного обладнання, зумовлений спряженою дією повзучості і втоми, є характерним для зварних з'єднань паропроводів і згинів [13, 14, 17]. Зважаючи, що особливості пошкоджуваності зварних з'єднань паропроводів і згинів мають суттєві відмінності тому їх пошкоджуваність слід досліджувати окремо [14].

Пошкоджуваність металу зварних з'єднань, напрацювання яких складає понад 280 тис. год відбувається переважно по ділянкам зони термічного впливу. Пошкоджуваності значною мірою сприяє наявність структурної, хімічної і механічної неоднорідності металу зварних з'єднань, яка при їх напрацюванні понад 270 тис. год суттєво збільшується [16–20]. Зазначимо, що утворення такої неоднорідності в основному металі паропроводів, який не зазнав впливу зварювального нагрівання є значно меншим [17].

Пошкоджуваності металу зварних з'єднань сприяє його повзучість, яку забезпечують дислокації, що переміщуються шляхом ковзання і переповзання. Також сприяє повзучості і самодифузія легувальних елементів хрому, молібдену та ванадію. Деформація ділянок ЗТВ значно перевищує деформацію основного металу паропроводів [13, 17]. Визначення впливу в умовах повзучості ($T = 545\text{--}565\text{ }^{\circ}\text{C}$, $P = 14,0\text{--}25,5\text{ МПа}$), циклічних навантажень на надійність зварних з'єднань є актуальним, і водночас, недостатньо дослідженим і трудним для вирішення завданням. Для вирішення такого завдання слід систематизувати прояви пошкоджуваності зварних з'єднань, що доцільно для попередження і гальмування їх проходження.

Для дослідження структурно-фазового стану, фізичних і механічних властивостей, а також пошкоджуваності зварних з'єднань, з діючих паропроводів вирізали відповідні зразки. Таки зразки робили з усвідомленням підвищеної ймовірності їх місцевої пошкоджуваності. При дослідженнях використовували методи мікроструктурного, електронного-мікроскопічного і мікрорентгенографічного аналізів. Пори повзучості і тріщини втоми виявляли шляхом використання оптичної і електронної мікроскопії. Форму і структуру карбідів I-ї групи M_3C , M_7C_3 , $M_{23}C_6$, а також II-ї Mo_2C і VC визначали шляхом фотометрії та рентгенограм. Використання оптичної мікроскопії забезпечило визначення наявності у структурі металу зварних з'єднань бейнітних, феритних, перлітних, сорбітних, троститних і аустенітних складових, а також мікродефектів.

3.2 Механізми пошкоджуваності зварних з'єднань

Утворення пошкоджуваності металу зварних з'єднань при повзучості відбувається переважно на ділянках сплавлення, перегріву і неповної перекристалізації їх ЗТВ, рис. 3.1.



Рисунок 3.1 – Руйнування на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ зварного з'єднання паропроводу зі сталі 12Х1МФ. $\times 100$. [17].

Пошкоджуваність зварних з'єднань, в процесі розвитку переходить в їх руйнування [11], яке відбувається переважно за крихким механізмом, рис. 3.2.

Проходженню пошкоджуваності, стосовно напрацювання зварних з'єднань понад 280 тис. год, сприяє наявність структурно-фазової неоднорідності і особливо присутність, як складової структури, феритно-карбідної суміші, рис. 3.3. Формування такої суміші залежить від вихідної структури зварних з'єднань. Наприклад, при зварюванні на завищених показниках струму, в структурі зварних з'єднань утворюється перліт. При його наявності утворення феритно-карбідної суміші – нової структурної складової, прискорюється.

Відповідно зменшується і опір пошкоджуваності. Також підвищенню пошкоджуваності сприяє необґрунтована відміна післязварювального відпускання зварних з'єднань, або відхилення при його проведенні від режимів рекомендованих нормативною документацією.

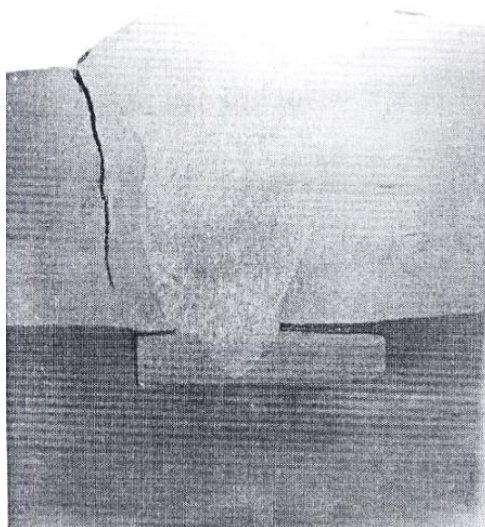


Рисунок 3.2 – Макрошліф зварного з'єднання зі сталі 12Х1МФ з тріщиною повзучості на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ.

× 1,10. Ресурс 280 тис. год

Тріщини повзучості утворюються в районах зовнішньої поверхні зварних з'єднань і розвиваються в їх глибину, рис. 3.4.

Тріщини повзучості розвиваються переважно за крихким механізмом, рис. 3.5. Інтенсивність утворення тріщин повзучості підсилюється при напрацюванні зварних з'єднань понад 280 тис. год. За спрямуванням тріщин відмічається наявність пор, рис. 3.5, а також мікронесуцільностей і вакансій, що додатково сприяє їх розвитку.

Зазначимо, що утворенню пошкоджуваності, поряд зі структурно-фазовим фактором, сприяють незадовільні умови експлуатації, а також конструктивні особливості зварних з'єднань.

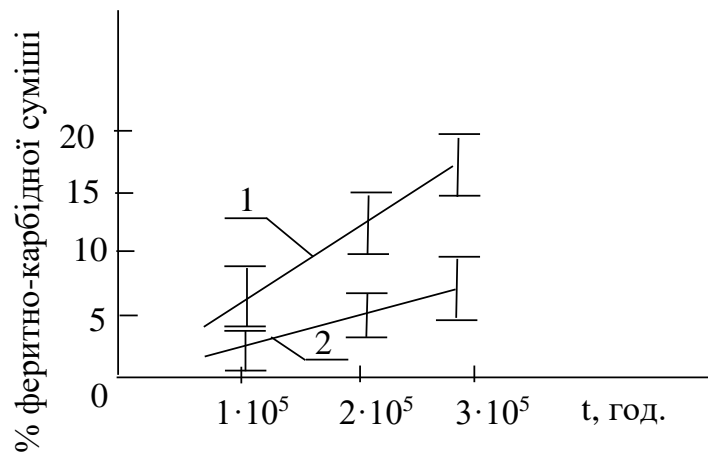


Рисунок 3.3 – Залежність наявності феритно-карбідної суміші в структурі металу зварних з'єднань зі сталі 15X1M1Ф від терміну їх напрацювання
1 – ділянка неповної перекристалізації; 2 – основний метал

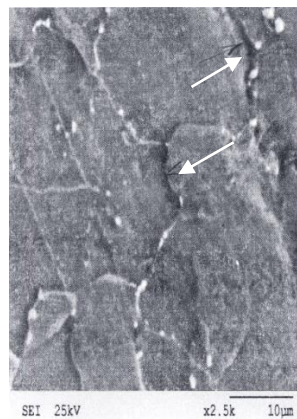


Рисунок 3.4 – Тріщини повзучості у зварному з'єднанні зі сталі 15X1M1Ф (стрілки). Напрацювання 280 тис. год

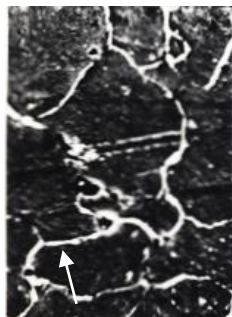
В процесі довготривалого напрацювання зварних з'єднань кількість пор в їх металі збільшується, утворюються спрямовані ланцюжки пор по границям зерен α -фази, рис. 3.6 а. При подальшому напрацюванні преривчатість пор усувається, ланцюжки стають суцільними і набувають форму тріщини, рис. 3.6 б.

Пошкоджуваність за механізмами повзучості і втоми в окремих випадках утворюється і по металу шва, рис. 3.5. Така пошкоджуваність наприклад

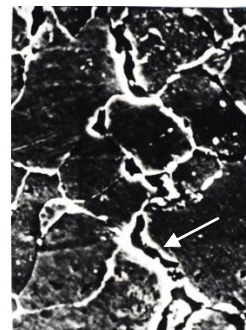
відбувається при механізованому зварюванні в суміші $\text{CO}_2 + \text{Ar}$ (50 + 50 %) паропроводів з сталей 15Х1М1Ф і 12Х1МФ електродним дротом Св 10ХГ2СМА. Фізичні і механічні властивості металу шва, отриманого при використанні такого дроту, помітно (на 10–20 %) є меншими від аналогічних властивостей металу шва, отриманого при використанні дроту Св 10ХМФА.



Рисунок 3.5 – Тріщина повзучості в металі шва (сплав 10ХМФ)
зварного з'єднання
зі сталі 15Х1М1Ф. $\times 20$ мкм. Ресурс 190 тис. год



а)



б)

Рисунок 3.6 – Пошкоджуваність мікропорами – *а)* і мікротріщинами повзучості – *б)* (наведено стрілками) границь зерен α -фази зварного з'єднання зі сталі 15Х1М1Ф; *а)* ділянка неповної перекристалізації ЗТВ; *б)* ділянка сплавлення. $\times 2\,500$. Напрацювання 275 тис. год [16–17]

Загалом особливості переважаючої пошкоджуваності металу зварних з'єднань стосовно їх напрацювання понад 280 тис. год можна надати у

узагальненому вигляді рис. 3.7, табл. 3.1.

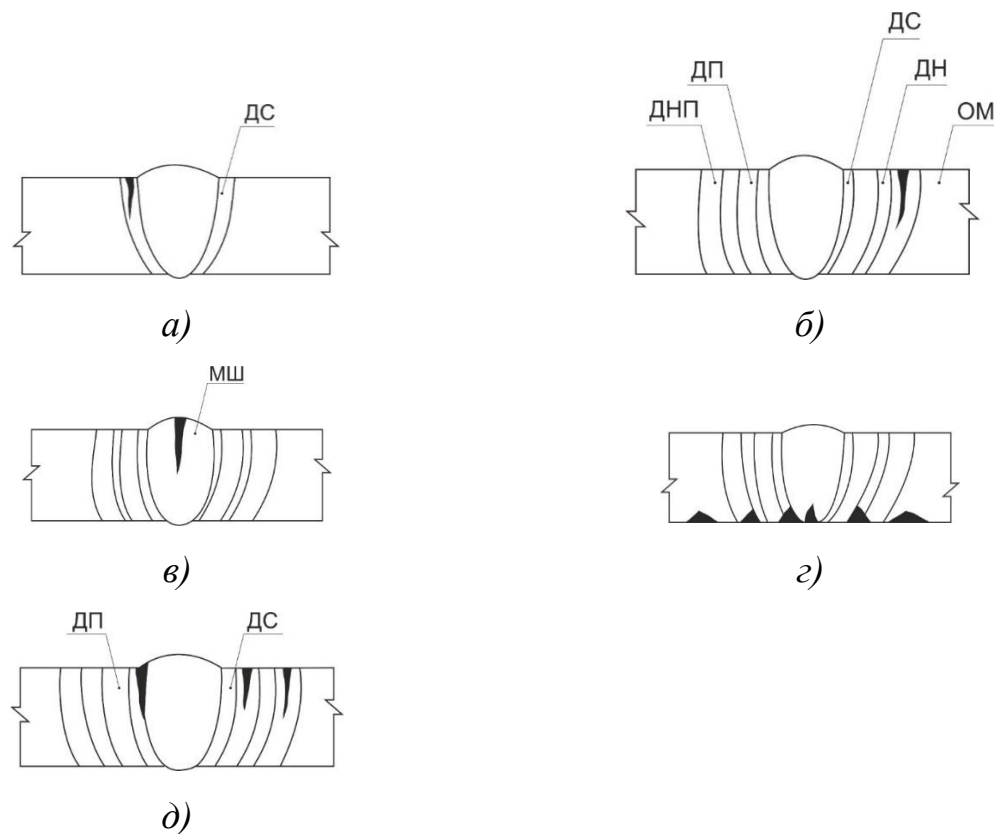


Рисунок 3.7 – Типові, найбільш розповсюджені тріщини, зварних з'єднань паропроводів: а) тріщина повзучості на ділянці сплавлення ЗТВ; б) тріщина повзучості на ділянці неповної перекристалізації; в) тріщина втоми в металі шва; г) корозійно-втомні тріщини в металі шва і на ділянках ЗТВ;

д) тріщини втоми. МШ – метал шва; ДС – ділянка сплавлення; ДП – ділянка перегріву; ДН – ділянка нормалізації; ДНП – ділянка неповної перекристалізації; ОМ – основний метал

Примітка: Ділянка сплавлення, розмір 0,1–0,2 мм, підлягає зварювальному нагріванню в інтервал температур обмежений критичними точками T_s – T_L . Ділянка перегріву, розмір 1,2–1,9 мм, підлягає зварювальному нагріванню в інтервал температур обмежений критичними точками T_L –1 150 °С (приблизно). Ділянка нормалізації, розмір 0,9–1,2 мм, підлягає зварювальному нагріванню в інтервал температур обмежений критичними точками T_L –1 150 °С (близько) – Ac_3 .

Таблиця 3.1 – Характеристика пошкоджуваності зварних з'єднань паропроводів із теплостійких сталей 15X1М1Ф і 12X1МФ

Металографічні особливості пошкоджуваності	Механізм пошкоджуваності	Місця зародження тріщин	Термін напрацювання	Фактор пошкоджуваності
1	2	3	4	5
Тріщини повзучості утворюються в районах зовнішньої поверхні зварних з'єднань. Їх зародження і І-ша стадія розвитку проходить по границям зерен. Потім, на II-й стадії розвитку, тріщини розповсюджуються по границях зерен і по їх тілу	Утворення пошкоджуваності по границям зерен α -фази в місцях коагулюючих карбідів $M_{23}C_6$ з зернами. Переважно крихкий механізм пошкоджуваності і руйнування	Ділянка неповної перекристалізації і сплавлення ЗТВ. Метал шва	Починаючи від 190 тис. год.	Конструкторський, технологічний, експлуатаційний
Корозійно-втомні тріщини беруть початок	Спільний прояв напруження,	Метал шва,	Починаючи від	Експлуатаційний, технологічний

Продовження таблиці 3.1

1	2	3	4	5
від корозійних язвин на внутрішній поверхні паропроводів і їх зварних з'єднань. Тріщини розвиваються одночасно по границях і по тілу зерен	корозії і втоми	ділянки ЗТВ, основний метал	150 тис. год. Залежно від наявності дефектів	
Втомні тріщини зумовлені циклічними механічними напруженнями в умовах повзучості. Тріщини утворюються в районі зовнішньої поверхні зварних з'єднань паропроводів і розвиваються в	Втома при циклічних навантаженнях	Ділянки ЗТВ, метал шва	Починаючи від 200 тис. год. напрацювання	Технологічний, експлуатаційний, конструкторський

Закінчення таблиці 3.1

1	2	3	4	5
глибину їх металу. Тріщини зароджуються по границям зерен α -фази і розвиваються одночасно по границях і по тілу зерен				

Примітка: ТЕС України працюють близько 30...35 років у маневровому режимі і тому утворення тріщин втомі забезпечується циклічними механічними навантаженнями.

3.3 Вплив технічних факторів на пошкоджуваність зварних з'єднань

Корозійні тріщини, що утворилися в умовах повзучості внаслідок дії змінних напружень розвиваються в областях дії конструкційних і технологічних концентраторів напружень. Наприклад, на ділянках сплавлення зварних з'єднань, а також в районі кутового шва трійникових і штуцерних зварних з'єднань. Механізм втомних тріщин має термічно-втомну складову, а втомно-корозійних – додатково корозійну.

За результатами аналізу статистичних показників 30 зварних з'єднань із 10 паропроводів ТЕС України, напрацювання яких складало 170–300 тис. год, встановили наступні фактори 15 випадків пошкоджень:

– технічний фактор, обумовлений наявністю на ділянках ЗТВ і в металі шва вихідних дефектів, структурної неоднорідності та властивостей, що відрізняються. Процеси пошкоджуваності зі збільшенням терміну напрацювання

зварних з'єднань змінюються. Так, при напрацюванні зварних з'єднань понад 280 тис. год розподілення пошкоджуваності за технологічним фактором було: 70–75 % пошкоджуваності на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ; 10–15 % – по ділянці сплавлення; близько 10 – по ділянці перегріву і біля 5 % – по металу шва.

Конструкційний фактор пошкоджуваності зумовлений наявністю у зварних з'єднаннях зон з підвищеною концентрацією напружень. Такі зони присутні в штуцерних, трійникових і стикових зварних з'єднаннях елементів систем паропроводів. При наявності значної структурної неоднорідності пошкоджуваність підсилюється.

Експлуатаційний фактор пошкоджуваності проявляється при вимушених перегрівах. Наприклад, при аварійних викидах пару, коли температура підвищується з 545 °С до 580 °С. Пошкоджуваність також підсилюється проявами повзучості і корозії. Такі прояви є порівняно найбільшими на ділянках ЗТВ де поступово збільшується структурна неоднорідність і, відповідно зростає концентрація напружень. Збільшення пошкоджуваності також прискорюється: через незадовільну роботу дренажних ліній; перевищення допускаємих швидкостей охолодження і нагрівання паропроводів в умовах маневрового режиму роботи; незадовільного стану опірно-підвісних систем; наявності невідповідних протинахильних систем на трасах та ін.

Загалом надійність зварних з'єднань паропроводів і елементів їх систем залежить від комплексного прояву розглянутих особливостей їх пошкоджуваності, які необхідно враховувати при обстеженні зварних з'єднань. Доцільно виявити основний фактор пошкоджуваності, а також врахувати інші супутні фактори, що доповнюють таку пошкоджуваність. Таким чином надається можливим підвищити оцінку надійності і визначити залишковий ресурс роботи зварних з'єднань паропроводів і елементів їх систем.

3.4 Особливості пошкоджуваності зварних з'єднань паропроводів при їх напрацюванні понад 280 тис. год

Визначення надійності і залишкового ресурсу довготривало експлуатованих зварних з'єднань паропроводів потребує дослідження їх структурно-фазового стану і наявності пошкоджуваності. Для узагальнення отриманих результатів впроваджували відповідні критерії, які дозволили обґрунтувати надійність роботи зварних з'єднань, а також з більшою точністю визначити їх залишковий ресурс. І тому для обґрунтування надійності встановлювали зв'язок між деградуючим металом зварних з'єднань і його властивостями, які характеризують надійність і ресурс зварних з'єднань. Усвідомлювали що першочергово слід визначати надійність і залишковий ресурс тих зварних з'єднань паропроводів, робочі параметри яких ($T_e - 545-565\text{ }^{\circ}\text{C}$, $P_e 25,5\text{ МПа}$) є більш високими ніж аналогічні параметри інших зварних з'єднань паропроводів.

Відомо, що пошкоджуваність за механізмом утворення пор повзучості переважно відбувається на ділянці неповної перекристалізації зони термічного впливу (ЗТВ) де присутній перліт, зерна якого мають округлу форму [17, 20]. Розташування нових зерен перліту, внаслідок перекристалізації, відбувається по границях аустенітних зерен, що сприяє прискоренню пошкоджуваності. Також структурна особливість перліту при наявності сегрегацій характеризується збільшенням швидкості коагуляції карбідів $M_{23}C_6$, що приводить до утворення пор по границях зерен α -фази.

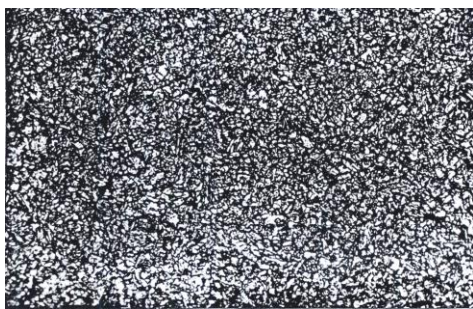
На ділянках сплавлення і перегріву ЗТВ зварних з'єднань відбувається утворення тріщин втоми [17]. Встановили, що тріщини переважно зароджуються по границях аустенітних зерен. Саме на таких границях при зварювальному нагріванні накопичуються елементи проникнення і хімічні сполуки, що суттєво знижує міжатомні сили зчеплення.

Урахування особливостей структурно-фазового стану і пошкоджуваності дозволяє оцінити рівень надійності металу зварних з'єднань паропроводів. І тому

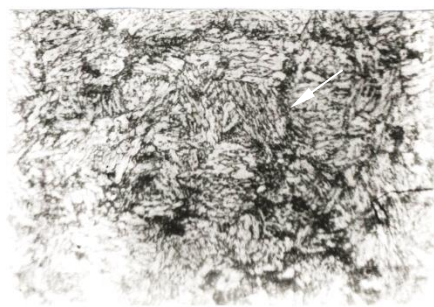
важливим є встановлення зв'язку між фізико-хімічними процесами, що проходять в металі зварних з'єднань в умовах повзучості, його структурно-фазовим станом та пошкоджуваністю. Встановлення такого зв'язку дозволяє обґрунтувати критерії визначення надійності і залишкового ресурсу зварних з'єднань.

Проблема оцінки надійності зварних з'єднань паропроводів, стосовно їх напрацювання до 250 тис. год вирішена в достатній мірі. Водночас, при напрацюванні зварних з'єднань понад 280 тис. год, що відповідає закінченню другої стадії повзучості, проявляються специфічні особливості проходження фізико-хімічних процесів і структурно-фазових змін. Їх прояв забезпечує прискорене утворення відповідної ферито-карбідної суміші в структурі зварних з'єднань та сприяє їх пошкоджуваності, що потребує дослідження.

Утворення пор повзучості і тріщин втоми в металі зварних з'єднань розглядали як спряжені процеси їх пошкоджуваності, проходженню якої значною мірою сприяє наявність ферито-карбідної суміші. Кількість такої суміші в структурі зварних з'єднань, при їх напрацюванні понад 280 тис. год стрімко збільшується, рис. 3.8. І тому ферито-карбідну суміш можна вважати як браковочну складову.



а)



б)

Риснок 3.8. – Структура ділянки неповної перекристалізації зварного з'єднання зі сталі 15X1M1Ф: а) у вихідному стані; б) після напрацюванні понад 276 тис. год. Перлітна складова структури наведена стрілками. (х 360)

В металі зварних з'єднань, більш інтенсивно ніж в основному металі паропроводів, відбуваються структурно-фазові зміни. Такі зміни забезпечують фізико-хімічні процеси, інтенсивність проходження яких значною мірою залежить від вихідної структури металу зварних з'єднань, рис. 3.9. Розглянемо зварні з'єднання зі сталі 15X1M1Ф, які мають вихідну ферито-бейнітну структуру. До складу структури ділянки перегріву ЗТВ може входити перліт, як складова повної перекристалізації, що має глобуляризовану форму, рис. 3.10. На ділянці неповної перекристалізації нові продукти розпаду аустеніту можуть утворювати, структурні складові, перліт, сорбіт або тростит [11, 17]. Встановили, що перліт порівняно зі структурами сорбіту і троститу, більш прискорено перетворюється у нову ферито-карбідну суміш, див. рис. 3.8.

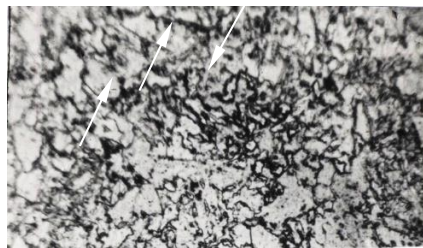


Рисунок 3.9 – Вихідна структура ділянки неповної перекристалізації ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 15X1M1Ф.

Перлітна складова структури наведена стрілками. (х 360)



Рисунок 3.10 – Мікроструктура ділянки перегріву ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 15X1M1Ф.

Перлітні складові полічені стрілками. (х 300)

Відомо, що наявність такої суміші надає суттєве зниження фізико-механічних властивостей металу зварних з'єднань. В зернах α -фази помітно зменшується присутність легувальних елементів заміщення, хрому молібдену і ванадію. Водночас їх присутність у карбідах збільшується. Наприклад, стосовно 280 тис. год напрацювання при 545 °С кількість легувальних елементів в карбідах складала: хрому – 45–48 %, молібдену – 65–68 і ванадію 75–85 %. Утворюються нові карбіди VC і Mo₂C. Проходять карбідні реакції $M_3C \rightarrow M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6$. Карбіди $M_{23}C_6$, що знаходяться по границях зерен α -фази, рис. 3.11, коагулюють за механізмом коалесценції. І їх форма стає видовженою. Важливо провести дослідження по гальмуванню коагуляції карбідів $M_{23}C_6$, стосовно інтервалу температур 545–650 °С, що доцільно урахувати при створенні нових, більш теплостійких сталей. Зауважимо, що швидкість коагуляції карбідів $M_{23}C_6$, що знаходяться по границях зерен, значно перевершує коагуляцію таких карбідів, що знаходяться по тілу зерен. Отже, наявність перліту суттєво впливає на деградацію властивостей металу зварних з'єднань, особливо після їх напрацювання понад 280 тис. год.

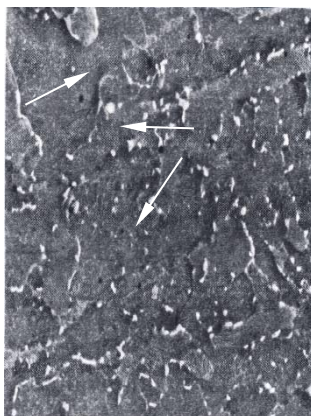


Рисунок 3.11 – Мікроструктура ділянки перегріву ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 15Х1М1Ф. Мікропори повзучості наведені стрілками. Ресурс 276 тис. год (х 360)

Утворення мікропор повзучості і мікротріщин втоми відбувається

внаслідок спряженої дії деформаційного і дифузійного процесів. Деформаційний процес сприяє зменшенню міжатомних сил зчеплення, а самодифузія елементів заміщення проходить при більш низькій енергії активації. Водночас деформаційний процес сприяє утворенню мікронесуцільностей і перетворенню їх у зародкові пори. Найбільш інтенсивно у зварних з'єднаннях пори утворюються на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ, рис. 3.12. Метал цієї ділянки зазнає зварювального нагрівання в інтервалі температур, обмеженому критичними точками A_{c1} – A_{c3} . Утворення перліту, як структурної складової розпаду частково утвореного аустеніту, обумовлено нагріванням у наведений інтервал температур, а також відповідною швидкістю охолодження. Залежно від швидкості охолодження нові продукти розпаду аустеніту можуть утворюватися у вигляді перліту, сорбіту або троститу. Наведені складові з різною швидкістю перетворюються у ферито-карбідну суміш, яка кількісно збільшується при зростаючому напрацюванні зварних з'єднань, рис. 3.13. Утворення такої суміші, що збільшується кількісно, для зварних з'єднань зі сталей 12Х1МФ і 15Х1М1Ф має свої відмінні особливості. Наприклад, у зварних з'єднаннях зі сталі 12Х1МФ більш помітно, в процесі рекристалізації формуються крупні феритні зерна, а коагуляція карбідів $M_{23}C_6$ порівняно з аналогічними процесами у зварних з'єднаннях зі сталі 15Х1М1Ф, проходить більш повільно.

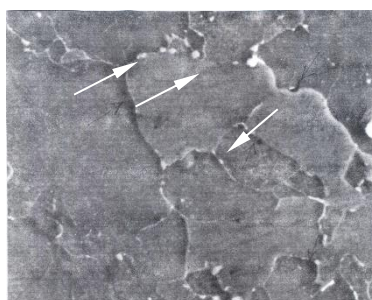


Рисунок 3.12 – Пори повзучості (стрілки) і тріщина втоми (стрілка) на ділянці неповної перекристалізації зварного з'єднання зі сталі 15Х1М1Ф після напрацюванні понад 276 тис. год (х 360)

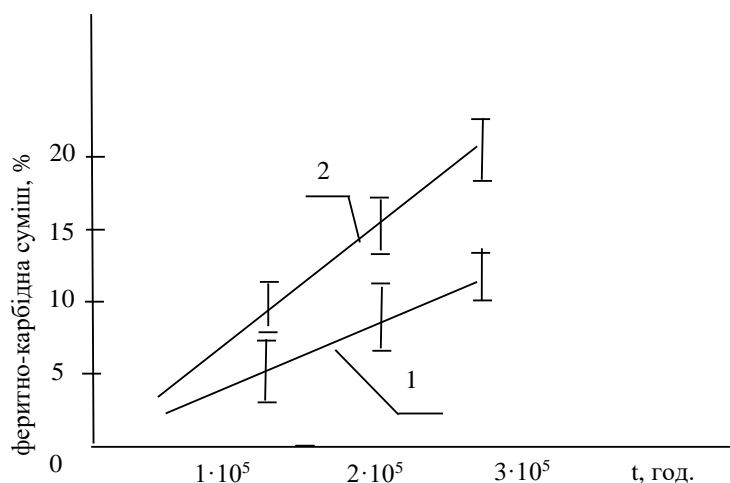


Рисунок 3.13 – Залежність утворення ферито-карбідної суміші на ділянці неповної перекристалізації зварного з'єднання зі сталі 12Х1МФ від терміну їх нагрівання:

1 – при наявності перекристалізованого сорбіту; 2 – перліту

Показники кількісного електронно-мікроскопічного аналізу порівнювали з результатами випробувань зварних з'єднань на подовжену міцність і повзучість. Виявили, що між показниками повзучості, міцності та дисперсністю карбідів є визначена залежність. Встановили, що при збільшенні дисперсності карбідів і їх кількості збільшується опір повзучості і одночасно відбувається збільшення подовженої міцності зварних з'єднань.

Формуванню перлітних структур на ділянках ЗТВ можна запобігти при оптимізації температурного режиму процесу зварювання і таким чином отримати сорбіт або тростит на ділянці неповної перекристалізації.

Внаслідок самодифузії, при нагріванні зварних з'єднань понад 280 тис. год, у зернах α -фази зменшується кількість елементів заміщення хрому молібдену і ванадію, що суттєво зменшує фазовий наклеп зерен. Водночас збільшується кількість карбідів VC і Mo₂C, а карбіди M₂₃C₆ коагулюють. Структурні перетворення сприяють зниженню твердості, а також показників міцності майже на 10–20 %.

Вимушені підвищення робочої температури до 585 °С (аварійний викид пару) надають прискорення проходженню фізико-хімічних процесів в металі зварних з'єднань. На ділянках ЗТВ, а також в металі шва і в основному металі з відповідною швидкістю збільшується утворення ферито-карбідної суміші. Зауважимо, що така суміш відрізняється від вихідної ферито-карбідної суміші (перліту). Відмінність складається в тому, що ферито-карбідна суміш, яка утворюється, характеризується наявністю збільшених за розмірами (переважно видовжених) карбідів $M_{23}C_6$, див. рис. 3.11. Відбувається фрагментація зерен, а також внаслідок рекристалізації зерна збільшуються за розмірами рис. 3.14. З найбільшою інтенсивністю утворення ферито-карбідної суміші проходить на ділянках неповної перекристалізації зварних з'єднань зі сталей 12Х1МФ і 15Х1М1Ф, рис. 3.14.



Рисунок 3.14 – Мікроструктура ділянки неповної перекристалізації ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 15Х1М1Ф. Ресурс 280 тис. год

При напрацюванні зварних з'єднань понад 280 тис. год збільшені розміри карбідів $M_{23}C_6$ складають близько 0,5–1,2 мкм. Відбувається їх коагуляція [20]. До складу карбіду $M_{23}C_6$, що має складну кубічну ґратку [17] входить хром, який поступово замінюється на молібден. Зазначимо, що даний карбід входить і до складу нових, більш теплостійких сталей [42–47]. І тому гальмування їх коагуляції є важливою задачею, що потребує вирішення.

При визначенні фізичних і механічних властивостей слід враховувати наступні параметри, що характеризують структурно-фазовий стан:

- кількість, розміри і будову карбідних виділень;
- різницю періодів кристалічної ґратки коагулюючих карбідів і зерен α -фази;
- загальну кількість карбідів, а також зміну форми карбідів при їх коагуляції;
- хімічний склад зерен α -фази, який зазнав зміни внаслідок самодифузії елементів заміщення.

Урахування розглянутих параметрів в нормативних документах [1–10], надає можливість підвищити оцінку надійності довготривало експлуатуємих зварних з'єднань із теплостійких сталей. Стосовно першої стадії повзучості, характерна відносна низька щільність дислокацій в зернах α -фази [50], яка на ділянках ЗТВ зварних з'єднань помітно відрізняється. Так, на ділянці неповної перекристалізації локальна щільність дислокацій є найбільшою і складає близько 10^7 см^{-2} . В зернах бейніту відпуску щільність дислокацій на 10–15 % є більшою ніж у зернах фериту. Загальне підвищення щільності дислокацій характерне для другої стадії повзучості, яка відповідає напрацюванню зварних з'єднань понад 270–280 тис. год. Для цієї стадії повзучості локальна щільність дислокацій є найбільшою на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ, рис. 3.15. Дещо менша щільність дислокацій спостерігається на ділянці перегріву, рис. 3.16. Спільним проявом для ділянок є те, що найбільша щільність дислокацій характерна біля коагулюючих карбідів $M_{23}C_6$, які знаходяться на границях зерен α -фази [12]. Тут формуються сітки із дислокацій, утворюються пороги на дислокаціях, спостерігається збільшення довжини дислокацій. Дислокаційні процеси надають зернам α -фази фрагментованість. В середині зерен щільність дислокацій поступово зменшується, а по їх границям збільшується, рис. 3.17. Тому можна допустити, що проходження фізико-хімічних процесів в зернах α -фази має складний характер і є неоднорідним. Їх проходження на приграничних фрагментах зерен є більш інтенсивним ніж на центральних. На другій стадії повзучості щільність дислокацій всередині зерен змінюється в меншому ступені ніж біля їх границь.

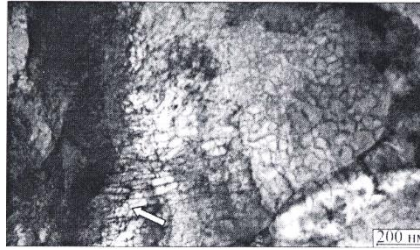


Рисунок 3.15 – Дислокаційна структура ділянки неповної перекристалізації ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 12Х1МФ. Напрацювання 280 тис. год (приклади сходинок на дислокаціях вказані стрілками) [17]



Рисунок 3.16 – Дислокації та виділення других фаз.
Структура ділянки перегріву
сталі 15Х1М1Ф, ($\times 50\,000$). $\varepsilon = 3\%$. Напрацювання 280 тис. год [17]

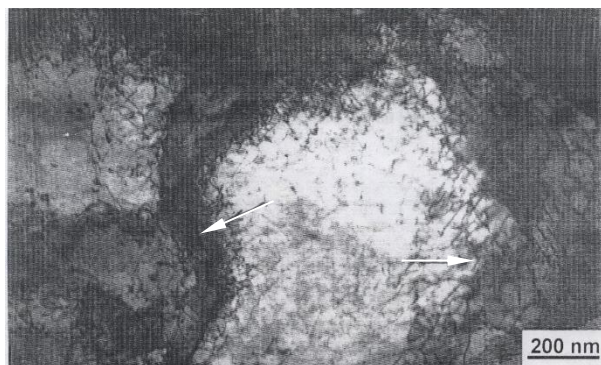


Рисунок 3.17 – Дислокаційна структура металу шва (сплав 10ХМФ).
Схема дислокацій на окремих фрагментах субзерен α -фази
(наведено стрілками), $\varepsilon = 0,7\%$

В кінці другої стадії повзучості в структурі зварних з'єднань процес повернення переходить в процес рекристалізації. Усунення окремих границь зерен призводить до їх злиття. Утворюються нові зерна рис. 3.18, які поступово набувають однакової кристалографічної орієнтації. Структурні перетворення сприяють зменшенню фізичних і механічних властивостей зварних з'єднань. Наприклад опору утворенню пор повзучості рис. 3.19 і тріщин втоми, а також показників міцності і твердості. Збільшення розмірів зерен і зменшення їх міцності сприяє збільшенню деформаційної здатності зерен. По границях зерен з більшою швидкістю біля коагулюючих карбідів $M_{23}C_6$, накопичуються дислокації, див. рис. 3.17, що сприяє пошкоджуваності зварних з'єднань за крихким механізмом.

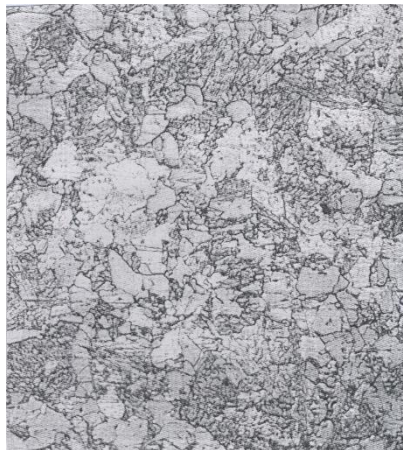


Рисунок 3.18 – Структура ділянки нормалізації ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 12Х1МФ. Ресурс 280 тис. год. х 360

Визначення і урахування закономірностей структурно-фазових перетворень в металі зварних з'єднань стосовно умов повзучості і втоми є складною задачею. І тому обґрунтування таких перетворень є особливо значимим відносно прогнозування їх проходження. Наприклад визначення впливу старіння на опір пружно-пластичному деформуванню зварних з'єднань із перлітних сталей, табл. 3.2.



а



б

Рисунок 3.19 – Утворення зародкових пор повзучості: а) і тріщин втоми б) в металі зварних з'єднань зі сталі 15X1M1Ф. х 14 000

Таблиця 3.2 – Вплив режиму старіння на опір пружно-пластичному деформуванню зварних з'єднань із перлітних сталей $\sigma_{0,2}^{\text{стар}}/\sigma_{0,2}^{\text{вих}}$

Зварні з'єднання із перлітних сталей	Тривалість старіння, год	$\sigma_{0,2}^{\text{стар}}/\sigma_{0,2}^{\text{вих}}$ при $T = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$
12X1MФ	280 000	0,73
15X1M1Ф	280 000	0,71

Примітка: Позначення $\sigma_{0,2}^{\text{стар}}/\sigma_{0,2}^{\text{вих}}$ зразків, які відпрацювали 276 тис. год.

Структурно-фазові зміни в металі зварних з'єднань зумовлюють зниження його мікротвердості [17]. При збільшенні напрацювання зварних з'єднань понад 280 тис. год зростає швидкість повзучості їх металу. Наприклад залишкова деформація ділянки неповної перекристалізації складає близько 5–7 %, ділянки перегріву ЗТВ близько 4–5 %. Утворення нової структурної складової – ферито-карбідної суміші, див. рис. 3.18 при довготривалому напрацюванні зварних з'єднань забезпечує зниження їх фізико-механічних властивостей, надійності і залишкового ресурсу. І тому запас міцності зварних з'єднань повинен розраховуватись на основі структурно-фазового стану. Основними характеристиками повинні бути межа міцності, пластичність і опір термічній

втомі. Визначення наведених характеристик необхідно обґрунтувати показниками швидкості повзучості і опору деформуванню металу зварних з'єднань. Також доцільно визначати особливості утворення і розповсюдження тріщин втомі і пор повзучості для засвідчення живучості зварних з'єднань.

Важливо співставляти характеристики вихідного структурно-фазового стану зварних з'єднань, а також їх фізико-механічні властивості з аналогічними показниками, які встановилися після їх довготривалого напрацювання в умовах повзучості і втомі.

3.5 Вплив структурно-фазового стану на пошкоджуваність зварних з'єднань паропроводів довготривало працюючих в умовах повзучості

При довготривалому напрацюванні зварних з'єднань паропроводів у їх металі накопичується пошкоджуваність у вигляді пор повзучості, рис. 3.20.

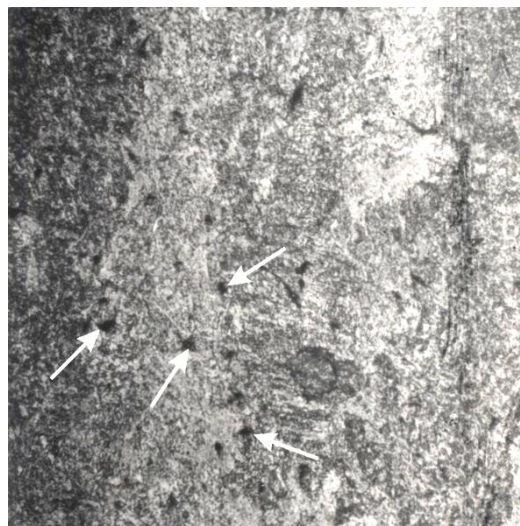


Рисунок 3.20 – Пори повзучості (стрілки) на ділянці сплавлення 3ТВ зварного з'єднання зі сталі 12Х1МФ. Ресурс 280 тис. год, $\times 100$

Пошкоджуваність порами зварних з'єднань виявляли на зразках вирізаних з діючих паропроводів. Встановили, що накопичення пор прискорено

збільшується при напрацюванні зварних з'єднань понад 270 тис. год, рис. 3.21.

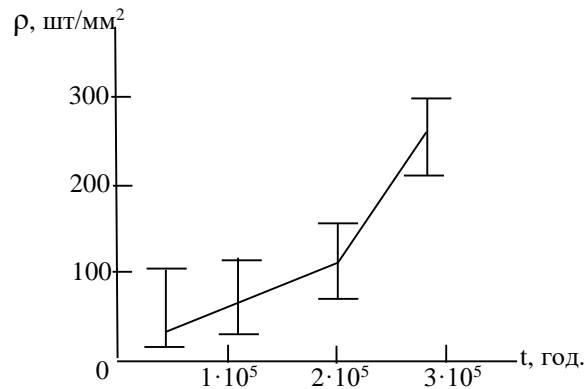


Рисунок 3.21 – Залежність щільності пор повзучості ρ (розмір за довжиною 0,07–0,4 мкм) від терміну напрацювання t зварних з'єднань зі сталі 12Х1МФ.

Ділянка перегріву ЗТВ

Також, пори, в процесі розвитку, набувають видовженої розгалуженої форми і зливаються. По границям зерен α -фази утворюються ланцюжки пор, які перетворюються у тріщини, рис. 3.22. Механізм утворення і розвитку пор потребує подальшого уточнення, що доцільно для їх гальмування.

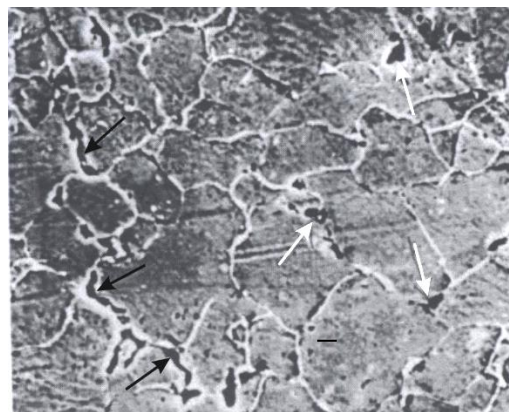


Рисунок 3.22 – Пори повзучості (світлі стрілки) і тріщини повзучості (темні стрілки) в металі ділянки сплавлення ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 12Х1МФ.

Ресурс 275 637 тис. год, х 7 000, [13]

Стосовно напрацювання зварних з'єднань із сталей 12Х1МФ і 15Х1М1Ф до 250–270 тис. год їх структурно-фазовий стан переважно характеризується як відносно стабільний. Самодифузія легуючих елементів хрому, молібдену і ванадію відчутно не приводить до структурно-фазових змін. Загалом карбідні реакції $M_3C \rightarrow M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6$, коагуляція карбідів $M_{23}C_6$, а також утворення нових карбідів Mo_2C і VC також не спричиняло структурно-фазові зміни в металі зварних з'єднань.

Рентгеноструктурне дослідження карбідних фаз, які виділялися із зварних з'єднань проводили на порошковому дифрактометрі «Simens D 500» у монохроматизованому мідному випромінюванні з графітовим монохроматором на відбитому пучку. Дифрактограми знімали в інтервалі кутів $10^\circ \leq 2\theta \leq 140^\circ$ із кроком сканування $0,02^\circ$ і одночасним накопиченням імпульсу 75 сек у кожній точці. Визначення фаз виконували за карткою PDF-4. Розрахунки робили за методом Рітвельда, з урахуванням методики [17].

При напрацюванні < 270 тис. год зерна α -фази характеризуються відносно низькою щільністю дислокацій, їх розподіл по тілу зерен є близьким до рівномірного, практично відсутня фрагментація зерен. Дещо більшою є щільність дислокацій біля карбідів і границь зерен. Збільшення кількості пор повзучості також є відносно незначним ефектом. Пошкоджуваність, що переходить у руйнування, характерна переважно для тих зварних з'єднань, які мають відчутні до прояву вихідні дефекти. Спрямованість вихідних дефектів на утворення пошкоджуваності у зварних з'єднаннях переважно спрацьовує протягом їх напрацювання до 200 тис. год. Ті зварні з'єднання, що зазнали пошкоджуваності відремонтували, або замінили на нові. Проте, якщо у вихідній структурі присутня перлітна складова, рис. 3.23, то структурно-фазові зміни після напрацювання зварних з'єднань понад 250 тис. год починають прискорюватися, що підсилює їх пошкоджуваність, рис. 3.24. Водночас зерна α -фази набувають фрагментації. Саме в скупченнях перлітних зерен більш інтенсивно проходять карбідні реакції $M_3C \rightarrow M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6$ і коагулюють карбіди $M_{23}C_6$.



Рисунок 3.23 – Вихідна структура ділянки неповної перекристалізації ЗТВ зварного з'єднання. Темні оторочки по границях зерен α -фази представляють перліт

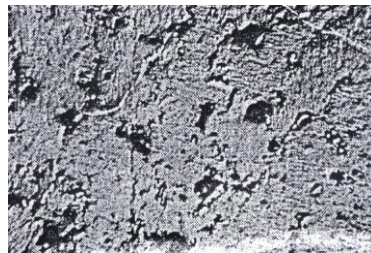


Рисунок 3.24 – Пори повзучості в структурі ділянки неповної перекристалізації ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 15X1M1Ф. Напрацювання 280 тис. год, $\times 15\,000$

Доцільно дослідити залежність пошкоджуваності за механізмами повзучості і втоми від наявності перлітної складової в структурі довготривало працюючих зварних з'єднань.

Враховували, що перліт, при охолодженні після відповідного зварювального нагрівання може утворюватися згідно $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення в металі шва, а також на ділянках сплавлення, перегріву і неповної перекристалізації ЗТВ зварних з'єднань. На ділянці неповної перекристалізації, яка зазнавала зварювального нагрівання в область температур, обмежену критичними точками A_{c1} – A_{c3} , наявність перліту, як структурної складової,

складає близько 10–15 %, див. рис. 3.23. На цій ділянці вплив перліту на пошкоджуваність в умовах повзучості є особливо відчутним, див. рис. 3.24. При штатному відпуску форма перліту стає округлою і набуває певних змін, що збільшує вплив на прояв пошкоджуваності. В структурі перліту відбуваються перетворення. Утворюються нові карбіди M_7C_3 , $M_{23}C_6$, Mo_2C і VC , а самі зерна перліту набувають округлої форми. Загалом структура ділянки неповної перекристалізації характеризується меншим опором пошкоджуваності в умовах повзучості порівняно з іншими ділянками ЗТВ. Встановили, що отримання сорбіту та троститу, як продуктів перекристалізації замість перліту, які також після відпуску набувають округлої форми, суттєво зменшує пошкоджуваність даної ділянки.

Звернемо, що відпуск після зварювання, як необхідна операція, знімає післязварювальні напруження і надає дисперсне зміцнення металу шва. Необґрунтована відміна відпуску, а також порушення його встановлених межових обмежень приводить до передчасного руйнування зварних з'єднань в умовах повзучості. Таке руйнування металу шва зумовлено і тим, що при зварювальному охолодженні не встигають в достатній кількості сформуватися особливо дрібнодисперсні карбіди VC і дисперсні Mo_2C . Водночас через відсутність відпуску не знімаються післязварювальні напруження, що значно підсилює здатність до руйнування на ділянках сплавлення, перегріву і неповної перекристалізації ЗТВ і по металу шва за механізмами повзучості і втоми. Також підсилюється здатність до руйнування за корозійно-втомним механізмом, що заслуговує окремого дослідження.

При напрацюванні зварних з'єднань понад 270 тис. год на ділянках ЗТВ структура зерен α -фази у різному ступені стає полігональною, рис. 3.25.

Всередині зерен спостерігається (локально) підвищена щільність дислокацій. Проте на окремих ділянках ЗТВ є зерна α -фази де їх щільність залишається низькою рис. 3.26.



Рисунок 3.25 – Фрагмент полігональної структури ділянки сплавлення ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 15X1М1Ф. Ресурс 275637 тис. год. $\times 11\,000$



Рисунок 3.26 – Дислокаційна структура ділянки неповної перекристалізації ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 12X1МФ. Сходи́нки на дислокаціях наведені стрілками. Напрацювання 280 тис. год

В кінці 2-ї стадії повзучості прискорюються процеси повернення і рекристалізації. Такі процеси забезпечують усунення окремих ділянок границь між двома контактуючими зернам і формування одного крупного зерна, рис. 3.27.

Зерна, що утворилося внаслідок рекристалізації, рис. 3.27, поступово набувають однакової кристалографічної спрямованості. З більшою швидкістю наведений процес проходить в контактуючих зернах фериту, з меншою – між контактуючими зернами фериту і бейніту, а також між зернами бейніту.

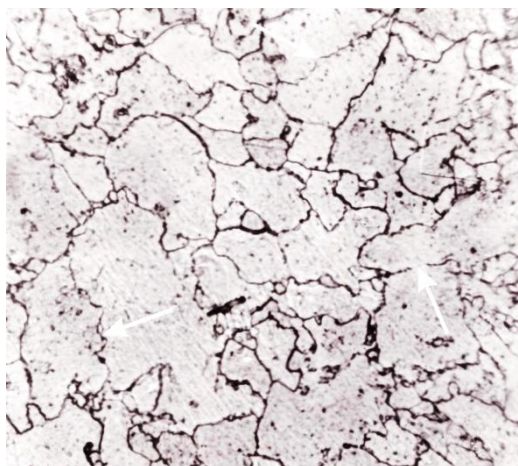


Рисунок 3.27 – Мікроструктура ділянки перегріву ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 12Х1МФ. Усунення фрагментів границь зерен наведено стрілками. Ресурс – 280 тис. год, t 360

Встановили, що між зернами α -фази першочергово усуваються ті ділянки границь зерен, які розташовані перпендикулярно до діючих напружень. Наявність розподілу по тілу бейніту відпуску дрібнодисперсних карбідів VC і Mo_2C сприяє збільшенню терміну проходження проміжної стадії рекристалізації. Загалом процеси рекристалізації відбуваються в металі зварних з'єднань при їх напрацюванні в умовах повзучості понад 270 тис. год. Проте початок проявів рекристалізації в паропроводах спостерігали і при відносно невеликому терміну їх роботи [11].

Карбіди I-ї групи, які знаходилися до рекристалізації на границях зерен α -фази, після рекристалізації розташовуються в їх тілі. Зважаючи, що кількість карбідів у більш крупних зернах значно збільшилася, такі зерна можна розглядати як ферито-карбідну суміш, рис. 3.28.

Присутність перліту сприяє зменшенню механічних властивостей зварних з'єднань, табл. 3.3.

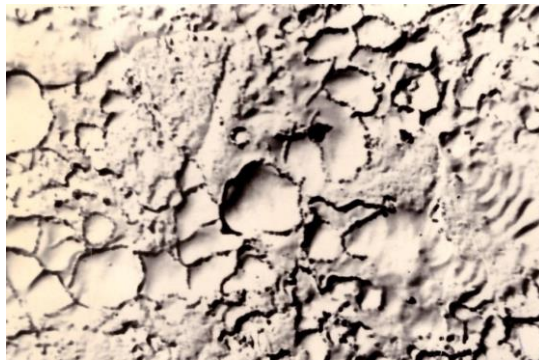


Рисунок 3.28 – Фрагмент ферито-карбідної суміші у ділянці неповної перекристалізації зварного з’єднання зі сталі 15X1M1Φ.

Ресурс 275637 тис. год. x 11 000

Таблиця 3.3 – Механічні властивості зразків зварних з’єднань паропроводу гарячого промперегріву із сталі 12X1MΦ (Зміївська ТЕС)

Типорозмір (діаметр × товщина стілки), мм	Напрацювання, год	Механічні властивості				
		σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	Ψ , %	KCV, Дж/см ²
	Вихідні зразки	850	300	21	84	21
159×18	Зразки паропроводу гарячого промперегріву 275 637 год.	775	270	19	77	18

Примітка. При напрацюванні паропроводу 250 тис. год тиск зменшили з 25 до 10 МПа, що уповільнило зниження механічних властивостей.

При наявності контакту зерен фериту і перліту, процеси повернення і рекристалізації проходять з більшою інтенсивністю ніж при контакті зерен інших структур. Процес повернення характеризується спрямованим

переміщенням дислокацій, згрупованість частини яких є узгодженою з дислокаційною будовою границь зерен. Перехід від повернення до рекристалізації проходить при усуненні дислокаційних границь зерен. Таке усунення відбувається внаслідок переміщення дислокацій всередину зерен, а також внаслідок їх анігіляції. Розміри зерен, що сформувалися відповідають розмірам обох вихідних зерен, див. рис. 3.26. Всередині зерна проходить відповідний перерозподіл дислокацій. Будова зерна, що утворилося характеризується більшою здатністю деформуватися при дії робочих напружень.

Виявили, що на ділянках ЗТВ, а також в металі шва і в основному металі, швидкість проходження процесів повернення і рекристалізації є різною. Найбільша швидкість характерна для ділянок неповної перекристалізації і перегріву [17]. Проте, при наявності нових продуктів розпаду аустеніту у вигляді сорбіту і троститу, проходження процесів повернення і рекристалізації відчутно уповільнюється, що зменшує ефект утворення ферито-карбідної суміші. Відповідно стабілізуються фізико-механічні властивості металу зварних з'єднань при їх напрацюванні понад 280 тис. год в умовах повзучості.

Ділянка неповної перекристалізації ЗТВ зазнає зварювальне нагрівання в область температур, обмежену критичними точками A_{c1} – A_{c3} . Саме на цій ділянці формується перекристалізований перліт, будова якого додатково набуває дефектних властивостей внаслідок термічної обробки. Деформація металу цієї ділянки при довготривалому напрацюванні зварних з'єднань значною мірою сприяє його пошкоджуваності.

Наявність у структурі зварних з'єднань ферито-карбідної суміші (збільшених за розмірами зерен α -фази) і їх полігонізація, а також деформація металу зварних з'єднань (понад 2 %) характеризує початок переходу від другої до третьої стадії повзучості. Враховували, що при проходженні рекристалізації, утворюються вакансії, мікронесуцільності та пори і це загалом сприяє прискоренню пошкоджуваності зварних з'єднань. Отже проходження процесів повернення і рекристалізації доцільно загальмувати, що є важливою задачею для підвищення експлуатаційних властивостей зварних з'єднань стосовно їх

довготривалого напрацювання в умовах повзучості. Вирішення такої задачі надається можливим шляхом розробки і впровадження нових, більш теплостійких сталей.

Висновки за розділом 3

1. Шляхом узагальнення особливостей дослідження пошкоджуваності довготривало працюючих, в умовах повзучості і втоми, зварних з'єднань паропроводів, надали систематизацію її проявів.

2. Обґрунтували, що використання систематизованих особливостей пошкоджуваності зварних з'єднань, дозволяє визначити механізм її проходження, що доцільно для уточнення надійності експлуатації зварних з'єднань.

3. Встановили, що для визначення надійності і залишкового ресурсу довготривало працюючих зварних з'єднань слід виявити основний фактор пошкоджуваності, а також при її дослідженні комплексно урахувати інші, супутні прояви пошкоджуваності.

4. Встановлено особливість впливу ферито-карбідної суміші на прискорення пошкоджуваності металу зварних з'єднань паропроводів при їх довготривалому напрацюванні в умовах повзучості і втоми.

5. Обґрунтували залежність зростання ферито-карбідної суміші в структурі зварних з'єднань паропроводів від присутності перліту стосовно їх довготривалого напрацювання в умовах повзучості і втоми.

6. Встановили, що структурно-фазовий стан зварних з'єднань паропроводів, стосовно їх напрацювання понад 280 тис. год в умовах повзучості надає відчутний вплив на пошкоджуваність металу зварних з'єднань. Виявили, що наявність ферито-карбідної суміші в структурі зварних з'єднань прискорює їх пошкоджуваність.

7. Дослідження структурно-фазового стану з використанням оптичної і електронної мікроскопії дозволило виявити вплив проходження процесів повернення і рекристалізації в структурі зварних з'єднань на їх

пошкоджуваність.

8. Встановили, що при отриманні вихідної структури зварних з'єднань необхідно запобігти формуванню перлітних складових. На ділянці неповної перекристалізації ЗТВ замість перекристалізованого перліту доцільно отримати перекристалізований сорбіт або тростит.

РОЗДІЛ 4 ВИЗНАЧЕННЯ НАДІЙНОСТІ І ЗАЛИШКОВОГО РЕСУРСУ ДОВГОТРИВАЛО ПРАЦЮЮЧИХ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ПАРОПРОВОДІВ

4.1 Залишкові напруження в зварних з'єднаннях паропроводів із теплостійких сталей 15X1M1Ф і 12X1МФ

В тепловій енергетиці для виготовлення паропровідних труб широко використовуються сталі 15X1M1Ф і 12X1МФ. Паропроводи з наведених сталей і їх зварні з'єднання довготривало експлуатуються в умовах повзучості і втоми. Переважно паропроводні сталі зварюють ручним дуговим способом. В меншому ступені використовують зварювання під шаром флюсу [13], а також у суміші захисних газів $\text{CO}_2 + \text{Ar}$ [17]. При охолодженні зварних з'єднань, від зварювальної температури до температури 20 °С, утворюються залишкові напруження. Також формується структурна, хімічна і механічна неоднорідність, наявність якої знижує механічні та фізичні властивості зварних з'єднань. Загалом їх механічні властивості складають близько 0,7–0,8 відносно аналогічних властивостей основного металу зварних з'єднань, який не зазнав зварювального нагрівання. Метал шва може характеризуватися більш низькою пластичністю ніж основний метал, а також зменшеною в'язкістю руйнування. Також метал шва може мати дрібні дефекти у вигляді шлакових включень та мікронесуцільностей.

Обов'язкове термічне оброблення, тобто високе відпускання при температурі 730–750 °С, тривалістю 3–5 год, усуває напруження в металі зварних з'єднань. Також відпускання надає дрібнодисперсне карбідне зміцнення металу шва. Водночас на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ збільшуються за розмірами нові продукти розпаду аустеніту у вигляді глобуляризованого перліту, рис. 4.1.

На ділянці перегріву ЗТВ при термічному обробленні збільшується присутність домішкових атомів і хімічних сполук на границях аустенітних зерен. І тому доцільно оптимізувати термічне оброблення зварних з'єднань

паропровідів і елементів їх систем залежно від розмірів зварних з'єднань.

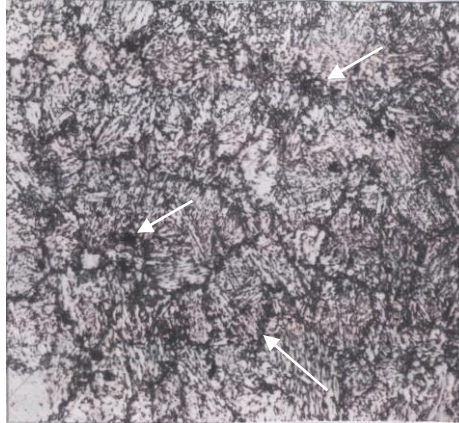


Рисунок 4.1 – Мікроструктура ділянки неповної перекристалізації ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 15Х1М1Ф. $\times 100$ мкм.
Перлітні складові структури позначені стрілкою, [17]

Значна кількість паропроводів енергоблоків ТЕС, що працюють в умовах повзучості і втоми мають відносно великі розміри, табл. 4.1. Процес їх зварювання передбачає послідовність багаторазову укладку валиків, рис. 4.2.

При зварюванні товстостінних паропроводів (товщина стінки > 25 мм), стосовно укладки першого ряду валиків, відбувається термічна усадка і формуються кільцеві напруження розтягу. Наприклад, при зварюванні паропроводів, рис. 4.2. В свою чергу термічна усадка забезпечує утворення на ділянках сплавлення, перегріву і нормалізації ЗТВ зварних з'єднань локальних напружень, що сприяє наявності розтягування у зовнішній зоні зварного з'єднання, а також стискування – всередині його зони.

При охолодженні шару валиків відбувається утворення кільцевих напружень (близько 550 Н/мм^2) в основному металі паропроводів зі сталі 12Х1МФ і близько $600\text{--}650$ – зі сталі 15Х1М1Ф. Термічна усадка другого (після першого) шару надає основному металу ЗТВ додаткові напруження у вісьовому напрямку, утворення напружень згину і підвищення кільцевих напружень близьких до границі текучості. Водночас термічна усадка другого шару

викликає зменшення залишкових кільцевих напружень у першому шарі. Аналогічний ефект спостерігається і при укладці наступних шарів із валиків. Проте укладення кожного шару забезпечує утворення додаткових вісьових напружень у основному металі. У зварних з'єднаннях паропроводів з товщиною стінки понад 35 мм кільцеві напруження можна розглядати як напруження стискування. При укладенні валиків першого шару, після заварки кореня шва, відбувається їх відносне стискування, що сприяє утворенню кільцевих напружень розтягу всередині шару після його охолодження.

Таблиця 4.1 – Технічні і робочі показники зварних з'єднань паропроводів

Тип паропроводів	Марка сталі	Типорозмір (діаметр, товщина стінки), мм	Параметри експлуатації: температура, °С/тиск, МПа	Парковий ресурс зварних з'єднань паропроводів, тис. год.	Парковий ресурс паропроводів в цілому, тис. год.
1	2	3	4	5	7
Паропроводи свіжого пару блоків 100 – 200 МВт	15X1М1Ф 12X1МФ	377×45 325×50 325×45 325×38 325×36	545/14,0	250	250
Паропроводи гарячого проміжного перегріву блоків 150–200 МВт	12X1МФ	465×20 465×19 426×18 426×17	545/3,9 545/3,25 545/3,9 545/3,9	250 250 250 250	250 250 250 250

Закінчення таблиці 4.1

1	2	3	4	5	7
Паропроводи свіжого пару блоків 300 МВт	15X1M1Ф	325×60	545/25,5	250	250
	15X1M1Ф	245×45	545/25,5	250	250
	15X1M1Ф	194×36	545/25,5	250	250
Паропроводи гарячого проміжного перегріву блоків 300 МВт	15X1M1Ф	630×25	545/3,9	250	250
	12X1МФ	425×18	545/3,9	250	250
Паропроводи з поперечними зв'язками	12X1МФ	377×50	565/14,0	250	250



Рисунок 4.2 – Мікроструктура зварного з'єднання паропровода свіжої пари зі сталі 15X1M1Ф. $\times 1,0$ мкм. [17]

Під дією термічної усадки у ЗТВ утворюються осьові напруження розтягу на зовнішній ділянці труби і стиску – на внутрішній ділянці. Тиск наступного шару на попередній надає стискування на поверхні контакту двох шарів. Радіальні напруження на обох поверхнях контакту можуть бути зведені до мінімуму. Водночас між контактуючими поверхнями шарів створюються напруження стискування. Надалося можливим, на підставі експериментальних результатів, утворення залишкових напружень надати у вигляді моделі, рис. 4.3.

При розробці моделі розподілення напружень допускали, що осьові напруження на зовнішній поверхні труби є напруженнями розтягу, а максимум напружень знаходиться у центрі металу шва. Наведене допущення ґрунтується на результатах практичного обстеження десяти стикових зварних з'єднань труб типорозміри (діаметр, товщина стінки) 325×60 ; 245×45 ; 194×36 . Згідно моделі, рис. 4.3. на зовнішній поверхні труб утворюються напруження розтягу, а на внутрішній – напруження стискування. Таке розподілення підтверджують розрахункові і експериментальні результати. Дослідження показали, що рівень напружень в зварних з'єднаннях паропроводів, виготовлених з використанням оптимізованих параметрів режиму [27] за їх висотою не збільшується.

Таким чином запропонована модель відображає розподілення залишкових напружень, які утворюються в ЗТВ зварних з'єднань труб зі сталей 12Х1МФ і 15Х1М1Ф, що мають товщину стінки більше 45 мм. Згідно моделі допускали, що кільцеві напруження в металі шва, які за своїми показниками наближаються до границі текучості при укладці наступного шару зменшуються. Водночас на зовнішній його поверхні показники напружень розтягу залишаються високими. Також високими є напруження стискування на внутрішній поверхні.

Надається можливим в механізмі пошкоджуваності зварних з'єднань при повзучості враховувати наступні особливості. Накладення зовнішнього спрямованого напруження сприяє утворенню найбільших нормальних напружень розтягу на границях зерен, які є перпендикулярними вісі розтягу. Такі напруження є змінними і вагомо діють стосовно тих границь, будова яких має відмінні особливості.

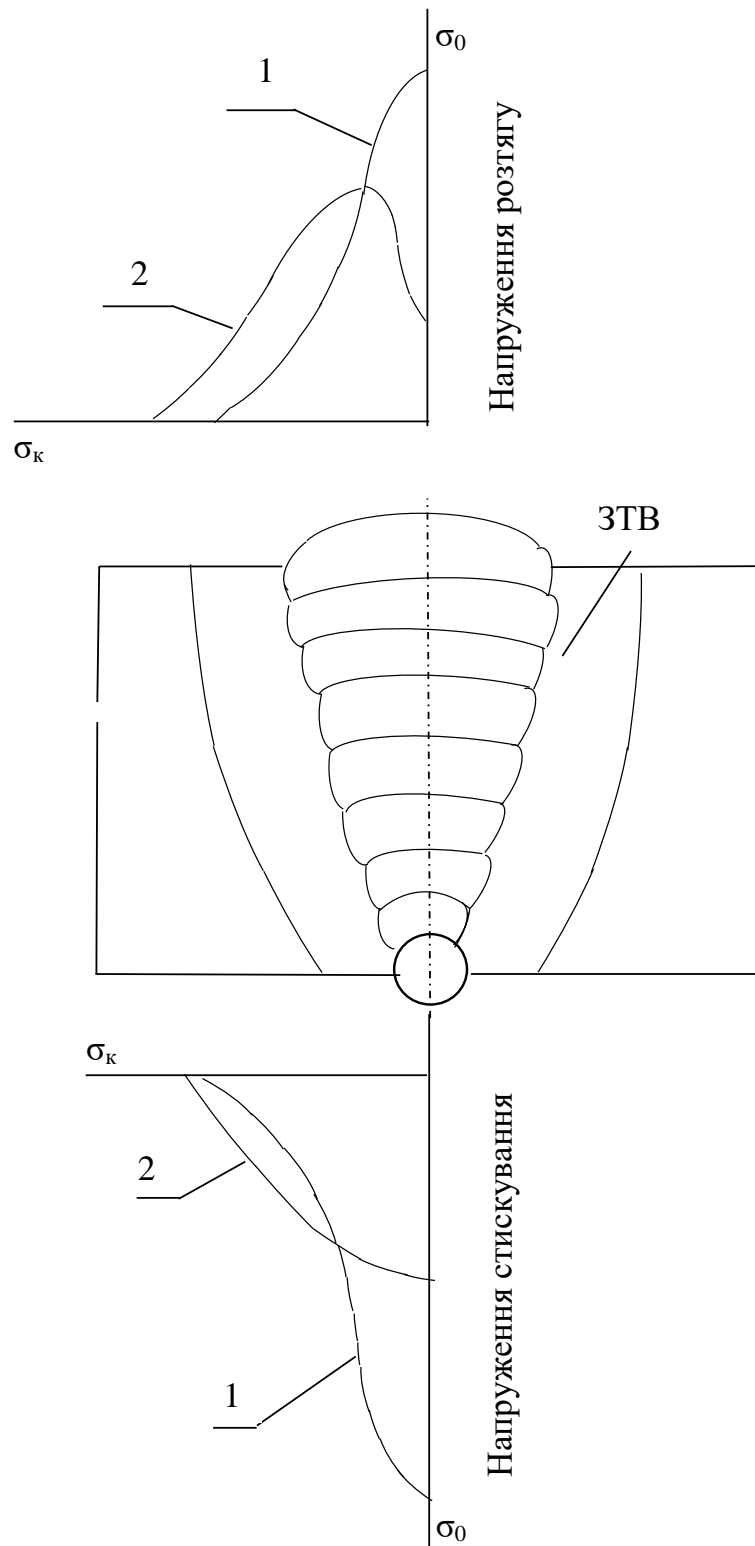


Рисунок 4.3 – Розподілення залишкових напружень у стиковому товстостінному зварному з'єднанні паропроводу:
 1 – кільцеві напруження; 2 – осьові напруження

4.2 Оцінка надійності і залишкового ресурсу довготривало працюючих зварних з'єднань паропроводів

Визначення надійності зварних з'єднань паропроводів із теплостійких перлітних сталей, які тривалий час (понад 280 тис. год) експлуатуються в умовах повзучості і втоми, набуло виняткової актуальності.

Пошкоджуваність металу зварних з'єднань значною мірою залежить від його структурно-фазового стану. Зі збільшенням напрацювання зварних з'єднань у їх вихідній структурі поступово формується і відповідно збільшується, як складова, ферито-карбідна суміш. Присутність такої суміші сприяє прискоренню пошкоджуваності зварних з'єднань, що проходить за механізмами повзучості і втоми. Таким чином доцільно виявляти наявність ферито-карбідної суміші у структурі зварних з'єднань, що надається можливим шляхом використання удосконалених і розробки нових методів контролю якості.

Надійність роботи обладнання енергоблоків ТЕС після їх напрацювання понад 270–290 тис. год стає все більш актуальною проблемою. Найбільшого зношування в енергоблоках зазнають зварні з'єднання паропроводів і елементів їх систем, які працюють в умовах повзучості і втоми. Зношуваності сприяє наявність структурної, хімічної і механічної неоднорідності металу зварних з'єднань. Така неоднорідність утворюється під впливом зварювального нагрівання при виготовленні зварних з'єднань і набуває додаткового розвитку в процесі їх довготривалого напрацювання в умовах повзучості і втоми.

Дана проблема поглиблюється тим, що на сьогодні залишається відсутньою науково ґрунтована концепція визначення надійності і залишкового ресурсу зварних з'єднань паропроводів стосовно їх довготривалого напрацювання в умовах повзучості і втоми.

Діюча оцінка надійності і залишкового ресурсу зварних з'єднань паропроводів передбачає:

1. Урахування рівня пошкоджуваності зварних з'єднань, який визначається шляхом використання оптичної і електронної мікроскопії, методів

неруйнівного і руйнівного контролю та урахування показників механічних властивостей.

2. Необхідність 100 % обстеження зварних з'єднань паропроводів, які працюють в умовах тиску пару 25,5 МПа і при температурі 545–585 °С.

3. Стосовно контролю якості передбачається використання різних неруйнівних і руйнівних методів, проте не існує індивідуальної специфіки. Наприклад до паропроводів свіжої пари зі сталі 15Х1М1Ф блоків 300 МВт (тиск 25,5 МПа, температура 545 °С) і паропроводів гарячого проміжного перегріву зі сталі 15Х1М1Ф блоків 300 МВт (тиск 3,9 МПа, температура 545 °С) підхід практично однаковий. Зазначимо, що більш високі параметри роботи паропроводів свіжої пари забезпечують відповідно більшою мірою наявність утворення ферито-карбідної суміші, рис. 4.4. особливо в металі їх зварних з'єднань. Таку суміш слід оцінювати як браковочну складову в структурі зварних з'єднань. На окремих зернах фериту наявність карбідів не спостерігається. Переважно карбіди І-ї групи зосереджуються по границях зерен α -фази. Відбувається їх коагуляція, і утворення ланцюжків із карбідів. В середині зерен знаходиться порівняно невелика кількість карбідів.



Рисунок 4.4 – Мікроструктура ділянки неповної перекристалізації ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 12Х1М1Ф. $\times 360$. Ресурс 280 тис. год.

В тепловій енергетиці використовують спеціальні нормативні документи,

які передбачають періодичність контролю і визначення ресурсу паропроводів, зокрема їх зварних з'єднань [1–10]. Водночас залишається не вирішеною задача визначення граничного стану металу зварних з'єднань, стосовно надійності їх роботи, а також оцінка їх індивідуального ресурсу.

Нормативні методики, що визначають роботоздатність енергетичного обладнання, передбачають використання широкого спектру методів контролю, в т. ч. розрахунків на втому, повзучість, тріщиностійкість і корозійну стійкість [1, 2, 4, 6, 7]. Водночас практична робота зварних з'єднань в умовах спряженого впливу повзучості і втоми на їх надійність, показує необхідність враховувати опір металу зварних з'єднань такому впливу. Крім цього методи розрахунку роботоздатності зварних з'єднань не враховують, що деформація окремих ділянок їх зони термічного впливу може значно перевищувати 1 %, як нормативно встановлену величину [13, 24]. Методики розрахунку на міцність також не передбачають вивчення спільного впливу повзучості, втоми і корозії на стійкість пошкоджуваності і руйнуванню зварних з'єднань. Технічна діагностика і дефектоскопія, які використовуються не дозволяють належним чином визначити параметри дефектів, структурно-фазовий стан, а також, напружено-деформаційний рівень металу зварних з'єднань. Задіяні методи не враховують наявності ферито-карбідної суміші в структурі зварних з'єднань, кількість якої зростає при збільшенні терміну їх напрацювання. Саме наявність такої суміші сприяє прискоренню пошкоджуваності металу зварних з'єднань при їх довготривалому напрацюванні в умовах повзучості і втоми. Присутність ферито-карбідної суміші сприяє утворенню тріщин втоми, рис. 4.5, які розвиваються переважно за крихким механізмом, рис. 4.6.

Фрактографічне дослідження поверхні злому зразків зварних з'єднань, які зруйнувалися в умовах експлуатації, а також тих, що зруйнувалися при випробуваннях, показав, що їх злом має змішаний характер і складається із в'язких і крихких складових, рис. 4.6. При чому кількість крихких складових зростає відповідно напрацюванню зварних з'єднань.

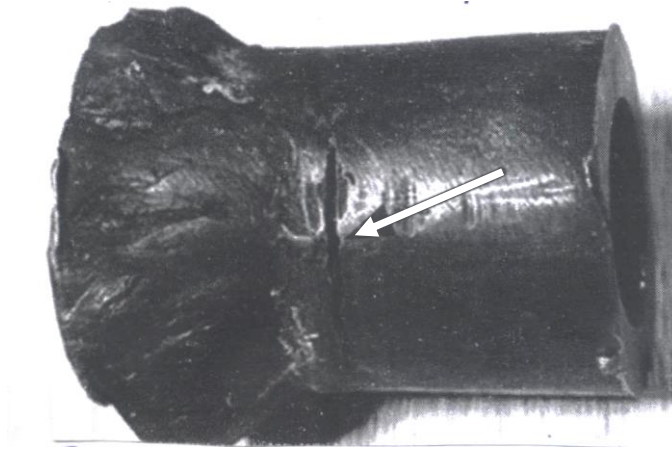


Рисунок 4.5 – Втомна тріщина (помічена стрілкою), що утворилася на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 12Х1МФ.

Ресурс 280 тис. год. $\times 1,0$.



Рисунок 4.6 – Зона зростання тріщини у зварному з'єднанні зі сталі 15Х1М1Ф.

Ресурс 280 тис. год.

Визначення наявності ферито-карбідної суміші у структурі зварних з'єднань і дослідження особливостей її утворення надається доцільним стосовно їх надійності і ресурсу. Особливо тих зварних з'єднань, які довготривало (понад 280 тис. год) працюють в умовах повзучості і втоми. Таким чином урахування структурно-фазового стану повинно бути однією із пріоритетних задач контролю якості довготривало працюючих зварних з'єднань. Технічні можливості відомих

методів не дозволяють ефективно контролювати структурно-фазовий стан, напруження і пластичну деформацію в металі ділянок ЗТВ зварних з'єднань паропроводів.

Нагальною задачею є виконання спільного контролю поверхні зварних з'єднань і його глибинних шарів. Такий контроль слід виконувати на зразках, вирізаних в місцях найбільш можливої схильності до пошкоджуваності. Також необхідно визначити місця оптимального розміщення датчиків на поверхні зварних з'єднань і розробити методику контролю деформації їх металу.

При напрацюванні зварних з'єднань в умовах повзучості і втоми понад 280 тис. год їх пошкоджуваність помітно локалізується переважно на ділянках неповної перекристалізації, перегріву і сплавлення ЗТВ. Саме ці ділянки характеризуються наявністю найбільшого напружено-деформованого стану. І тому визначення фізико-механічних властивостей зварних з'єднань паропроводів є першочерговим завданням.

Використання штатних методів неруйнівного контролю ультразвукової дефектоскопії (УЗД), магніто-порошкової дефектоскопії (МПД) та ін. не забезпечує виявлення на необхідному рівні присутності ферито-карбідних сумішей. Необхідність повного обстеження зварних з'єднань довготривало працюючих в умовах повзучості і втоми є нагальною. Водночас практика такого обстеження є занадто складним завданням.

Надається необхідним проводити контроль якості на конкретних зразках і потім результати усвідомлювати для всіх інших однотипних зварних з'єднань паропроводів гострого пару, або паропроводів гарячого проміжного перегріву чи паропроводів у межах котла.

4.3 Удосконалення методів контролю якості зварних з'єднань, які довготривало експлуатуються в умовах повзучості і втоми

При виявленні дефектів (пори, тріщини) в металі їх зварних з'єднань і визначенні їх розмірів доцільно досліджувати структурно-фазовий стан навколо

таких дефектів. Проведення даних операцій дозволить оцінити здатність дефекта розвиватися, тобто збільшуватися у розмірах. Також слід визначити міцність ділянки з наявністю дефектів. Слід обґрунтувати і розробити норми стосовно присутності дефектів у металі зварних з'єднань, а також подальшого їх розвитку (збільшення в розмірах) залежно від структурно-фазового стану. Наявність обґрунтованих норм стосовно дефектів дозволить значною мірою уточнити надійність і більш точно визначити залишковий ресурс зварних з'єднань.

Залишаються невирішеними задачі виявлення внутрішніх дефектів у стикових, трійникових і таврових зварних з'єднаннях. Окремого вирішення потребують задачі виявлення корозійних язвин, що утворюються на внутрішній поверхні паропроводів і їх зварних з'єднань.

Таким чином, стосовно паропроводів, що довготривало працюють в умовах повзучості і втоми, особливої важливості набуло ефективне виявлення наявності дефектів, як внутрішніх так і зовнішніх.

Використання штатної дефектоскопії не дозволяє на необхідному рівні контролювати присутність внутрішніх дефектів в металі зварних з'єднань і елементів їх систем. Не надається можливим також з використанням даних методів виявляти корозійні пошкоджуваності на внутрішніх поверхнях паропроводів. Необхідність вирішення наведеної задачі наводилась і раніше [18–19]. Зазначимо, що ця проблема є складною, і потребує обґрунтованого підходу.

Для підвищення надійності роботи зварних з'єднань доцільно виявляти наявність дефектів у їх металі на початковому стані їх утворення і розвитку. Для зварних з'єднань паропроводів, які експлуатуються понад 270–280 тис. год в умовах повзучості і втоми, важливість такого заходу є нагальною. Пошкоджуваність, що утворилася, стрімко переходить в руйнування. Пошкоджуваності значною мірою сприяють структурно-фазові перетворення, що проходять в металі зварних з'єднань з набагато більшою швидкістю ніж в основному металі. Отже необхідно такі перетворення контролювати, що є складною задачею. Контроль також ускладнюється тим, що ділянки ЗТВ зварних

з'єднань мають малі розміри. Наприклад ширина ділянки сплавлення складає близько – 0,1–0,2 мм, перегріву – 1,3–1,8 мм, нормалізації – 1,0–1,1 мм, неповної перекристалізації – 2,0–2,2 мм. Зазначимо, що ділянки ЗТВ мають значну структурну неоднорідність, яка загалом є відмінною від структури основного металу зварних з'єднань. Крім того при зварюванні на підвищених режимах на ділянках сплавлення і перегріву можуть утворюватися крупні аустенітні зерна (3–4 бал, ДСТУ 8972:2019). Їх наявність сприяє прискоренню пошкоджуваності, як за механізмом повзучості, так і за механізмом втоми.

Набувають розширення для оцінки надійності і ресурсу паропроводів та їх зварних з'єднань методи контролю структурно-механічних властивостей [13, 15, 17]. Це і вимірюваннями твердості, коерцитивної сили, використання реплік та інші методи, в т. ч. комплексні. Наприклад установки для спільного використання магнітографічного методу і методу кінетичного ідентифікування.

Нормативна документація України передбачає використання значної кількості стандартів неруйнівного контролю, а також контролю частково пошкоджених паропроводів [1–10]. Водночас в стандартах слід обґрунтувати вибір місця для вирізки відповідальних зразків. Заключення про стан металу дається за місцем вирізки зразка. Доцільно конкретизувати місце вирізки і на прикладі отриманих результатів розповсюдити їх на інші зварні з'єднання, що працюють в однакових, або близьких до однакових умовах. Наприклад зварні з'єднання паропроводів гарячого проміжного перегріву. Як правило, проби, згідно нормативних положень беруть в місцях де вірогідність пошкоджуваності є найбільшою. Проте при їх вибиранні не враховуються ті зварні з'єднання де структурно-фазові зміни проходять в більшому ступені ніж в інших зварних з'єднаннях. Першочергово обстежити необхідно ті паропроводи, які працюють в умовах: тиск 25,5 МПа, температура 545 °С.

На сьогодні технічна діагностика неруйнівного контролю деградації металу, а також контролю пошкоджуваності довготривало працюючих, в умовах повзучості і втоми, зварних з'єднань паропроводів потребує використання як удосконалених штатних методів і методик, так і нових.

Необхідно при контролі враховувати динамічну взаємодію діючих на метал паропроводів і їх зварних з'єднань полів напружень з їх власними полями. Таким чином надається можливим з більшою точністю виявляти дефекти.

Визначення надійності довготривало працюючих зварних з'єднань паропроводів доцільно обґрунтувати термодинамічними рівняннями. Такі рівняння повинні враховувати структурно-фазовий і фізичний стан металу, наявність дефектів, а також ефекти, що впливають на його стан. Важливо розробити діючий метод контролю деформації ділянок ЗТВ зварних з'єднань, де концентрується зароджуваність їх пошкоджуваності.

Таким чином надійність зварних з'єднань паропроводів із теплостійких сталей, що довготривало працюють в умовах повзучості і втоми, значною мірою залежить від проходження фізико-хімічних процесів в їх металі: самодифузії легувальних елементів хрому, молібдену та ванадію; переміщення дислокацій ковзанням і переповзанням; коагуляції карбідів І-ї групи; утворення вакансій; їх перетворення в мікронесуцільності, а потім в пори і тріщини повзучості; утворення тріщин втоми. Отже в металі зварних з'єднань із теплостійких сталей (15Х1М1Ф і 12Х1МФ) наведені процеси доцільно загальмувати, а також по можливості усунути їх проходження,

Запропоновані методи контролю напружень повинні оцінити фактичний напружено-деформований стан кожної із ділянок ЗТВ зварних з'єднань, а також металу шва і основного металу. Тому для контролю є ефективним використання пасивних методів діагностики. Наприклад методи акустичної емісії і магнітної пам'яті металу, які широко використовуються для раннього діагностування. Використання методу магніто-порошкової дефектоскопії стосовно паропроводів, як показує досвід [1–10; 15] є більш інформативним при дослідженні напружено-деформованого стану. Водночас використання цього методу стосовно ділянок ЗТВ зварних з'єднань потребують відповідного його допрацювання. Зазначимо, що важливим також є виявлення причин утворення локальної концентрації напружень на ділянках, які спричинені структурно-фазовими змінами, а також дефектів на ранній стадії їх розвитку.

Набутий досвід контролю якості зварних з'єднань доцільно, у відповідній залежності, розповсюдити на нові, більш теплостійкі сталі, які вже впроваджуються у теплову енергетику [21, 42–47].

Висновки за розділом 4

1. Запропонували модель утворення вихідних напружень стосовно виготовлення товстостінних зварних з'єднань паропроводів і визначили вплив напружень на їх властивості.
2. Обґрунтували, що зміна структурно-фазового стану металу зварних з'єднань при їх довготривалому напрацюванні в умовах повзучості, потребує удосконалення відомих і розробки нових методів контролю якості зварних з'єднань.
3. Удосконалення відомих, а також розробка нових методів і методик контролю якості металу паропроводів і їх зварних з'єднань, які довготривало експлуатуються в умовах повзучості і втрати дозволить отримати більш точну інформацію про їх структурно-фазовий стан і наявність пошкоджуваності.
4. Урахування отриманої інформації дозволить підвищити оцінку надійності експлуатації старіючих паропроводів і їх зварних з'єднань, а також більш точно визначити їх залишковий ресурс.

РОЗДІЛ 5 ПІДВИЩЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ХАРАКТЕРИСТИК ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ РОТОРІВ ПАРОВИХ ТУРБІН ТЕС І АЕС

5.1 Отримання комбінованих зварних з'єднань роторів із різнорідних сталей 20Х3МВФА і 25Х2НМФА за удосконаленою технологією

Підвищення надійності роторів циліндрів низького тиску (ЦНТ) парових турбін потужністю 325 МВт надало необхідність їх виготовлення, як комбінованих зварних конструкцій зі сталей 20Х3МВФ і 25Х2НМФА, наприклад рис. 5.1. Враховували, що руйнування ротора, який експлуатується в умовах втоми, може мати значні негативні наслідки. І тому важливо отримати зварні з'єднання з підвищеною якістю їх вихідної структури. Відповідно необхідно підвищити вимоги до структурно-фазового стану і наявності вихідних дефектів.

Для виготовлення зварного комбінованого ротора використовують сталі 20Х3МВФ і 25Х2НМФА, табл. 5.1–5.2.

Таблиця 5.1 – Хімічний склад сталі 20Х3МВФА (ТУ 108.1029.81)

Масова частка елементів, %										
С	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	V	W	Cu
0,15– 0,23	0,17– 0,37	0,25– 0,20	≤0,02 5	≤0,03 0	2,80– 3,30	≤0,30 5	0,35– 0,55	0,60– 0,85	0,30– 0,50	≤ 0,20

Примітка: $A_{c1} - 800-830\text{ }^{\circ}\text{C}$; $A_{c3} - 900-950\text{ }^{\circ}\text{C}$;

Дослідження структурно-фазового стану, визначення властивостей і хімічного складу виконували згідно положень чинної нормативної документації, з використанням відповідних приладів і обладнання.

Таблиця 5.2 – Хімічний склад сталі 25Х2НМФА (ТУ 108.1082.82)

Масова частка елементів, %									
C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	V	Cu
0,23– 0,27	0,17– 0,35	0,40– 0,70	≤0,15	≤0,15	1,80– 2,20	1,30– 1,60	0,40– 0,60	0,05	≤ 0,25

Примітка: Сумарний вміст сірки і фосфору не повинен перевищувати 0,035 %

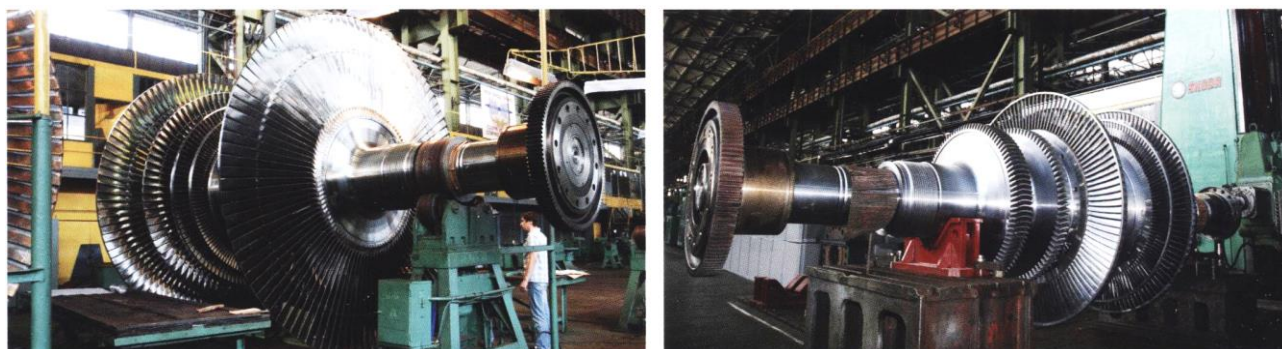
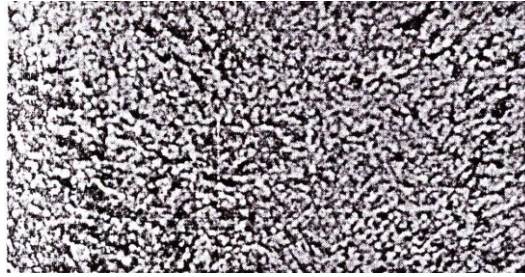


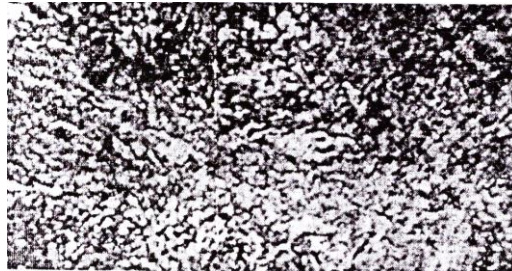
Рисунок 5.1 – Ротор низького тиску турбіни К-225-12,8 Луганської ТЕС

Вихідна структура сталі 20ХЗМВФА, хімічний склад, табл. 5.1, складалася з нижнього бейніту відпуску, рис. 5.2 а, і невеликої кількості ферито-карбідної суміші. До складу вихідної структури сталі 25Х2НМФА, рис. 5.2 б, хімічний склад, табл. 5.2, входили переважно верхній бейніт відпуску і відносно мала кількість ферито-карбідної суміші, як продукту відпущеного мартенситу.

Відомо, що в зварному з'єднанні зі сталей 20ХЗМВФА і 25Х2НМФА можуть утворюватися структури, які можна віднести до бракувальних [27, 30]. Наприклад, великі аустенітні зерна (бал 3–4, ДСТУ8972:2019) на ділянках сплавлення, перегріву і нормалізації зони термічного впливу зварних з'єднань. Також до бракувальних структур можна віднести нові продукти розпаду аустеніту на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ, які у вихідній структурі зварних з'єднань представляють глобуляризований перліт.



a)



б)

Рисунок 5.2 – Вихідна структура основного металу комбінованого зварного з'єднання: *a)* сталь 20X3МВФА; *б)* сталь 25X2НМФА

Отримані шляхом моделювання дані, що характеризують температурний режим металу шва, який кристалізується, і ЗТВ після узагальнення зіставляли з відповідними діаграмами сталей 20X3МВФА і 25X2НМФА.

Ротори ЦНД експлуатуються в умовах втоми. На ротори діють центробіжні і осьові сили, а також крутильний і згинний моменти. Під дією центробіжних сил утворюється прогинання ротора і його вібрація. Пошкоджуваності зварного з'єднання ротора, також сприяє наявність структур, які умовно можна віднести до браковочних. Загалом зварні з'єднання ротора мають відповідну структурну, хімічну та механічну неоднорідності, яку доцільно зменшити до можливо меншого рівня.

Отримання якісної вихідної структури зварного з'єднання зі сталей 25X2НМФА і 20X3МВФА надається складною задачею. Відомо, що при

зварюванні дослідних зразків на штатних параметрах режиму утворюються феритні прошарки на ділянці сплавлення ЗТВ. Також на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ утворюється глобуляризований перліт [27]. Наявність наведених структур прискорює пошкоджувальність металу зварних з'єднань роторів, які експлуатуються в умовах втоми. І тому, шляхом моделювання температурного режиму, необхідно оптимізувати параметри режиму зварювання, що надасть можливість запобігти утворенню феритних прошарків на ділянці сплавлення ЗТВ, а на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ замість перекристалізованого перліту отримати перекристалізований сорбіт або тростит.

Моделювання температурного режиму виконували з урахуванням рівнянь наведених в роботах [27, 36].

При моделюванні зварювального нагрівання враховували відповідність розрахункової форми зварювальної ванни її формі, показники розмірів якої виявили експериментальним шляхом. Враховували, що форма ванни при зварюванні на визначених режимах ($I_{зв} = 360\text{--}390$ А і швидкості зварювання $V_{зв} = 20\text{--}25$ м/год) є близькою до напівсферичної, і тому при моделюванні використовували циліндричну систему координат, рис. 5.3. Допускали, що поверхня ванни є плоскою.

Систему рівнянь запишемо у вигляді

$$\left\{ \begin{aligned} \frac{\partial \xi}{\partial t} + \frac{1}{r} \frac{\partial \psi}{\partial r} \frac{\partial \xi}{\partial z} - \frac{1}{r} \frac{\partial \psi}{\partial z} \frac{\partial \xi}{\partial r} + \frac{1}{r} \frac{\partial \psi}{\partial z} \frac{\xi}{r} = v \left[\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(\frac{\partial \xi}{\partial r} \right) + \frac{\partial^2 \xi}{\partial z^2} - \frac{\xi^2}{r} \right] + \end{aligned} \right. \quad (5.1)$$

$$\left\{ \begin{aligned} &+ g\beta \frac{\partial T}{\partial r} + \nabla' \cdot (\vec{j} \times \vec{B}), \\ &\frac{\partial}{\partial z} \left(\frac{1}{r} \frac{\partial \psi}{\partial z} \right) + \frac{\partial}{\partial r} \left(\frac{1}{r} \frac{\partial \psi}{\partial r} \right) + \xi = 0 \end{aligned} \right. \quad (5.2)$$

$$\left\{ \begin{aligned} \frac{\partial T}{\partial t} - \frac{1}{r} \frac{\partial \psi}{\partial z} \frac{\partial T}{\partial r} + \frac{1}{r} \frac{\partial \psi}{\partial r} \frac{\partial T}{\partial z} = \frac{1}{\rho c} \left[\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(kr \frac{\partial T}{\partial r} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(k \frac{\partial T}{\partial z} \right) + Q_k \right] \end{aligned} \right. \quad (5.3)$$

де: ψ – функція потоку розплавленого металу ванни;

ξ – ротор поля швидкості розплавленого металу;

$\nu = \mu / \rho$ – кінематична в'язкість;

g – прискорення сили тяжіння;

Q_k – енергетичний обмін між розплавленим електродним металом і розплавленим металом ванни;

k – коефіцієнт теплопровідності;

T – температура;

β – коефіцієнт термічного розширення;

\vec{B} – вектор магнітної індукції;

\vec{j} – щільність електричного струму;

ρ – щільність металу;

c – теплоємність;

μ – динамічна в'язкість;

$\nabla' \cdot (\vec{j} \times \vec{B})$ – визначає вплив електромагнітних сил на поведінку динаміки рідкого металу ванни.

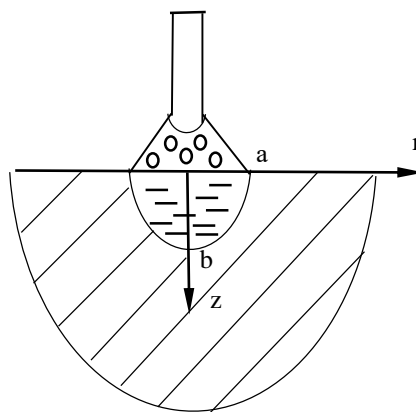


Рисунок 5.3 – Схема апроксимації зварювальної ванни

Вирішення удосконаленої системи (5.1)–(5.3) виконували в інтервалі часу $[0, t_{\text{fin}}]$ з використанням методу Рунге, а також методу Гальоркіна.

Вирішення рівнянь системи (5.1)–(5.3) забезпечило отримання гладко

апроксимованих ізотерм у виготовляємих зварних з'єднаннях, рис. 5.4. Наявність ізотерм дозволила: 1. Виявити необхідні температурні умови для формування якісної вихідної структури зварних з'єднань. 2. Надати температурний режим при реалізації якого не будуть утворюватися феритні прошарків на ділянці сплавлення ЗТВ, а на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ замість глобуляризованого перліту буде утворюватися перекристалізований сорбіт або тростит.

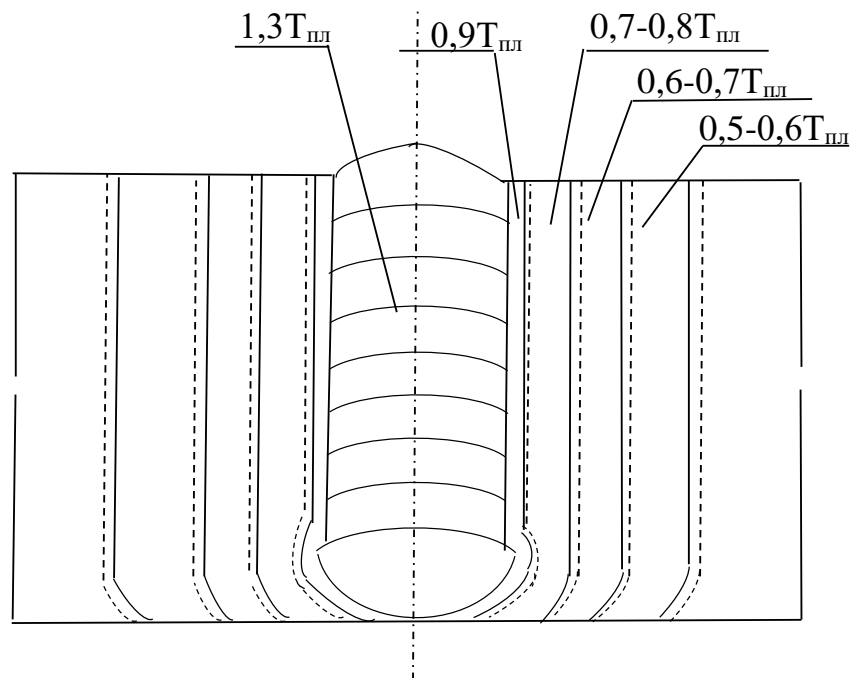


Рисунок 5.4 – Фрагмент полів температур, стосовно виготовлення зварного з'єднання ротора, рис. 5.2: ----- розрахункові показники; ——— експериментальні

Відразу після зварювання, отримані зварні з'єднання (рис. 5.5) піддавали високому відпусканню (630 °С, 5 год). Потім із зварних з'єднань вирізали темплети (зразки) для дослідження структур, визначення хімічного складу і властивостей, рис. 5.6.

Зіставлення дозволило внести уточнення в математичну модель і оптимізувати параметри режиму зварювання.

Процес зварювання передбачав розбивку дослідного зварного з'єднання,

рис. 5.5, на зони, рис. 5.6. Зварювання кореневої зони 1, рис. 5.6 виконували в середовищі аргону неплавким електродом без присадкового дроту. Параметри режиму становили: зварювальний струм ($I_{зв} = 140 \text{ А}$); напруга дуги ($U_d = 15\text{--}20 \text{ В}$); довжина дуги $l_g = 2,5 \text{ мм}$; температура підігріву ($T_{під} = 230 \text{ }^\circ\text{С}$). Потім, при виконанні 2-го і 3-го шарів застосовували присадковий дріт марки СВ-08Г2С діаметром 1,6 мм. Виконання 4-го шару проводили під флюсом АН-17М з використанням електродного дроту СВ-08Г2С діаметром 2мм. Параметри режиму зварювання становили $I_{зв} = 190 \text{ А}$; напруга дуги $U_d = 20 \text{ В}$; температура підігріву $T_{під} = 200 \text{ }^\circ\text{С}$. Виконання наступного 5-го шару проводили на близьких 4-му шару параметрах режиму: $I_{зв} = 200 \text{ А}$; напруга дуги $U_d = 23 \text{ В}$. Потім, після зварювання кореневого шва, проводили зварювання 1-ї зони з'єднання рис. 5.5 і рис. 5.6. Зварювання проводили на режимі $I_{зв} = 340 \text{ А}$, $U_d = 39 \text{ В}$, $V_{зв} = 20 \text{ м/год}$ за шість проходів. Після виконання кожного проходу проводили, за допомогою пневмоінструменту, видалення шлаку, який утворюється на поверхні валика. Після зварювання 1-ї зони проводили зварювання II-ї зони. Параметри режиму становили: $I_{зв} = 390 \text{ А}$, $U_d = 39 \text{ В}$, $T_{під} = 340 \text{ }^\circ\text{С}$, $V_{зв} = 20 \text{ м/год}$. Потім, з використанням електродного дроту S3NiMoCr діаметром 2 мм, під флюсом UV420TT (Bohler), і з застосуванням параметрів режиму $I_{зв} = 390 \text{ А}$, $U_d = 37 \text{ В}$, $T_{під} = 300^\circ\text{С}$, $V_{зв} = 20 \text{ м/год}$, зварювали третю зону з'єднання. Відразу, після закінчення зварювання, зварне з'єднання піддавали високому відпусканню ($T_{від} = 630\text{--}650 \text{ }^\circ\text{С}$), тривалістю 100 годин. З отриманого зварного з'єднання вирізали темплети (зразки), рис. 5.6, для вивчення структурного стану, хімічного складу, а також механічних властивостей.

У зразку-свідку, за наявності однотипної структури, виявили ширину ділянок ЗТВ, табл. 5.3–5.4. Таке виявлення дозволило внести відповідні уточнення в математичну модель, що надалося доцільним для її коригування та для вирішення наступних теплових задач.



Рисунок 5.5 – Макроструктура комбінованого зварного з'єднання ротора,

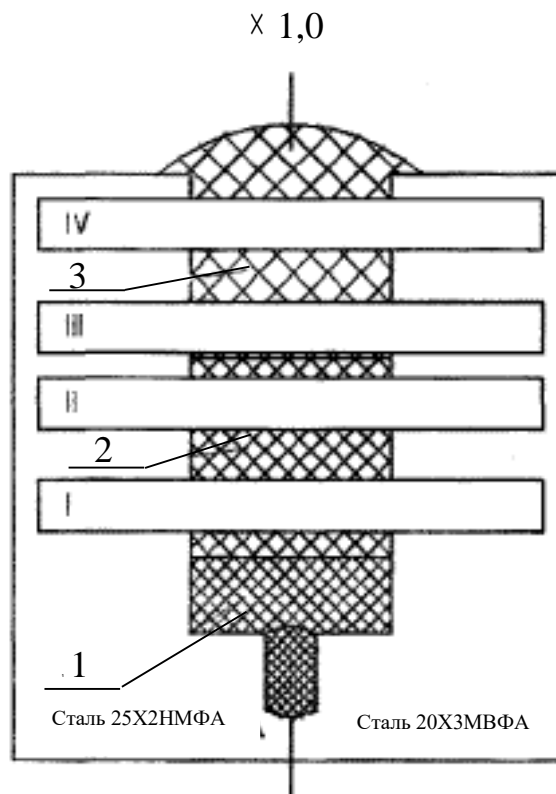


Рисунок 5.6 – Схема вирізки із комбінованого зварного з'єднання зразків I–IV для вивчення структури та властивостей: 1–3 зони зварного з'єднання:

1 – коренева; 2 – середня; 3 – верхня

Таблиця 5.3 – Узагальнена ширина ділянок ЗТВ комбінованого зварного з'єднання, рис. 5.5, сталь 25Х2НМФА

Номер темплету	Ділянка сплавлення, мм	Ділянка перегріву, мм	Ділянка неповної перекристалізації, мм
I	0,10	2,8	2,4
II	0,14	3,1	3,0
III	0,13	3,5	2,7
IV	0,12	3,3	2,4

Таблиця 5.4 – Узагальнена ширина ділянок ЗТВ комбінованого зварного з'єднання, рис. 5.5, сталь 20Х3МВФА

Номер темплету	Ділянка сплавлення, мм	Ділянка перегріву, мм	Ділянка неповної перекристалізації, мм
I	0,10	3,0	2,4
II	0,11	3,1	2,5
III	0,12	3,2	2,6
IV	0,11	3,1	2,4

Структура металу шва кореневої зони 1, див. рис. 5.6, складалася з бейніту відпуску, який мав зернисту форму та фериту, рис. 5.7.

Структура зразка I, нижня ділянка 2-ї зони, також складалася з бейніту відпуску і фериту, рис. 5.7.



Рисунок 5.7 – Структура металу шва комбінованого зварного з'єднання, див. рис. 5.6. Зразок кореневої зони 1. $\times 400$

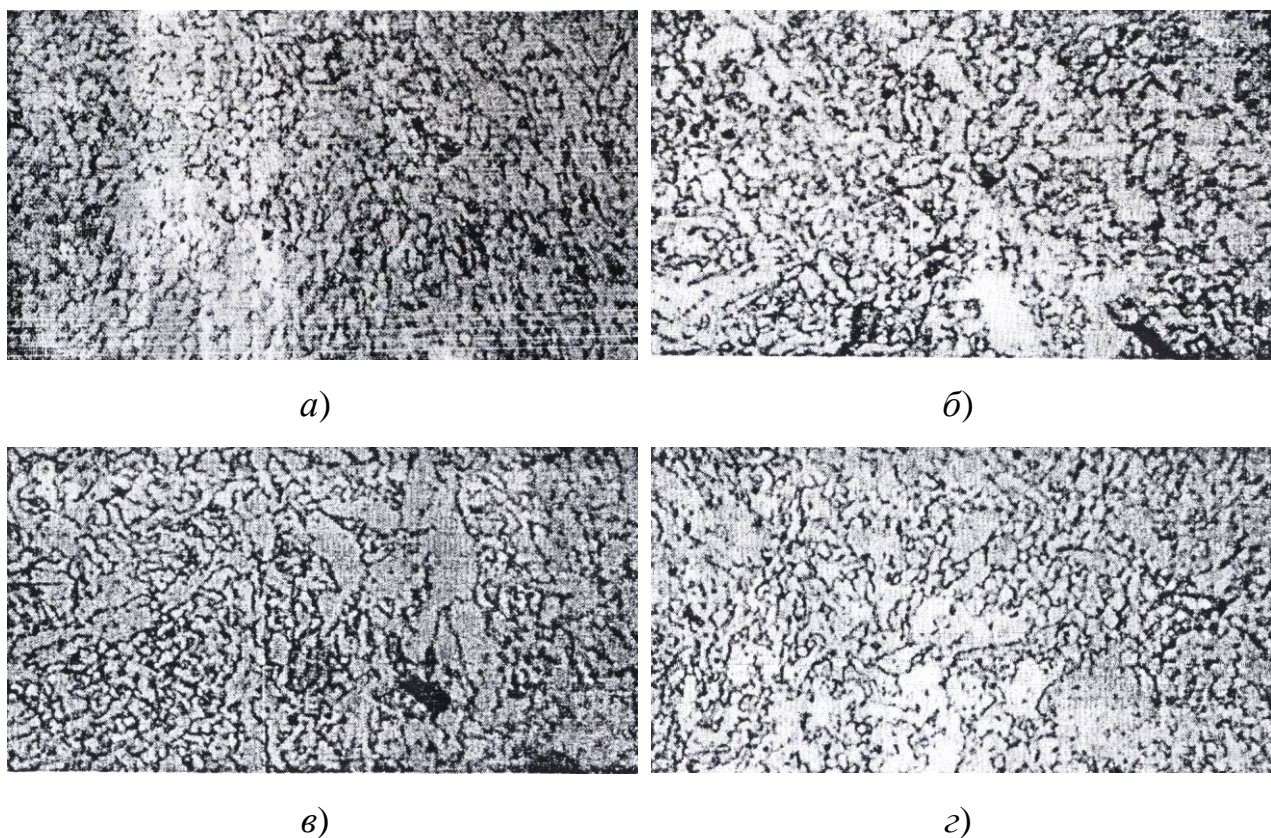
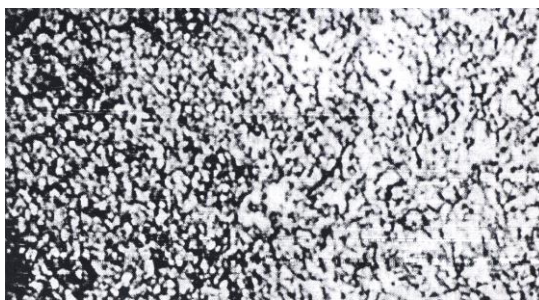


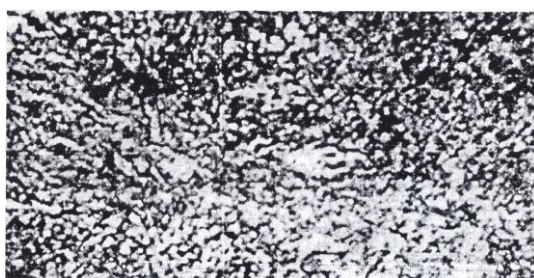
Рисунок 5.8 – Структура металу шва комбінованого зварного з'єднання, див. рис. 5.6: *а)* зразок зони VI; *б)* зони II; *в)* зони III; *з)* зони IV. $\times 400$

Будова фериту 1-ї зони і нижньої ділянки 2-ї зони надавалась як подібна. На поверхні зерен фериту спостерігалася наявність виділень других фаз. Структура зразка II, верхня ділянка 2-ї зони, складалася з бейнітно-троситної і феритної складових. На відміну від структури 1-ї кореневої зони і нижньої ділянки (зразок 1, зона 2) структура зразка II верхньої ділянки 2-ї зони характеризується наявністю структурно-вільного фериту, зерна якого мали збільшені розміри і видовжену форму, рис. 5.9.

Наведені структурні складові забезпечуються відповідними термічними умовами, які характеризуються більш тривалим перебуванням в області температур вище A_3 і відносно повільним охолодженням. Структура нижньої ділянки зони 3, зразок III, рис. 5.10, близька за будовою до верхньої ділянки зони 2 (зразок II). У зразку IV – структура складалася з бейніту відпуску і фериту.



a)



б)

Рисунок 5.9 – Структура зварного з'єднання, зразка II, див. рис. 5.4:
a) ділянка сплавлення ЗТВ, сталь 25Х2НМФА; *б)* ділянка сплавлення,
 сталь 20Х3МВФА. $\times 400$

Встановили (штатний режим зварювання), що тривала витримка ділянки сплавлення в області температур $T_L - T_S$ і подальше повільне охолодження ($0,5 - 1,5^\circ\text{C}/\text{c}$) забезпечило формування на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ (сталь 20Х3МВФА) великих феритних зерен. Такі зерна можуть локально групуватися в ланцюжки з елементами суцільності симетрично металу шва. На ділянці сплавлення ЗТВ (сталь 25Х2НМФА) отримали плавний перехід між структурою металу шва і структурою основного металу, див. рис. 5.9 (рис. 5.6), що сформувався під впливом зварювального нагрівання, який оптимізували шляхом моделювання [27]. Структура ділянки сплавлення є дрібнозернистою з виділенням карбідів M_3C , M_7C_3 , $M_{23}C_6$, а також Mo_2C . На ділянці сплавлення, рис. 5.9 б (сталь 20Х3МВФА експериментальний зразок) також спостерігається

плавний перехід між структурами металу шва і основного металу. Встановили, що оптимізація температурного режиму зварювання забезпечила: 1. Зменшення часу перебування металу цієї ділянки в аустенітному стані; 2. Дозволила збільшити швидкість охолодження до $2-5^{\circ}\text{C}/\text{с}$, що призвело до формування відносно менших за величиною феритних зерен; 4. Надалося можливим запобігти формуванню локальної концентрації феритних зерен, а також утворення ланцюжків з феритних зерен. Виявили, що структура ділянок сплавлення зразків I, III, IV, див. рис. 5.6 має незначні відмінності від структури ділянки сплавлення зразка 2; див. рис. 5.9.

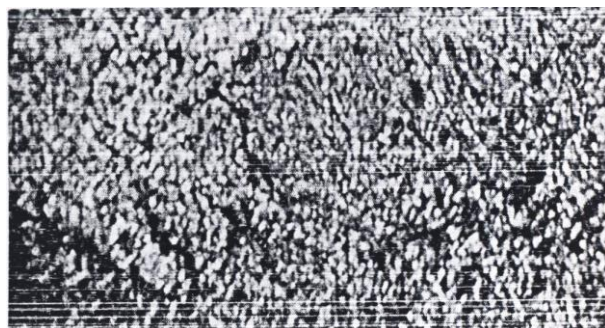
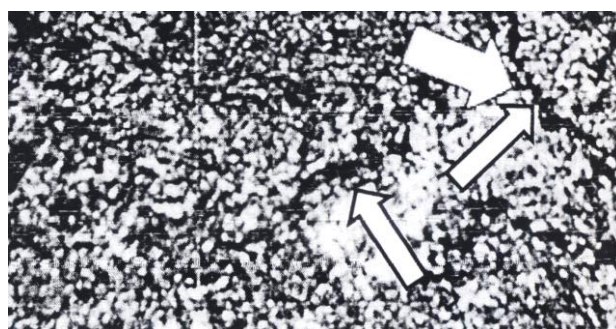
*a)**б)*

Рисунок 5.10 – Структура ділянки неповної перекристалізації ЗТВ, зразок III, див. рис. 5.6: *a)* сталь 25X2НМФА; *б)* сталь 20X3МВФА. Глобуляризовані сорбітні зерна, згруповані у ланцюжки відмічені стрілками. $\times 400$

Оптимізоване зварювальне нагрівання дозволило зменшити тривалість перебування металу ділянок сплавлення, перегріву і нормалізації ЗТВ в області інтенсивного зростання аустенітних зерен ($950\text{ }^{\circ}\text{C} - T_S$). Величина аустенітних зерен на даних ділянках відповідала 6–8 балам (ДСТУ 8972:2019). Таким чином, процес зварювання на оптимізованих параметрах режиму вперше дозволив зменшити бал аустенітного зерна на ділянках сплавлення, перегріву і нормалізації ЗТВ в порівнянні з балом зерна, який отримували при зварюванні на штатних режимах.

Зауважимо, що при зварюванні ротора дотримувалися вимоги не допускати утворення дефектів типу несплавлення по стінках зазору і несплавлення між валиками, а також присутності шлакових включень.

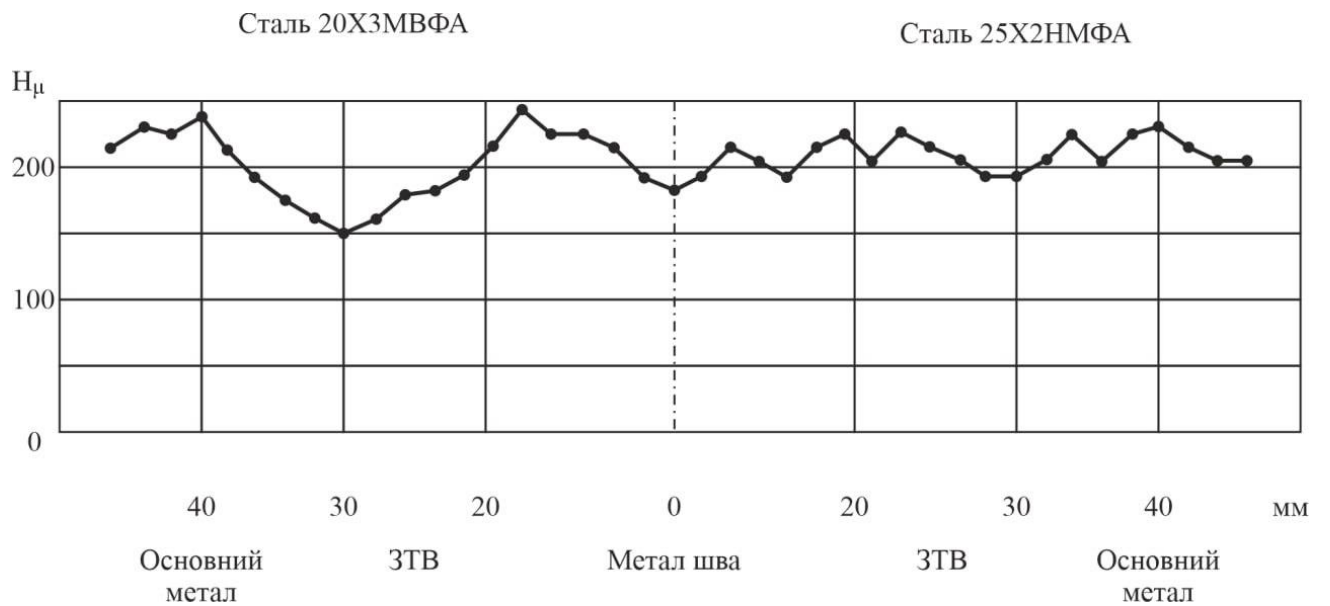
Ділянки неповної перекристалізації ЗТВ сталей 20Х3МВФА і 25Х2НМФА (штатна технологія) характеризуються наявністю нових продуктів розпаду аустеніту у вигляді глобуляризованого перліту, згрупованого в переривчасті ланцюжки з елементами суцільності [30]. Встановили, що розташування перлітних складових узгоджується з границями аустенітних зерен. Моделювання зварювального нагріву дозволило істотно зменшити в структурі ділянки неповної перекристалізації загальну кількість перекристалізованих структур, рис. 5.10. Зокрема попередити утворення перліту, а також ланцюжків із перлітних зерен. Отримали на даній ділянці нові продукти розпаду аустеніту у вигляді сорбітної або троститної складових.

5.2 Механічні властивості комбінованих зварних з'єднань роторів

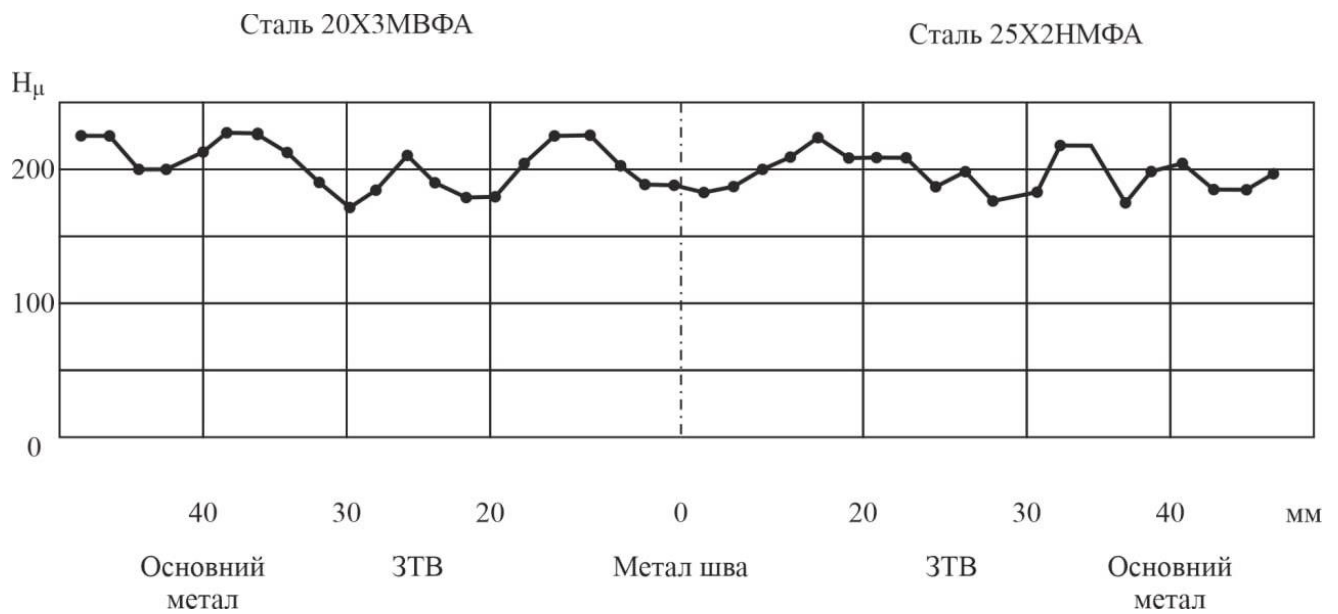
Заміри мікротвердості, рис. 5.11, зразки I-IV, рис. 5.6, підтвердили наявність виявлених в комбінованому зварному з'єднанні наведених структур.

Встановили, що короточасні механічні властивості зразка-свідка, див. табл. 5.5, табл. 5.6, повною мірою відповідають нормативним вимогам, а також є вищими, за нормативно рекомендуємі. В цілому запропонована технологія виготовлення зварного ротора забезпечила підвищення надійності його

експлуатації, а також зумовила на 15–20 % збільшення терміну його напрацювання.



а)



б)

Рисунок 5.11 – Розподіл мікротвердості по поперечному перерізу зразків, див. рис. 5.6: а) зразок I; б) зразок IV

Таблиця 5.5 – Механічні властивості зразка I, див. рис. 5.6

σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	Ψ , %	KCV*, Дж/см ²	HV
615	505	26	67	112	185

Таблиця 5.6 – Механічні властивості зразка II, див. рис. 5.6

σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	Ψ , %	KCV*, Дж/см ²	HV
620	515	23	65	111	191

Таблиця 5.7 – Механічні властивості зразка III, див. рис. 5.6

σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	Ψ , %	KCV*, Дж/см ²	Твердість
625	512	24	64	110	190

*Примітка: V-подібний надріз робили посередині металу шва

Таким чином для подальшого збільшення надійності і експлуатаційних характеристик досліджуваного зварного з'єднання комбінованого ротора доцільно провести додаткові випробування на втому з урахуванням умов його експлуатації. Також за необхідне надається подальше удосконалення математичної моделі температурного режиму зварювання.

5.3 Підвищення вихідної якості зварних з'єднань роторів зі сталі 25X2НМФА парових турбін АЕС

Підвищення надійності роботи зварних роторів в умовах збільшення робочих навантажень є актуальною задачею в атомній енергетиці. Вирішення цієї задачі виконували шляхом автоматичного зварювання роторів на оптимізованих параметрах зварювальних режимів з використанням нових зварювальних матеріалів. Таким чином отримали зварні ротори з підвищеними

якісними характеристиками їх вихідної структури і відсутністю вихідних дефектів – пор і неметалевих включень. Аустенітні зерна в структурі зварних з'єднань були значно меншими за розмірами. Нові продукти розпаду аустеніту на ділянці неповної перекристалізації зони термічного впливу представляли сорбіт і тростит, а не перліт який отримували при штатному процесі автоматичного зварювання.

Таким чином автоматичне зварювання на оптимізованих режимах роторів зі сталі 25X2НМФА, з використанням нових зварювальних матеріалів, забезпечило отримання зварних з'єднань роторів з підвищеними якісними характеристиками їх вихідної структури, що забезпечило підвищення надійності експлуатації роторів.

Виготовлення роторів парових турбін для нових енергоблоків АЕС, а також для блоків, які модернізуються, виконували з урахуванням збільшення їх робочих навантажень. І тому виготовлення зварних роторів потребує забезпечення високої якості їх вихідної структури. Отже слід кількісно збільшити енергогенеруючі потужності, що відповідає вимогам USTE. Таке збільшення надасть реальні умови для інтеграції енергетики України у Європейську енергетичну систему.

Зварні ротори високого і середнього тиску для АЕС, які працюють при середніх і порівняно високих, до 500 °С, температурах виготовляють провідні світові фірми ББЦ, Сталь-Леваль, Рато Шнаідер, Шкода та ін. На підприємстві АТ «Українські енергетичні машини» виготовляють зварні ротори високого тиску (ВТ), середнього тиску (СТ) і низького тиску (НТ), табл. 5.8.

Таблиця 5.8 – Типи роторів для АЕС

Тип ротора	Тип турбіни
ВТ	К-500-65/3000; К-1000-60/1500-1,2; К-1000-60/1500-2М
СТ	К-1000-60/1500-1
НТ	Практично всі типи турбін

Парові турбіни орієнтовані на відповідні параметри пару. Ротори циліндрів парових турбін є одним з найбільш навантажених і відповідальних їх вузлів. І тому для виготовлення зварних роторів стосовно їх надійності в роботі надаються особливі вимоги.

Зварні з'єднання роторів характеризуються наявністю структурної, хімічної і механічної неоднорідності набутої під впливом зварювального нагрівання, позбутися якої шляхом високого відпускання повною мірою не надається можливим. Проте слід таку неоднорідність зменшити до можливо низького рівня. Саме це забезпечить підвищення надійності зварних роторів на протязі їх паркового ресурсу.

Доцільним є підвищення якісних характеристик вихідної структури зварних роторів зі сталі 25Х2НМФА.

Робоча кутова швидкість обертання валопровода «швидкісного» зварного ротора складає 3 000 об/хв, рис. 5.12. Зварні ротори такого типу використовуються в турбінах К-220-44; К-320-23,5; К-500-65; К-500-240; К-750-65; К-325-23,5 та ін.

Зварні ротори з робочою швидкістю обертання валопровода 1 500 об/хв, рис. 5.13, входять до складу «тихохідних» турбін К-500-60/1500; К-1000-60/1500; К-1100-60/1500-2М та ін.



Рисунок 5.12 – Ротор низького тиску турбіни К-220-44-2 АЕС «Ловіса»

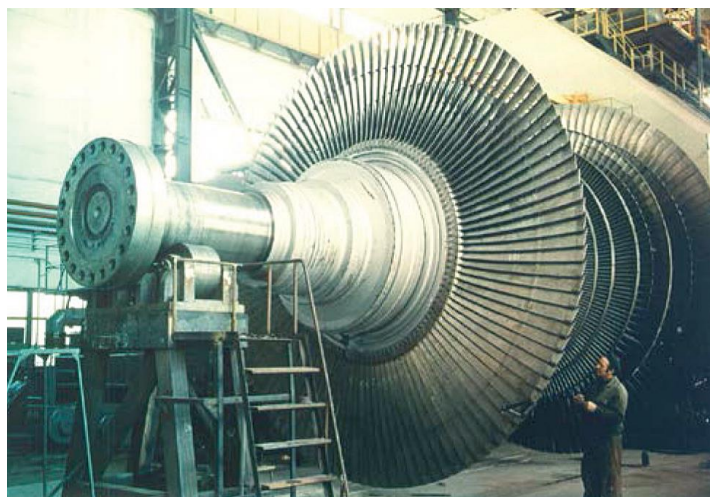


Рисунок 5.13 – Ротор низького тиску турбіни К-1100-60/1500-2М

Зварні ротори виготовляють з використанням заготовок дисків, хвостовиків та інших елементів зі сталі 25Х2НМФА, табл. 5.9.

Таблиця 5.9 – Хімічний склад сталі 25Х2НМФА

Масова частина елементів, %									
C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	V	Cu
0,29– 0,36	≤ 0,35	0,40– 0,70	≤ 0,015	≤ 0,015	1,80– 2,20	1,30– 1,60	0,70– 0,60	0,05	≤ 0,25

Границя текучості вихідних заготовок для зварювання зі сталі 25Х2НМФА складає 471 МПа. Для аналізу структури зварних з'єднань із наведеної сталі урахували вихідну структуру їх заготовок, а також способи задіяні для їх отримання. Механічні властивості, структурна і хімічна неоднорідність визначається індивідуально стосовно відповідності нормативним положенням [27]. Враховували наприклад, що розкид показників не повинен перевищувати 30 одиниць. Також для кожного із показників визначається критична температура крихкості. Макроструктура заготовок не повинна мати тріщини, флокени, усадкові рихлоти, раковини, закови і відносно великі неметалеві включення, а також неметалеві включення у вигляді ланцюжків. Нормативно

допускаються неметалеві включення розміром від 2 до 4 мм в кількості не більше 5 шт. Також допускаються неметалеві включення розміром до 1 мм, якщо такі включення не утворюють локальних скупчень і ланцюжків. Скупчення надаються як окремі локально згруповані неметалеві включення розміром до 1 мм у кількості понад 10 шт. Відстань між включеннями не повинна перевищувати 5-ти кратну довжину найбільшого дефекту, що входить до такого скупчення. Ланцюжок надається як згруповані в лінію включення, розміром до 2 мм в кількості не менше 5 шт. Відстань між такими включеннями не повинна бути більшою 3-х кратної довжини найбільш видовженого дефекту, що входить в ланцюжок. Нормативно великими є ті неметалеві включення повздовжній розмір яких більший за 2 мм. Таким чином проблема підвищення надійності повинна вирішуватися шляхом отримання металу зварних з'єднань з підвищеними якісними характеристиками і без вихідних неметалевих включень.

Для вивчення структурного стану, других фаз і морфології дефектів та неметалевих включень відповідно використовували оптичні мікроскопи MMJ-1600 і МБС-7, а також електронний мікроскоп JEOL-7100E. Механічні властивості визначали згідно нормативних вимог.

Надійність експлуатації зварних роторів значною мірою лімітується структурно-фазовим станом їх металу. На ділянках сплавлення, перегріву і неповної перекристалізації зони термічного впливу утворюються структури які можна віднести до браковочних. Розглянемо ці структури. На ділянках сплавлення і перегріву при зварюванні на штатних режимах формуються крупні аустенітні зерна (3–4 бал ДСТУ 8972:2019), [27]. На ділянці неповної перекристалізації можуть формуватися нові продукти розпаду аустеніту у вигляді глобуляризованого перліту.

Таким чином доцільно отримати зварні з'єднання з можливо меншою кількістю вихідних дефектів, а також із їх більш якісним структурно-фазовим станом.

Дослідження структурно-фазового стану, хімічного складу і механічних властивостей проводили на зварному макеті ротора. Такий макет за хімічним

складом, структурою і властивостями відповідав реальному зварному ротору [27]. Автоматичне зварювання макета ротора виконували на оптимізованих параметрах режиму, показники якого встановлювали шляхом моделювання температурного режиму зварювання і усвідомлення відповідних експериментальних даних [24, 35].

Вирішення проблеми підвищення надійності роботи зварного з'єднання ґрунтується на вирішенні двох задач: отримання відносно дрібних аустенітних зерен на ділянках сплавлення, перегріву і нормалізації зони термічного впливу; отримання на ділянці неповної перекристалізації нових продуктів розпаду аустеніту у вигляді глобуляризованих сорбіту або троститу замість глобуляризованого перліту. Саме на цих ділянках ЗТВ зварних з'єднань відбувається пошкоджувальність зварних з'єднань, яка приводить до їх руйнування.

Шляхом усвідомлення результатів моделювання температурного режиму процес автоматичного зварювання виконували на оптимізованих параметрах режиму зварювання [27, 49]. Моделювання температурного режиму стосовно розплавленого металу ванни, як рідкої фази, вперше виконували в умовах закону Нав'є – Стокса, а основного металу (твердої фази) в умовах закону Фур'є. Форма ванни при зварюванні на середніх режимах близька до напівсферичної рис. 5.14, що дозволило при моделюванні температурного режиму використовувати циліндричну систему координат.

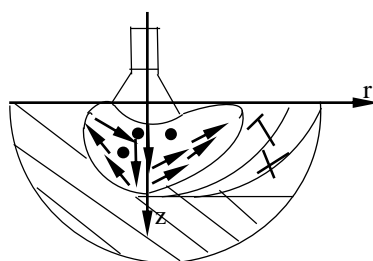


Рисунок 5.14 – Схема апроксимації повздовжнього перерізу зварювальної ванни

В модель температурного режиму [,] внесли відповідні уточнення.

$$\begin{aligned} \frac{\partial \xi}{\partial t} + \frac{1}{r} \frac{\partial \psi}{\partial r} \frac{\partial \xi}{\partial z} - \frac{1}{r} \frac{\partial \psi}{\partial z} \frac{\partial \xi}{\partial r} + \frac{1}{r} \frac{\partial \psi}{\partial z} \frac{\xi}{r} = v \left[\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(\frac{\partial \psi}{\partial r} \right) + \frac{\partial^2 \xi}{\partial z^2} - \frac{\xi}{r} \right] + q\beta \frac{\partial T}{\partial r} + \nabla' (\bar{J} \times \bar{B}), \\ \frac{\partial}{\partial z} \left(\frac{1}{r} \frac{\partial \psi}{\partial z} \right) + \frac{\partial}{\partial r} \left(\frac{1}{r} \frac{\partial \psi}{\partial r} \right) + \xi = 0, \\ \frac{\partial T}{\partial t} - \frac{1}{r} \frac{\partial \psi}{\partial z} \frac{\partial T}{\partial r} + \frac{1}{r} \frac{\partial \psi}{\partial r} \frac{\partial T}{\partial z} = \frac{1}{\rho c} \left[\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(kr \frac{\partial T}{\partial r} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(k \frac{\partial T}{\partial z} \right) + \right]. \end{aligned} \quad (5.4)$$

Тут: r, φ, z – компоненти циліндричної системи координат;

ψ – функція потоку розплавленого металу ванни;

ξ – ротор поля швидкості потоку рідкого металу;

v – кінематична в'язкість; q – прискорення сили ваги;

∇' – вектор, $\nabla' = \partial / \partial r \cdot \bar{e}_z + \partial / \partial z \cdot \bar{e}_r$;

$\nabla' (\bar{J} \times \bar{B})$ – вплив електромагнітних сил на динаміку розплавленого металу ванни;

T – температура;

ρ – щільність;

c – теплоємність;

μ – динамічна в'язкість;

– коефіцієнт теплопровідності;

Q – капельне перенесення тепла.

Загалом удосконалення технології автоматичного зварювання включало зварювання на оптимізованих режимах, а також використання нових зварювальних матеріалів. Запропонована технологія зварювання передбачала при виготовленні дослідного зразка використання оптимізованих параметрів режиму зварювання, а також використання нових зварювальних матеріалів. Так, рис. 5.15–5.16 нижню ділянку зварного з'єднання зварювали на режимі: струм 410–420 А; напруга дуги 36–38 В; швидкість зварювання 20 м/год. Зварювання виконували з використанням електродного дроту Св08Г2С. Зварювання

основного шва виконували на режимах: струм 330–380 А; напруга дуги 38–40 В; швидкість зварювання 25 м/год. Використовували електродний дріт Union S3 Ni, Mo, тип SZ3Ni2,5CrMo, № EN14295. Зварювання верхньої ділянки виконували на режимі: струм 400–420 А; напруга дуги 36–38 В; швидкість зварювання складала 20 м/год. Використовували флюс марки UV-420TT, тип SAFB165, LC № EN76. Попередній і супутній підігрів при зварюванні складав 350 °С.



Рисунок 5.15 – Мікроструктура дослідного зразка зварного ротора виготовленого на оптимізованих параметрах режиму, $\times 1,1$

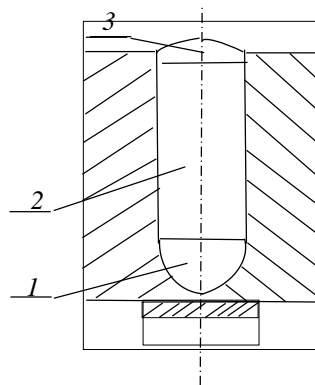


Рисунок 5.16 – Схема поперечного перерізу контрольного дослідного зразка зварного з'єднання ротора:

1 – нижня корнева ділянка шва; 2 – головна ділянка; 3 – верхня ділянка

Вирішення удосконаленої теплової задачі, з використанням методу Гальоркіна забезпечило отримання гладко апроксимованих ізотерм температур, рис. 5.17. Показники температур співставляли з експериментальними замірами температур і відповідно наносили на термокінетичну діаграму сталі 25Х2НМФА. Такий підхід забезпечив отримання в металі зварних з'єднань більш якісних вихідних структур.

Виготовлений зразок зварного з'єднання відразу після зварювання піддавали високому відпусканню $T_v = 630\text{--}650\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_v = 130$ год.

Наведене відпускання дозволило зменшити концентрацію шкідливих домішок на границях аустенітних зерен, що суттєво збільшує міжатомні сили зчеплення і таким чином надає більшу міцність структурі. Проте при наявності крупних аустенітних зерен відпускання лише частково сприяє збільшенню міжатомних сил зчеплення. І тому проблема підвищення міцності металу зварних з'єднань вирішується не повною мірою.

Загалом відпускання надає вихідним зернам структур, що сформувалися під впливом зварювального нагрівання, форму близьку до округлої, без збільшення їх розмірів.

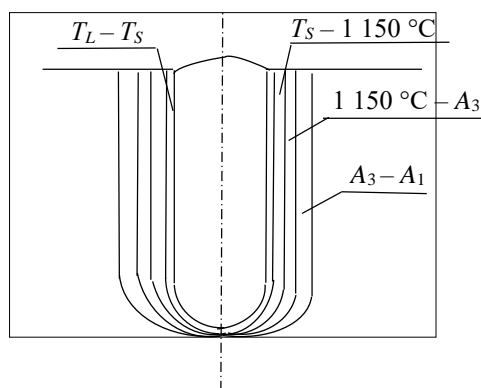


Рисунок 5.17 – Фрагмент температурних полів, отриманих шляхом моделювання температурного режиму зварного з'єднання ротора

Встановили, що при наявності відносно дрібних аустенітних зерен високий

відпуск надає відчутний позитивний вплив на підвищення міцності на їх границях.

Із зразка-свідка вирізали темплети для аналізу структурно-фазового стану зварного з'єднання, виявлення неметалевих включень, визначення хімічного складу і властивостей. Використання нових зварювальних матеріалів забезпечило відсутність вихідних дефектів у металі шва (див. рис. 5.15), які допускаються нормативними положеннями.

Металографічні дослідження виконували на шліфах зразків, вирізаних з відповідних ділянок зварного з'єднання, рис. 5.18. Вихідна структура сталі 25Х2НМФА представляла відпущений нижній бейніт, рис. 5.19.

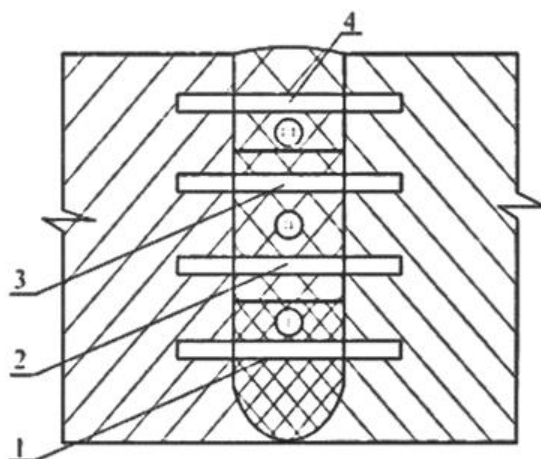


Рисунок 5.18 – Схема вирізки зразків 1–4 для вивчення структури зварного з'єднання. І–ІІІ – ділянки з'єднання: І – нижня, ІІ – середня, ІІІ – верхня

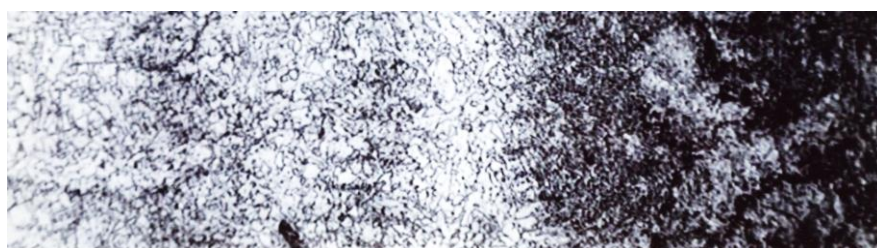


Рисунок 5.19 – Структури основного металу зварного з'єднання зі сталі 25Х2НМФА

Структура металу шва надається як сорбіто-троститну суміш з невеликою кількістю дрібних феритних зерен рис. 5.20. Структуру ділянки сплавлення ЗТВ складала також сорбіто-троститна суміш зі збільшеною порівняно ($\leq 15\%$) кількістю феритних зерен. Розмір аустенітних зерен за висотою зразка на ділянці був близьким до однакового і складав близько 7–8 балів ДСТУ 8972:2019.

Враховували, що розмір аустенітних зерен залежить від температури нагріву вище критичної точки A_{c3} і витримки при температурі нагріву. Від наведених параметрів залежить кількість накопичених на їх границях шкідливих домішок, які не ліквідуються повною мірою, навіть при високому відпусканню зварних з'єднань.

Ділянка перегріву мала переважно структуру сорбіту рис. 5.20. Розмір аустенітних зерен на ділянці складав 8–9 балів. Ділянка нормалізації характеризувалась троститною структурою, а розмір аустенітних зерен тут був близько 7–8 балів.



Метал шва

Ділянка
сплавленняДілянка
перегріву

а)



б)

Рисунок 5.20 – Структура зварного з'єднання, див. рис. 5.15:

а) метал шва, ділянка сплавлення і перегріву ЗТВ; б) ділянка неповної перекристалізації

Отже удосконалена технологія зварювання при виготовленні ротора дозволила вирішити вперше проблему зменшення розміру аустенітних зерен в зварному з'єднанні.

Водночас саме моделювання температурного режиму дозволило вирішити і другу проблему: усунути утворення крупних глобуляризованих зерен перліту, як продукту розпаду аустеніту, на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ, рис. 5.20. Зазначимо, що метал цієї ділянки зазнає зварювальне нагрівання в область температур обмежену критичними точками A_{c1} – A_{c3} . Отже формування перлітних складових залежить від температури нагріву і витримки в цій області металу даної ділянки, рис. 5.20 б). Відпуск сприяє збільшенню форми перлітних зерен, а також надає їм глобуляризовану форму. Загалом утворення зерен перліту доцільно попередити. Наявність зерен перліту суттєво знижує міцність зварних з'єднань і сприяє їх пошкоджуваності. Моделювання зварювального нагрівання дозволило обмежити нагрівання в критичну область температур, що дозволило отримати значно менші за розмірами зерна сорбіту або троститу, як продукти нового розпаду аустеніту, див. рис. 5.20 [49].

Механічні властивості отриманого за удосконаленою технологією зварного ротора були вищі ніж нормативно рекомендовані показники, табл. 5.10.

Таблиця 5.10

$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	ψ	KCU	Згин
Н/мм ²	%		Дж/см ²		градус
580	730	21,0	65,5	180	120

Висновки за розділом 5

1. Встановили, що моделювання температурного режиму процесу зварювання стосовно дослідного зразка комбінованого ротора дозволило отримати зварне з'єднання з різнорідних сталей 20ХЗМВФА і 25Х2НМФА з покращеними якісними характеристиками його вихідної структури.

2. Виявили, що у вихідній структурі зварного з'єднання дослідного зразка

комбінованого ротора розміри аустенітних зерен на ділянках сплавлення, перегріву і нормалізації ЗТВ є меншими, ніж в аналогічній структурі зразка, виготовленого за штатною технологією.

3. Встановили, що нові продукти розпаду аустеніту на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ комбінованого зварного з'єднання (сталь 20ХЗМВФА), являють сорбіт і невелику кількість троститу ($< 10\%$), а в сталі 25Х2НМФА нові продукти розпаду аустеніту представляють тростит і сорбіт ($< 8\%$). Виявили, що моделювання температурного режиму дозволило попередити формування перліту в структурі даної ділянки, який утворюється при проведенні штатного процесу зварювання.

4. Встановили, що автоматичне зварювання на оптимізованих режимах, а також використання нових зварювальних матеріалів забезпечило отримання зварного з'єднання ротора зі сталі 25Х2НМФА з покращеними якісними показниками його вихідної структури.

5. Встановили, що оптимізація зварювального нагрівання дозволила отримати на ділянках сплавлення, перегріву і нормалізації ЗТВ значно менші за розмірами аустенітні зерна.

6. Виявили, що зварювання на оптимізованих параметрах режиму дозволяє попередити утворення глобуляризованих зерен перліту на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ зварних з'єднань.

ВИСНОВКИ

В дисертаційній роботі вирішені науково-практичні задачі присвячені:

1. Обґрунтуванню надійності зварних з'єднань паропроводів із теплостійких сталей, які відпрацювали в умовах повзучості і втоми понад 280 тис. год.
2. Збільшенню надійності зварних з'єднань роторів турбін ТЕС та АЕС шляхом отримання більш якісної вихідної структури зварних з'єднань та підвищених механічних властивостей.

1. На підставі аналізу публікацій виявили особливості фізико-хімічних процесів, які проходять в металі зварних з'єднань, при їх напрацюванні в умовах повзучості і втоми понад 280 тис. год, а також їх вплив на структурно-фазові перетворення і утворення ферито-карбідної суміші.

2. Встановили залежність пошкоджуваності металу зварних з'єднань від наявності в їх структурі ферито-карбідної суміші і запропонували спосіб гальмування її утворення.

3. Обґрунтували залежність утворення ферито-карбідної суміші в металі зварних з'єднань від їх вихідної структури стосовно напрацювання зварних з'єднань понад 280 тис. год.

4. Шляхом удосконалення технології виготовлення зварних з'єднань роторів турбін ТЕС та АЕС отримали зварні з'єднання роторів з покращеними якісними показниками їх вихідної структури і підвищеними на 15–20 % механічними властивостями. Отримані зварні з'єднання роторів характеризуються підвищеною надійністю їх експлуатації в умовах збільшених робочих навантажень.

5. Обґрунтували необхідність удосконалення відомих методів контролю якості зварних з'єднань паропроводів, напрацювання яких складало понад 270–280 тис. год, і запропонували напрями використання нових методів, що надається доцільним для підвищення оцінки для визначення структурно-фазового стану зварних з'єднань.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. СОУ-Н МПЕ 40.1.17.401:2004. Контроль металу і продовження терміну експлуатації основних елементів котлів, турбін і трубопроводів теплових електростанцій. Типова інструкція. [Затв. нак. № 800 МПЕ України, 16.12.2004]. Розроб. ДонОРГРЕС. 76 с.
2. СОУ-Н ЕЕ 39.502:2008. Експлуатація трубопроводів теплових електростанцій. Типова інструкція. [Затв. нак. № 660 МПЕ України, 24.12.08]. Узгод. Деп ЕЕ, Держпромгіднагляд. Розроб. ЛьвівОРГРЕС, ДонОРГРЕС. 27 с.
3. ГКД 34.25.301-96 Котли, турбіни та трубопроводи ТЕС. Положення про вхідний контроль металу теплоенергетичного обладнання з тиском 9 МПа і вище. – Чинний від 1996-06-03.
4. СОУ-Н ЕЕ 40.304:2007. Посудини, що працюють під тиском. Положення про технічне діагностування. [Затв. нак. № 441 МПЕ України, 13.09.07]. Розроб. ЛьвівОРГРЕС, Держгірпромнагляд. 116 с.
5. НПАОП 0.00-1.81-18 Правила охорони праці під час експлуатації обладнання, що працює під тиском. – Чинний від 2018-05-25.
6. СОУ-Н МПЕ 40.1.17.401:2004. Контроль металу та продовження термін експлуатації основних елементів котлів, турбін та трубопроводів теплових електростанцій. Типова інструкція. – Чинний від 2005-04-21. Частково відмінено.
7. СОУ-Н МПЕ 40.1.17.405:2005. Порядок продовження терміну експлуатації підігрівників високого та низького тисків з напрацюванням понад 30 років. Положення. – Чинний від 2005-11-22.
8. ДСТУ 8943:2019. Труби сталеві електрозварні. Технічні умови. – Чинний від 2021-01-01.
9. ДСТУ ISO 4967:2015 (ISO 4967:2013, IDT). Сталь. Визначення вмісту неметалевих включень. Мікрографічний метод із застосуванням стандартних діаграм. – Чинний від 2016-01-01.
10. ДСТУ 8974:2019. Сталь. Металографічний метод оцінювання

мікроструктури листів та стрічки. – Чинний від 2021-01-01.

11. Leszek Chalko. Структурно-фазові особливості пошкоджуваності зварних з'єднань паропроводів ТЕС з теплостійких сталей // Автоматичне зварювання. – 2024. – № 3. – С. 34–40.

12. Дмитрик В. В., Глушко А. В., Іглін С. П. Структурні зміни в металі зварних з'єднань тривало експлуатованих паропроводів // Автоматичне зварювання. – 2020. – № 2. – С. 24–28.

13. Дмитрик В. В. Зварні з'єднання паропроводів. Збільшення ресурсу. – Харків : Видавничий дім «Діаком», 2010. – 149 с.

14. Студент О., Кречковська Г., Бабій Л. Вплив тепловмінів під час експлуатації парогонів ТЕС на статичну тріщиностійкість сталі 15Х1М1Ф // Вісник Тернопільського національного технічного університету. – 2013. – Т. 72. – № 4. – С. 199–206.

15. Дмитрик В. В., Касьяненко І. В., Латинін Ю. М. Структурний стан і пошкоджуваність металу зварних з'єднань паропроводів // Автоматичне зварювання. – 2021. – № 9. – С. 38–42.

16. Биковський О. Г. Довідник зварника. – Київ : Основа, 2014. – 442 с.

17. Дмитрик В. В., Глушко А. В., Сиренко Т. О. Надійність і ресурс зварних з'єднань паропроводів: монографія. – Харків : НТУ «ХПІ», 2024. – 224 с.

18. Сиротюк А. М., Каптії О. В., Дмитрах І. М. та ін. Експертна система оцінювання ризику руйнування конструктивних елементів трубопроводів теплоенергетичної системи // Методи та прилади контролю якості. – 2013. – № 2(31). – С. 126–136.

19. Можаровський М. С. Теорія пружності, пластичності і повзучості: підручник. – Київ : Вища школа, 2002. – 308 с.

20. Дмитрик В. В., Гаращенко О. С., Берднікова О. М. Визначення структурно-фазового стану зварних з'єднань із теплостійких перлітних сталей використанням удосконаленого методу аналізу // Автоматичне зварювання. – 2022. – № 6. – С. 11–16.

21. Gottstein G. Shvindlerman L. S. Grain boundary migration in metals:

Thermodynamics, kinetics, applications. – New York, CRC Press. 1999. – 120 p.

22. Balyts'kyi O., Kostyuk I. Strength of welded joints of Cr–Mn steels with elevated content of nitrogen in hydrogen-containing media // Materials science, 2009, Vol. 45, № 1, 97–107.

23. Дмитрик В. В., Балицький О. І., Касьяненко І. В., Глушко А. В., Латинін Ю. М. Рекристалізація в зварних з'єднаннях парогонів за тривалої експлуатації // Проблеми міцності. – 2024. – № 3. – С. 75–84.

24. Дмитрик В. В., Глушко А. В., Поздняков В. Д., Касьяненко І. В. Утворення пор повзучості у зварних з'єднаннях // Проблеми міцності. – 2023. – № 2. – С. 63–72.

25. Дяченко С. С., Дощечкіна І. В., Мовлян А. О., Плешаков Е. І. Матеріалознавство : підручник ; ред. С. С. Дяченко ; Харківський нац. автомобільно-дорожній ун-т. – Харків : ХНАДУ, 2007. – 440 с.

26. Дяченко С. С. Фізичні основи міцності та пластичності металів. – Харків : 2003. – 229 с.

27. Морачковський О. К., Дмитрик В. В., Усатий О. П., Зайцев Б. П., Скульський В. Ю., Гришин М. М., Пащенко Ю. Г., Кантор О. Г., Коноваленко О. В. Створення роторів турбін великої потужності : монографія. – Харків : ФОП Панов А. М., 2019. – 224 с.

28. Кондратюк С. Є., Кіндрачук М. В., Степаненко В. О., Москаленко Ю. Н. Металознавство та обробка металів (у запитаннях і відповідях): Підручник для учнів проф.-техн. навч. закладів. – Київ : Вікторія, 2000. – 372 с.

29. Humphreys F. J., Hatherly M. Recrystallization and related annealing phenomena. – Oxford: Pergamon Press, 1995. – 92 p.

30. Yamada K., Igarashi M., Muneki S., Abe F. Effect of Co addition on microstructure in high Cr ferritic steels // ISIJ International. – 2003. – Vol. 43. – № 9. – P. 1438–1443.

31. Студент О. З., Свірська Л. М., Дзюба І. Р. Вплив тривалої експлуатації сталі 12Х1МФ з різних зон гину парогону ТЕС на її механічні характеристики // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2012. – № 2. – С. 111–118.

32. Belyakov A., Kimura Y., Tsuzaki K. Microstructure evolution in dual phase stainless steel during severe deformation // *Acta Materialia*. – 2006. – Vol. 54. – P. 2521–2532.

33. Balitskii A. I., Dmytryk V. V., Ivaskevich L. M., Balitskii O. A., Glushko A. V., Medovar L. B., Abramek K. F., Stovpchenko G. P., Elias J. J., Krolikowski M. A. Improvement of the mechanical characteristics, hydrogen crack resistance and durability of turbine rotor steels welded joints // *Energies*. – 2022. – Vol. 15. – Iss. 16. – P. 6006.

34. Dmitrik V. V., Skulsky V. Yu., Kasyanenko I. V., Vavilov O. V., Kantor O. G. Improving the quality condition of the structure of welded joints made of rotor steel // *Problems of atomic science and technology*. – 2022. – № 2 (138). – P. 87–91.

35. Dmitrik V. V., Belous V. A., Iglis S. P., Glushko A. V., Kasianenko I. V. Improvement of quality characteristics of welded joints of NPP turbine rotors // *Problems of atomic science and technology*. – 2026. – № 2(162). – P. 78–83.

36. Dmitrik V. V., Glushko A. V., Kasianenko I. V., Syrenko T. O., Baranova T. A., Asieieva I. V. Improvement of welding technology of high power turbine rotor // *Problems of atomic science and technology*. – 2024. – № 2(150). – P. 121–124.

37. Sawada K., Takeda M., Maruyama K., Ishii R., Yamada M., Nagae Y., Komine R. Effect of W on recovery of lath structure during creep of high chromium martensitic steels // *Materials Science and Engineering: A*. – 1999. – Vol. 267. – P. 19–25.

38. Qin G., Hainsworth S. V., Strang A., Morris P. F., Clarke P. D. and Backhouse A. P. TEM studies of microstructural evolution in creep exposed E911 // *Creep&Fracture in High Temperature Components*, 2nd ECCC Creep Conference. 2009. DEStech Publications. – P. 889–899.

39. Danielsen H. K., Hald J. On the nucleation and dissolution process of z-phase Cr(V,Nb)N in martensitic 12%Cr steels // *Materials Science and Engineering: A*. – 2009. – Vol. 505. – P. 169–177.

40. Hald J. Microstructure and long-term creep properties of 9-12 % Cr steels //

International journal of pressure vessels and piping. – 2008. – Vol. 85. – P. 30–37.

41. Sawada K., Takeda M., Maruyama K., Ishii R., Yamada M., Nagae Y. and Komine R. Effect of W on recovery of lath structure during creep of high chromium martensitic steels // Materials Science and Engineering : A. – 1999. – Vol. 267. – P. 19–25.

42. Abe F. Coarsening behavior of lath and its effect on creep rates in tempered martensitic 9 Cr-W steels // Materials Science and Engineering : A. – 2004. – Vol. 387–389. – P. 565–569.

43. Taneike M., Abe F., Sawada K. Creep-strengthening of steel at high temperatures using nano-sized carbonitride dispersions // Nature. – 2003. – Vol. 424. – P. 294–296.

44. Helis L., Toda Y., Hara T., Miyazaki H., Abe F. Effect of cobalt on the microstructure of tempered martensitic 9Cr steel for ultra-supercritical power plants // Materials Science and Engineering : A. – 2009, Vol. A510–511, 88–94.

45. Yamada K., Igarashi M., Muneki S., Abe F. Effect of Co addition on microstructure in high Cr ferritic steels // ISIJ International. – 2003. – Vol. 43. – № 9. – P. 1438–1443.

46. Abe F. Analysis of creep rates of tempered martensitic 9 % Cr steel based on microstructural evolution // Materials Science and Engineering : A. – 2009. – Vol. 510–511. – P. 64–69.

47. Abe F., Taneike M., Sawada K. Alloy design of creep resistant 9Cr steel using a dispersion of nano - sized carbonitrides // International journal of pressure vessels and piping. – 2007. – Vol. 84. – Iss. 1–2. – P. 3–12.

48. Qin G., Hainsworth S. V., Strang A., Morris P. F., Clarke P. D. and Backhouse A. P. TEM studies of microstructural evolution in creep exposed E911 // Creep&Fracture in High Temperature Components, 2nd ECCC Creep Conference. 2009. DEStech Publications. – P. 889–899.

49. Dmitrik V. V., Xinlei Chen, Kasianenko I. V., Ustyuzhyn I. B. Improving the output quality of steam turbine welded rotors for nuclear power plants // Problems of atomic science and technology. – 2025. – № 2(156). – C. 91–96.

50. Bu K., Tsao C., Wu C. S. Fluid Flow and heat transfer in gma weld pools // Welding research supplement. – 1988. – Vol. 67. – № 3, 70–75.

51. Dmitrik V., Xinlei C. and Kasianenko I. Increasing the reliability of welded joints of steam pipelines under creep and fatigue conditions // Journal of mineral and material science (JMMS). – 2025. – Vol. 6. – Iss. 1.

52. Dmitrik V., Xinlei C. and Kasianenko I. Structure and damageability of welded joints made of heatresistant steels // Journal of mineral and material science (JMMS). – 2025. – Vol. 6. – Iss. 2.

53. Dmitrik V. V., Xinlei Chen, Kasianenko I. V., Ustyuzhyn I. B. Improving the output quality of steam turbine welded rotors for nuclear power plants // Problems of atomic science and technology. – 2025. – №2(156). – P. 91–96.

54. Дмитрик В. В., Лей Синь, Касьяненко І. В. Підвищення якості вихідної структури зварних роторів парових турбін АЕС // XXI міжнародна конференція з фізики радіаційних явищ і радіаційного матеріалознавства. Тези доповідей 23-25 вересня 2024 р., Харків, Україна. – С. 120–121.

55. Чень Сінлей, Дмитрик В. В., Касьяненко І. В. Особливості використання нових теплостійких сталей для об'єктів ТЕС і їх зварних з'єднань // XVIII Міжнародна науково-практична конференція магістрантів та аспірантів «Теоретичні та практичні дослідження молодих вчених» (19–22 листопада 2024 року): матеріали конференції / за ред. проф. Є.І. Сокола. – Харків : НТУ «ХП», 2024. – С. 772–773.

56. Дмитрик В. В., Чень Сінлей, Підвищення фізико-механічних властивостей зварних з'єднань роторів турбін АЕС// Інформаційні технології: наука, техніка, технологія, освіта, здоров'я: тези доповідей XXXIII міжнародної науково-практичної конференції MicroCAD-2025, 14-17 травня 2025 р. / за ред. проф. Сокола Є.І. – Харків: НТУ «ХП». – С. 377.

57. Dmitrik V. V., Xinlei Chen, Kasianenko I. V. Improving the output quality of steam turbine welded rotors for nuclear power plants// Наукові праці XXIII конференції з фізики високих енергій та ядерної фізики, [08-10 квітня 2025 р., м. Харків] / НАН України, Нац. наук. центр "Харків. фіз.-техн. ін-т", Ін-

т фізики високих енергій і ядер. фізики. – Харків : ННЦ ХФТІ, 2025. – С. 184–186.

58. Дмитрик В. В., Сінґлей Чень, Касьяненко І. В. Зменшення вихідної структурної неоднорідності зварних з'єднань із теплостійких сталей. // Комплексне забезпечення якості технологічних процесів та систем (КЗЯТПС – 2025) : матеріали тез доповідей XV Міжнародної науково-практичної конференції (м. Чернігів, 22–23 травня 2025 р.) : у 2 т. / Національний університет «Чернігівська політехніка» [та ін.] ; відп. за вип.: Приступа Анатолій Леонідович [та ін.]. – Чернігів: НУ «Чернігівська політехніка», 2025. – Т. 2. – С. 121.

59. Дмитрик В. В., Сінґлей Чень, Усатий О. П., Касьяненко І. В. Проблема оцінки надійності і залишкового ресурсу довготривало працюючих зварних з'єднань паропроводів ТЕС // Вісник НТУ "ХПІ": Серія "Енергетичні та теплотехнічні процеси й устаткування". – 2024. – № 2. – С. 31–36.

60. Dmytryk V. V., Balytskyi O. I., Chen X. L., Kasyanenko I. V. Features of damage to welded joints of steam pipelines during long-term operation // Strength of materials. – 2025. – Vol. 57. – Iss. 3. – P. 479–486.

61. Дмитрик В. В., Сінґлей Чень, Касьяненко І. В., Гаращенко О. С., О. Л. Платухін. Підвищення якісних характеристик зварного з'єднання комбінованого ротора // Автоматичне зварювання. – 2026. № 1. – С. 58–63.

62. Dmitrik V. V., Balitskii A. I., Kasianenko I. V., Glushko A. V. and Latynin Yu. M. Recrystallization in welding joints of steamers during long-term operation // Strength of materials. – 2024. – Vol 56. – Iss 3. – P. 524–532.

ДОДАТОК А

СПИСОК ПУБЛІКАЦІЙ ЗДОБУВАЧА

Наукові праці, які відображають основні наукові результати дисертації:

1. Chen Xinlei. Improving the output quality of steam turbine welded rotors for nuclear power plants / Dmitrik V. V., Chen Xinlei, Kasianenko I. V., Ustyuzhyn I. B. // Problems of atomic science and technology. – 2025. – №2(156). – P. 91–96. (A) <https://doi.org/10.46813/2025-156-091>

2. Chen Xinlei. Features of damage to welded joints of steam pipelines during long-term operation / Dmytryk V. V., Balytskyi O. I., Chen X. L., Kasyanenko I. V. // Strength of materials. – 2025. – Vol. 57. – Iss. 3. – P. 479–486. (A) DOI: 10.1007/s11223-025-00781-6

3. Chen Xinlei. Effects of structural and phase state on the damageability of welded joints in long-term operated steam pipes / Dmytryk V. V., Poznyakov V. D., Chen X. L., Kasyanenko I. V. & Pogribnyi M. A. // Strength of materials. – 2026. – Vol. 58. – P. 76–83. (A) <https://doi.org/10.1007/s11223-026-00871-z>

Статті у періодичних наукових виданнях, що увійшли до переліку наукових фахових видань України:

4. Чень Сінґлей Проблема оцінки надійності і залишкового ресурсу довготривало працюючих зварних з'єднань паропроводів ТЕС / Дмитрик В. В., Чень Сінґлей, О. П. Усатий, І. В. Касьяненко // Вісник НТУ "ХПІ": Серія "Енергетичні та теплотехнічні процеси й устаткування". – 2024. – № 2. – С. 31–36. (Б) doi: 10.20998/2078-774X.2024.02.03

5. Чень Сінґлей Вплив структурно-фазового стану на пошкоджуваність зварних з'єднань довготривало експлуатованих паропроводів / Дмитрик В. В., Позняков В. Д., Чень С. Л., Касьяненко І. В., Погрібний М. А. // Проблеми міцності. – 2026. – № 1. – С. 93-102. (А)

6. Chen Xinlei. Features of damage to welded joints of steam pipelines during long-term operation / Dmytryk V. V., Balytskyi O. I., Chen X. L., Kasyanenko I. V. //

Strength of materials. – 2025. – Vol. 57. – Iss. 3. – P. 479–486. (A) DOI: 10.1007/s11223-025-00781-6

7. Чень Сінґлей Підвищення якісних характеристик зварного з'єднання комбінованого ротора // Дмитрик В. В., Чень Сінґлей, Касьяненко І. В., Гаращенко О. С., Платухін О. Л. // Автоматичне зварювання. – 2026. – № 1. – С. 58–63. (Б) <https://doi.org/10.37434/as2026.01.07>

8. Chen Xinlei. Increasing the reliability of welded joints of steam pipelines under creep and fatigue conditions / Dmitrik V., Xinlei C. and Kasianenko I. // Journal of mineral and material science (JMMS). – 2025. – Vol. 6. – Iss. 1. DOI: 10.54026/JMMS/1106

9. Chen Xinlei. Structure and damageability of welded joints made of heatresistant steels / Dmitrik V., Xinlei C. and Kasianenko I. // Journal of mineral and material science (JMMS). – 2025. – Vol. 6. – Iss. 2. DOI: 10.54026/JMMS/1111

Опубліковані праці, апробаційного характеру:

10. Чень Сінґлей Підвищення якості вихідної структури зварних роторів парових турбін АЕС / Дмитрик В. В., Лей Сінґ, Касьяненко І. В. // XXI міжнародна конференція з фізики радіаційних явищ і радіаційного матеріалознавства. Тези доповідей 23-25 вересня 2024 р., Харків, Україна. – С. 120–121.

11. Чень Сінґлей Особливості використання нових теплостійких сталей для об'єктів ТЕС і їх зварних з'єднань / Чень Сінґлей, Дмитрик В. В., Касьяненко І. В. // XVIII Міжнародна науково-практична конференція магістрантів та аспірантів «Теоретичні та практичні дослідження молодих вчених» (19–22 листопада 2024 року): матеріали конференції / за ред. проф. Є.І. Сокола. – Харків : НТУ «ХПІ», 2024. – С. 772–773.

12. Чень Сінґлей Підвищення фізико-механічних властивостей зварних з'єднань роторів турбін АЕС / Дмитрик В. В., Чень Сінґлей // Інформаційні технології: наука, техніка, технологія, освіта, здоров'я: тези доповідей XXXIII міжнародної науково-практичної конференції MicroCAD-2025, 14-17 травня 2025 р. / за ред. проф. Сокола Є.І. – Харків: НТУ «ХПІ». – С. 377.

13. Chen Xinlei. Improving the output quality of steam turbine welded rotors for nuclear power plants / Dmitrik V. V., Xinlei Chen, Kasianenko I. V. // Наукові праці XXIII конференції з фізики високих енергій та ядерної фізики, [08-10 квітня 2025 р., м. Харків] / НАН України, Нац. наук. центр "Харків. фіз.-техн. ін-т", Ін-т фізики високих енергій і ядер. фізики. – Харків : ННЦ ХФТІ, 2025. – С. 184–186.

14. Чень Сінълей Зменшення вихідної структурної неоднорідності зварних з'єднань із теплостійких сталей / Дмитрик В. В., Чень Сінълей, Касьяненко І. В. // Комплексне забезпечення якості технологічних процесів та систем (КЗЯТПС – 2025) : матеріали тез доповідей XV Міжнародної науково-практичної конференції (м. Чернігів, 22–23 травня 2025 р.) : у 2 т. / Національний університет «Чернігівська політехніка» [та ін.] ; відп. за вип.: Приступа Анатолій Леонідович [та ін.]. – Чернігів: НУ «Чернігівська політехніка», 2025. – Т. 2. – С. 121.

15. Чень Сінълей Оцінка надійності зварних з'єднань паропроводів, довготривало працюючих в умовах повзучості / Дмитрик В. В., Касьяненко І. В., Чень Сінълей // Зварювання та споріднені технології для відновлення України: Тези допов. конф. під ред. О.Т. Зельніченка. Київ: ТОВ «Видавничий дім «ПАТОН», 2025. – С. 18–20.

16. Чень Сінълей Оцінка надійності і ресурсу зварних з'єднань паропроводів довготривало працюючих в умовах повзучості / Дмитрик В. В., Касьяненко І. В., Чень Сінълей // Збірник матеріалів п'ятої міжнародної конференції «Інноваційні технології та інжиніринг у зварюванні PolyWeld – 2025». – Київ : КПІ імені Ігоря Сікорського, 2025. – 220 с. – С. 23–25.

ДОДАТОК Б

АКТ ВПРОВАДЖЕННЯ

131



ЗАТВЕРДЖУЮ

Проректор

з науково-педагогічної роботи

НТУ «ХПІ»

Проф. Руслан МИГУЩЕНКО

«02» _____ 03 2026 р.

АКТ

впровадження в навчальний процес результатів дисертаційної роботи
«Надійність зварних з'єднань паропроводів і роторів турбін АЕС і ТЕС»
здобувача наукового ступеня доктора філософії
аспіранта кафедри «Зварювання» НТУ «ХПІ» Чень Сінґля

У період з 02 січня по 03 березня 2026 р. проф. Дмитрик В. В. провів роботу стосовно визначення можливості використання результатів дисертаційних досліджень Чень Сінґля в навчальному процесі при підготовці студентів першого бакалаврського та другого магістерського рівнів вищої освіти НТУ «ХПІ» за спеціалізацією «Зварювання та споріднені процеси і технології», що входить до складу спеціальності «Матеріалознавство».

Результати досліджень Чень Сінґля впроваджені в навчальний процес НТУ «ХПІ» та включені в програми навчальних дисциплін «Технологія та устаткування зварювання плавленням»; «Технологічні процеси зварювального виробництва» (освітня програми підготовки студентів першого бакалаврського рівнів вищої освіти); «Експериментальні методи у зварюванні»; «Спеціальні методи зварювання» (освітня програми підготовки студентів другого магістерського рівня вищої освіти).

Науковий керівник

проф. Віталій ДМИТРИК