

Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»
Міністерство освіти і науки України

Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»
Міністерство освіти і науки України

Кваліфікаційна наукова праця
на правах рукопису

ГОРПЕНКО АРТЕМ ОЛЕКСАНДРОВИЧ

УДК 621.791.92:669.295

ДИСЕРТАЦІЯ
ВПЛИВ ДЕФЕКТІВ НАПЛАВЛЕННЯ НА ВТОМНУ МІЦНІСТЬ
ТИТАНОВОГО СПЛАВУ ВТ22 З ВІДНОВЛЕНОЮ ПОВЕРХНЕЮ

132 Матеріалознавство
13 Механічна інженерія

Подається на здобуття наукового ступеня доктора філософії

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

_____ А.О. Горпенко

Науковий керівник: Доній Олександр Миколайович д.т.н., професор

КИЇВ – 2025

АНОТАЦІЯ

Горпенко А.О. Вплив дефектів наплавлення на втомну міцність титанового сплаву VT22 з відновленою поверхнею – Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня доктора філософії за спеціальністю 132 – Матеріалознавство. – Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського», Київ – 2025.

Дисертаційна робота присвячена експериментальному та теоретичному дослідженню впливу фізико-технологічних параметрів відновлювального наплавлення із застосуванням присадних дротів VT22св і СП15св на параметри мікроструктури, фазовий склад та механічні властивості титанового сплаву VT22. У роботі досліджено зразки сплаву VT22, що пройшли повний цикл технологічної обробки, включаючи відновлювальне наплавлення із застосуванням зовнішнього магнітного поля для зменшення дефектності і покращення структури, захист зони розплаву аргоном для запобігання окисленню, локальну термічну обробку для забезпечення однорідності мікроструктури, а також втомні випробування для оцінки стійкості до циклічних навантажень. Проведений аналіз дозволив визначити взаємозв'язок між параметрами наплавлення, термічною обробкою та мікроструктурними і механічними характеристиками зон наплавлення титанового сплаву VT22.

Дисертаційна робота складається з п'яти розділів, у яких викладено та обґрунтовано основні результати проведеного дослідження.

У вступі дисертації подано загальну характеристику дослідження, зокрема, обґрунтовано актуальність теми і визначено зв'язок роботи з науковими програмами. Описано мету та завдання дослідження, а також визначено об'єкт і предмет роботи. Розкрито наукову новизну отриманих результатів, їх практичне значення, а також особистий внесок здобувача. Наведено інформацію щодо апробації результатів дослідження, опублікованих праць, а також структури та загального обсягу дисертаційної роботи.

У першому розділі проведено критичний аналіз основних властивостей титану та його сплавів, зокрема їхньої мікроструктури та фазового складу, технологій легування і термічної обробки, а також впливу цих чинників на механічні властивості. Детально розглянуто сплав ВТ22, його особливості, а також методи відновлювального наплавлення. Проаналізовано вплив типу присадних дротів, таких як СП15св і ВТ22св, на мікроструктуру, залишкові напруження та механічні властивості титанових сплавів. Описано типи дефектів, які утворюються під час зварювання і наплавлення, та їхній вплив на втомну міцність і поведінку титанових сплавів за циклічних навантажень.

Висвітлено класифікацію титанових сплавів за структурою та фазовим складом, а також особливості термічної обробки цих матеріалів. Розглянуто перспективи застосування наплавлення для відновлення деталей із титанових сплавів, зокрема, – сплаву ВТ22, та методи зменшення розмірів дефектів у зоні наплавлення для підвищення довговічності деталей. На основі проведеного огляду сформульовано мету та завдання дослідження, спрямовані на вивчення ефективності технології відновлювального наплавлення, впливу локальної термічної обробки на структуру, фазовий склад, а також механічні та втомні властивості сплаву ВТ22.

У другому розділі описано матеріали та методи дослідження, використані для виконання роботи. Основний матеріал досліджень – сплав ВТ22, який підлягав стандартній термічній обробці за режимом: 1 етап - нагрівання до 850°C, витримка 1 год, охолодження з піччю до 750°C, витримка 2 год, охолодження на повітрі; 2 етап - нагрівання до 620°C, витримка 4 год, охолодження на повітрі, а також присадні дроти СП15св і ВТ22св. Для кожного матеріалу наведено дані щодо його хімічного складу, вмісту газів і механічних властивостей.

Проведено відновлювальне наплавлення двох серій зразків типу «лопатка» із використанням присадних дротів у середовищі аргону із прикладанням зовнішнього магнітного поля. Режим наплавлення оптимізовано для мінімізації глибини проплавлення та зони термічного впливу.

Після відновлювального наплавлення та локальної термічної обробки, яка полягала у швидкому нагріванні зони наплавлення до температури 900 °С, після чого проводилося охолодження на повітрі, додатково здійснювали старіння за температури 600 °С із витримкою протягом 15 хвилин, після чого також проводили охолодження на повітрі. Такий режим локальної термічної обробки сприяв зниженню залишкових напружень, стабілізації мікроструктури та формуванню двофазного стану ($\alpha+\beta$).

Після виконання наплавлення із застосуванням двох видів присадних дрітків (СП15св, ВТ22св) та проведення локальної термічної обробки було виготовлено дві серії зразків типу «лопатка». У центральній зоні кожного зразка виконано отвір діаметром $\varnothing 6$ мм із забезпеченням шорсткості поверхні на рівні $R_a = 0,8$ мкм.

Втомні випробування зразків проводили на гідравлічній машині УИМ-25 до повного руйнування за умов циклічних навантажень із нульовим циклом ($R = 0$). Частота навантаження становила 3 Гц, а максимальні прикладені навантаження складали: P_{\max} розтяг ≈ 90 кН та P_{\max} стиск ≈ 60 кН.

Під час аналізу результатів випробувань зразків двох серій було виявлено значну розбіжність у напрацюваннях до руйнування, незважаючи на однакові параметри наплавлення та локальної термічної обробки. Для з'ясування причин такої розбіжності було проведено детальні дослідження. Особливу увагу приділено аналізу мікроструктури зон наплавлення, зон термічного впливу, а також характеру і просторового розподілу дефектів, які могли впливати на розвиток тріщин і, відповідно, на кінцеву втомну міцність зразків.

Для аналізу отриманих результатів зразки було розподілено на дві групи відповідно до їх напрацювання до руйнування. До першої групи включено зразки з напрацюваннями менше 10 000 циклів, тоді як друга група охоплювала зразки з напрацюваннями понад 15 000 циклів.

Після завершення випробувань зразки досліджували із використанням комплексу сучасних методів матеріалознавства. Макро- та мікрофрактографічний аналіз проведено з використанням оптичної (Stemi 580, SteREO DiscoveryV20) та растрової електронної мікроскопії (TESCAN Vega-3LM) мікроскопії для

визначення механізмів руйнування матеріалу. Мікроструктуру досліджували на мікрошліфах у поперечному та поздовжньому напрямках по відношенню до напрямку наплавлення, що дозволило оцінити розподіл фазових компонентів і структурних особливостей у зоні наплавлення, зоні термічного впливу та основному металі.

Хімічний склад аналізували методом рентгеноспектрального мікроаналізу (Oxford X-Max-50) у зоні наплавлення, в зоні термічного впливу та основному металі для оцінки розподілу легуючих елементів. Мікротвердість матеріалу визначали методом індентування за Віккерсом (QNESS 60A+ EVO) для виявлення локальних змін механічних властивостей у різних зонах.

Шорсткість поверхні отворів оцінювали за допомогою приладу SurfTest SJ-400. Вимірювання проводили на глибину 1 мм від центру отвору, що дозволило визначити якість обробки поверхні

У третьому розділі представлено результати дослідження впливу технологічних параметрів відновлювального наплавлення та локальної термічної обробки (ЛТО) на мікроструктуру, механічні властивості та втомну довговічність титанового сплаву VT22. Особливу увагу приділено аналізу зони наплавлення та зони термічного впливу (ЗТВ), а також їхньої ролі у формуванні дефектів та ініціації втомних тріщин.

Встановлено, що поєднання наплавлення присадним дротом СП15св у середовищі аргону та подальша локальна термічна обробка сприяють формуванню рівномірної мікроструктури наплавленого шару, стабільної ЗТВ та мінімізації кількості дефектів. У зразках, які продемонстрували найкращі втомні характеристики, спостерігався рівномірний розподіл фаз, плавний перехід між зонами, стабільні значення мікротвердості в ЗТВ (408–418 HV) та відсутність значних поверхневих дефектів, що могли б спричиняти локальні концентрації напружень.

Виявлено, що у зразках, які мали локальні неоднорідності в ЗТВ у вигляді зон із відмінною травимістю, спостерігалася знижена мікротвердість (325–335 HV) та підвищений вміст β -фази, що сприяло локальним концентраціям напружень і

прискореному зародженню втомних тріщин. Наявність дефектів, таких як пори діаметром до 0,1 мм, глибокі риси (до 25 мкм) і забоїни на поверхні, сприяла розвитку втомного руйнування, що призводило до зниження довговічності матеріалу.

Встановлено, що у деяких зразках, незважаючи на наявність зони з відмінною травимістю, спостерігалися відносно високі значення мікротвердості (340 HV), що свідчить про часткове перетворення β -фази на рівноважний $\alpha+\beta$ стан. Відсутність значних поверхневих дефектів у цих зразках дозволила зменшити концентрацію напружень, що позитивно вплинуло на їхню втомну міцність порівняно із зразками з вираженими структурними неоднорідностями.

Отримані результати підтверджують ключову роль контролю параметрів локальної термічної обробки у формуванні однорідного фазового складу, усуненні зон із відмінною травимістю та запобіганні утворенню поверхневих дефектів. Це підтверджує необхідність оптимізації технологічних параметрів наплавлення та термічної обробки для забезпечення стабільних експлуатаційних характеристик відновлених деталей.

У четвертому розділі розглянуто вплив параметрів відновлювального наплавлення присадним дротом ВТ22св та локальної термічної обробки на структурну однорідність, мікротвердість та втомну міцність титанового сплаву ВТ22. Встановлено, що мікроструктурні неоднорідності в зоні термічного впливу та пори у приповерхневому шарі наплавлення є ключовими факторами, що визначають довговічність матеріалу.

Дослідження пористості показало, що пори діаметром 80–120 мкм, локалізовані на глибині 100 мкм від поверхні отвору, є концентраторами напружень та сприяють ініціації втомних тріщин. Це зумовлено локальним підвищенням напружень на границях пор, що прискорює процес зародження та розвитку тріщин у зоні наплавлення.

Аналіз фазових перетворень у наплавленому шарі підтвердив, що присутність витягнутих β -зерен та частковий розпад мартенситної α' -фази на $\alpha+\beta$ структуру впливають на стабільність мікротвердості та механічні характеристики

матеріалу. Оптимальне поєднання фазового складу сприяє рівномірному розподілу напружень, що підвищує втомну міцність.

Виявлено, що варіації мікротвердості в зоні термічного впливу (330–368 HV) та наплавленому шарі (371 HV) значно впливають на довговічність матеріалу. Випробувальні зразки зі стабільною структурою та рівномірним фазовим складом демонстрували підвищену довговічність.

Результати досліджень підкреслюють необхідність точного контролю параметрів наплавлення та ЛТО для забезпечення мінімальної пористості, рівномірного фазового складу та стабільної мікротвердості. Отримані висновки можуть бути використані для вдосконалення технологічних процесів відновлення деталей, що працюють в умовах високих циклічних навантажень.

У п'ятому розділі проведено комплексний аналіз впливу дефектів наплавлення та локальної термічної обробки на втомну міцність титанового сплаву BT22 після відновлювального наплавлення присадними дротами СП15св та BT22св. Особливу увагу приділено визначенню механізмів зародження та розвитку втомних тріщин у зонах наплавлення, термічного впливу та сплавлення, а також встановленню ключових факторів, що визначають довговічність матеріалу.

Поверхневі дефекти у зоні термічного впливу та отворах наплавлених зразків із СП15СВ спричиняли локальні концентрації напружень, які ініціювали зародження тріщин. Встановлено, що ділянки з відмінною травимістю характеризувалися зниженою мікротвердістю (323–335 HV), що сприяло прискореному розвитку тріщин. Водночас у структурах із вищою стабільністю мікротвердість досягала 419–428 HV, що зумовлювало розвиток тріщин за втомним механізмом.

Пори у наплавленому шарі зразків із BT22св (80–120 мкм, розташовані на глибині ~100 мкм від поверхні отвору) слугували концентраторами напружень та осередками зародження втомних тріщин. Інші вироби зі сплаву BT22 мали значні оксидні включення у зоні сплавлення, що виникли через недостатній газовий захист, додатково знижувала довговічність матеріалу.

Доведено, що відсутність зон із відмінною травимістю або їх мінімізація суттєво підвищує втомну міцність відновленого матеріалу. Найвищі показники довговічності продемонстрував метал зі стабільною фазовою структурою та рівномірною мікротвердістю, що дозволило уникнути локальних концентрацій напружень та відтермінувати ініціацію тріщин. Максимальні напрацювання до руйнування мали вироби з наплавленням СП15св та становили 24 796 циклів, а для ВТ22св – 28 388 циклів.

Розроблено метод виявлення зон із відмінною травимістю без застосування хімічного травлення – шляхом аналізу оптичної взаємодії поверхні під час шліфування. Виявлено, що такі зони можуть бути ідентифіковані за змінами відбивної здатності матеріалу під час механічного оброблення, що дозволяє своєчасно виявляти потенційно слабкі ділянки та здійснювати корекцію технологічних параметрів відновлення деталей.

Ключові слова: дефекти зварювання, локальна термічна обробка, мікроструктура, присадний дріт, титанові сплави, втомні характеристики, відновлювальне наплавлення.

ANNOTATION

Horpenko A.O. Influence of Welding Defects on the Fatigue Strength of the VT22 Titanium Alloy with a Restored Surface – Qualification Scientific Work (Manuscript). Dissertation for the degree of Doctor of Philosophy in Specialty 132 – Materials Science. – National Technical University of Ukraine "Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute," Kyiv – 2025.

The dissertation is devoted to the experimental and theoretical study of the influence of physico-technological parameters of restorative welding using VT22sv and SP15sv filler wires on the microstructure parameters, phase composition, and mechanical properties of the VT22 titanium alloy. The study examines VT22 alloy specimens that underwent a full technological processing cycle, including restorative welding with an applied external magnetic field to reduce defectiveness and improve structure, protection of the molten zone with argon to prevent oxidation, local heat treatment (LHT) to ensure microstructural homogeneity, and fatigue testing to evaluate resistance to cyclic loads. The conducted analysis established the relationship between welding parameters, heat treatment, and the microstructural and mechanical characteristics of the VT22 titanium alloy weld zones.

The dissertation consists of five chapters, where the main results of the research are presented and substantiated.

The introduction provides a general description of the study, substantiating the relevance of the topic and its connection with scientific programs. It describes the objectives and tasks of the study, as well as the research object and subject. The scientific novelty of the obtained results, their practical significance, and the author's personal contribution are disclosed. Information is provided on the approbation of the research results, published works, as well as the structure and overall volume of the dissertation.

In the first chapter, a critical analysis of the main properties of titanium and its alloys is conducted, particularly their microstructure and phase composition, alloying and heat treatment technologies, and their impact on mechanical properties. The VT22 alloy and its characteristics are examined in detail, along with restorative welding methods.

The effect of different filler wires, such as SP15sv and VT22sv, on the microstructure, residual stresses, and mechanical properties of titanium alloys is analyzed. The types of defects formed during welding and their impact on fatigue strength and cyclic loading behavior of titanium alloys are described.

A classification of titanium alloys based on structure and phase composition is provided, along with the specifics of heat treatment for these materials. The prospects of using welding for the restoration of titanium alloy components, particularly VT22, are considered, as well as methods for reducing defect size in the weld zone to enhance durability. Based on the review, the objectives and research tasks are formulated, focusing on the study of the effectiveness of restorative welding technology, the influence of local heat treatment on structure, phase composition, and mechanical and fatigue properties of VT22 alloy.

The second chapter describes the materials and research methods used in the study. The primary research material is the VT22 alloy, which underwent standard heat treatment under the following conditions:

Stage 1: heating to 850°C, holding for 1 hour, furnace cooling to 750°C, holding for 2 hours, air cooling.

Stage 2: heating to 620°C, holding for 4 hours, air cooling.

The filler wires SP15sv and VT22sv were also analyzed, with their chemical composition, gas content, and mechanical properties presented.

Two series of "blade"-type specimens were manufactured using restorative welding with filler wires in an argon environment with an applied external magnetic field. The welding parameters were optimized to minimize penetration depth and the heat-affected zone (HAZ).

After welding, local heat treatment was performed, consisting of rapid heating of the weld zone to 900°C, followed by air cooling, and subsequent aging at 600°C for 15 minutes, also followed by air cooling. This LHT regime contributed to reducing residual stresses, stabilizing the microstructure, and forming a biphas ($\alpha+\beta$) structure.

After welding with the two types of filler wires (SP15sv, VT22sv) and performing LHT, two series of blade-type specimens were produced. A 6 mm diameter hole was made in the central zone of each specimen, ensuring a surface roughness of $R_a = 0.8 \mu\text{m}$.

Fatigue testing was conducted on a UIM-25 hydraulic machine until complete failure under cyclic loading conditions with a zero-cycle ratio ($R = 0$). The loading frequency was 3 Hz, with maximum applied loads of 90 kN (tension) and 60 kN (compression).

In the third chapter, the influence of restorative welding parameters and local heat treatment (LHT) on the microstructure, mechanical properties, and fatigue resistance of the VT22 titanium alloy is analyzed. Particular attention is given to the analysis of the weld zone and heat-affected zone (HAZ), as well as their role in defect formation and fatigue crack initiation.

It was established that combining welding with SP15sv filler wire in an argon environment and subsequent LHT promotes the formation of a uniform weld microstructure, stable HAZ, and minimizes defect quantity. Specimens that demonstrated the best fatigue performance exhibited a uniform phase distribution, smooth transition between zones, stable microhardness in HAZ (408–418 HV), and absence of significant surface defects, which could cause local stress concentrations.

Specimens containing zones with distinct etching properties in the HAZ exhibited reduced microhardness (325–335 HV) and an increased β -phase content, leading to local stress concentrations and accelerated fatigue crack initiation. The presence of defects such as pores (up to 0.1 mm), deep scratches (up to 25 μm), and surface indentations contributed to fatigue fracture and reduced material durability.

The fourth chapter examines the effect of welding parameters and LHT on microstructural homogeneity, microhardness, and fatigue strength of VT22 titanium alloy. It was found that microstructural inhomogeneities in the HAZ and pores in the near-surface layer of the weld are key factors determining material durability.

Pores 80–120 μm in diameter, located 100 μm from the hole surface, were identified as stress concentrators that contribute to fatigue crack initiation. This is due to

local stress amplification at the pore boundaries, which accelerates crack nucleation and growth.

The study of phase transformations in the weld confirmed that the presence of elongated β -grains and partial decomposition of martensitic α' -phase into $\alpha+\beta$ structure influences microhardness stability and mechanical properties. The optimal phase composition promotes uniform stress distribution, improving fatigue strength.

The fifth chapter presents a comprehensive analysis of the impact of welding defects and LHT on the fatigue strength of VT22 titanium alloy. Special attention is given to the mechanisms of fatigue crack nucleation and propagation in the weld, HAZ, and fusion zone, as well as the key factors influencing material durability.

Surface defects in the HAZ and holes of specimens with SP15sv welds caused local stress concentrations, leading to premature crack initiation.

Pores in the VT22sv weld (80–120 μm , located ~ 100 μm from the hole surface) acted as stress concentrators and fatigue crack initiation sites.

The presence of oxide inclusions in the fusion zone, resulting from insufficient gas shielding, further reduced material durability.

A new method for detecting zones with distinct etching properties without chemical etching was developed—based on the analysis of optical surface interaction during grinding. It was found that such zones can be identified by changes in material reflectivity during mechanical processing, allowing for the timely detection of potential weak areas and correction of technological parameters of component restoration.

The developed recommendations on LHT optimization and defect control in welds will enhance the operational durability of VT22 alloy components under cyclic loading, improving the efficiency of aviation component restoration.

Keywords: Welding defects, local heat treatment, microstructure, filler wire, titanium alloys, fatigue characteristics, restorative welding.

СПИСОК ПУБЛІКАЦІЙ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ:

1. Горпенко А. О., Семенець О. І., Доній О. М., Валуйська К. О. Вплив стану поверхні деталей шасі з високоміцного титанового сплаву VT-22 в процесі випробувань на втому / А. О. Горпенко, О. І. Семенець, О. М. Доній, К. О. Валуйська // Успіхи матеріалознавства. – 2021. – № 2. – С. 45–53. DOI: 10.15407/materials2021.02.045.
2. Горпенко А. О., Семенець О. І. Вплив дефектів зварювання на втомні показники зразків зі сплаву VT-22 при застосуванні відновлювального наплавлення присадковими дротами / А. О. Горпенко, О. І. Семенець // Успіхи матеріалознавства. – 2023. – № 7. – С. 27–36. DOI: 10.15407/materials2023.07.003.
3. Горпенко А. О., Семенець О. І. Вплив стану поверхні на опір втоми зразків з отвором зі сплаву VT22 при відновлювальному наплавленні / А. О. Горпенко, О. І. Семенець // Автоматичне зварювання. – 2024. – № 6. – С. 35–42. DOI: 10.37434/as2024.06.06.
4. Горпенко А. О., Семенець О. І. Вплив відновлювального наплавлення присадним дротом VT22CB на втомні показники зразків зі сплаву VT22 / А. О. Горпенко, О. І. Семенець // Металофізика та новітні технології. – 2024. – № 11. – С. 1095–1110. DOI: <https://mfint.imp.kiev.ua/ua/abstract/v46/i11/1095.html>.
5. Gorpenko A., Semenets O., Doniy O. Effect of restorative cladding with VT22sv filler wire and local heat treatment on the fatigue performance of VT22 alloy samples with a hole / A. Gorpenko, O. Semenets, O. Doniy // VII International Conference “Welding and Related Technologies”, 7–10 October 2024, Yaremche, Ukraine. – P. 16.
6. Gorpenko A., Semenets O., Doniy O. The impact of welding defects on the fatigue properties of VT-22 alloy samples using repair welding with filler wires / A. Gorpenko, O. Semenets, O. Doniy // III Міжнародна науково-практична конференція «Modern challenges and achievements of the scientific community of the 21st century», 16–18 October 2024, Narva, Estonia. – P. 171. DOI: 10.70286/ISU-16.10.2024.
7. Gorpenko A., Semenets O., Doniy O. Effect of the chassis parts surface condition from high-strength titanium alloy VT-22 in the process of fatigue tests / A.

Gorpenko, O. Semenets, O. Doniy // IV Міжнародна науково-практична конференція «The impact of scientific research on the development of the modern world», 23–25 October 2024, Dubrovnik, Croatia. – P. 237. DOI: 10.70286/ISU-23.10.2024.

8. Gorpenko A., Semenets O., Doniy O. The influence of surface defects on fatigue performance of VT22 alloy samples with holes using restorative welding with SP15SV filler wire / A. Gorpenko, O. Semenets, O. Doniy // VI Міжнародна науково-практична конференція «Scientific research in the era of digital technologies: challenges and opportunities», 6–8 November 2024, Barcelona, Spain. – P. 307. DOI: 10.70286/ISU- 2024.

СПИСОК СОКРОЧЕНЬ ТА УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ

ЛТО	Локальна термічна обробка
ЛШТО	Локальна швидкісна термічна обробка
ЗТВ	Зона термічного впливу
HV	Твердість за Віккерсом
РЕМ	Растровий електронний мікроскоп
РСА	Рентгеноспектральний аналіз
ОМ	Оптична мікроскопія

ЗМІСТ

РОЗДІЛ 1 ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД ЗА ТЕМАТИКОЮ ДОСЛІДЖЕНЬ	26
1.1 Основні властивості титану	26
1.2 Легування титану та його сплавів	28
1.3 Класифікація титанових сплавів	30
1.4 Стабільні та метастабільні фази в титанових сплавах	35
1.5 Термічна обробка титанових сплавів	36
1.6 Наплавлення як метод відновлення поверхонь	47
1.7 Дефекти зварювання та наплавлення титанових сплавів	52
1.8 Втомні властивості високоміцних титанових сплавів	58
ВИСНОВКИ	60
РОЗДІЛ 2. МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ	61
2.1 Матеріали для проведення досліджень	61
2.1.1 Основний метал VT22	61
2.1.2 Присадні дроти	63
2.2 Методика підготовки та проведення відновлювального наплавлення	64
2.3 Методика проведення локальної термічної обробки зразків	65
2.4 Методика проведення втомних випробувань сплаву VT22	67
2.5 Методи дослідження сплаву VT22 після втомних випробувань	69
РОЗДІЛ 3 ВПЛИВ ДЕФЕКТІВ НАПЛАВЛЕННЯ ДРОТОМ СП15СВ ТА ЛОКАЛЬНОЇ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА СТРУКТУРУ, ФАЗОВИЙ СКЛАД ТА МІКРОТВЕРДІСТЬ СПЛАВУ VT22	71
3.1 Вплив стану поверхні на швидкість зародження тріщин	72
3.2 Макрофрактографічний аналіз зон зародження та розвитку тріщин	74
3.3 Вплив стану поверхні на механізми зародження тріщин за результатами мікрофрактографічних досліджень	78
3.4 Відмінності мікрорельєфу у зонах наплавлення сплаву VT22	86

3.5 Структурні зміни в зонах наплавлення та термічного впливу під дією локальної термічної обробки	88
3.6 Коливання значень мікротвердості та структурні зміни у зонах наплавлення, термічного впливу та основного металу	96
ВИСНОВКИ	101
РОЗДІЛ 4 ОСОБЛИВОСТІ МІКРОСТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ СПЛАВУ ВТ22 ПІД ВПЛИВОМ НАПЛАВЛЕННЯ ДРОТОМ ВТ22СВ ТА ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ	102
4.1 Вплив геометрії наплавленого шару, ЗТВ та шорсткості поверхні отвору на напрацювання зразків другої групи	103
4.2 Дослідження тріщин у зоні наплавлення та термічного впливу за макроструктурними ознаками	105
4.3 Вплив локальної термічної обробки на мікроструктуру та хімічну однорідність зон наплавлення та термічного впливу	118
4.4 Зміни мікротвердості та мікроструктури зон наплавлення, термічного впливу і основного металу сплаву ВТ22 після локальної термічної обробки.....	126
ВИСНОВКИ	131
РОЗДІЛ 5 ПОРІВНЯЛЬНИЙ АНАЛІЗ ВПЛИВУ ДЕФЕКТІВ НАПЛАВЛЕННЯ ДРОТАМИ СП15СВ ТА ВТ22СВ НА ВЛАСТИВОСТІ ТИТАНОВОГО СПЛАВУ ВТ22 ПРИ ВТОМНИХ ВИПРОБУВАННЯХ	133
5.1 Вплив зон структурної неоднорідності та поверхневих дефектів, що утворилися під час наплавлення дротами СП15св і ВТ22св, на втомну міцність зразків першої групи, які мали мінімальні напрацювання	134
5.2 Особливості мікроструктурних і механічних характеристик титанового сплаву ВТ22 із наплавленням дротами СП15СВ і ВТ22СВ за умови оптимальних показників напрацювання	140
5.3 Оптимізація виявлення зон із відмінною травимістю у ЗТВ після відновлювального наплавлення та ЛТО сплаву ВТ22	149

ВИСНОВКИ	151
ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ.....	153
СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ.....	155

ВСТУП

Актуальність теми. Титанові сплави, зокрема сплав ВТ22, широко застосовуються у високотехнологічних галузях, таких як авіаційна, космічна, енергетична, хімічна, завдяки їх високій питомій міцності, корозійній стійкості та здатності витримувати значні механічні навантаження у поєднанні з порівняно малою густиною. Використання цих сплавів дозволяє зменшити масу конструкцій та підвищити їх довговічність. Зокрема, в авіабудуванні вони застосовуються для виготовлення конструктивних елементів, що працюють за умов високих навантажень і температур, що сприяє підвищенню надійності та ефективності літальних апаратів.

У процесі експлуатації деталі з титанових сплавів зазнають значних термомеханічних навантажень, що призводить до зносу, утворення тріщин та інших дефектів на поверхні. Відновлювальне наплавлення є важливим технологічним рішенням, яке дозволяє відновити функціональні характеристики деталей, продовживши їх термін служби. Цей процес забезпечує створення нового функціонального шару з покращеними властивостями, що є особливо важливим для дорогих або важкодоступних у виготовленні деталей. При наплавленні на титанові сплави, що піддаються зміцненню під час термічної обробки, використовуються спеціальні присадкові матеріали, такі як дроти СП15св і ВТ22св, які визначають механічні та фізико-хімічні характеристики отриманого шару. Оптимальний вибір присадного матеріалу та контроль параметрів процесу дозволяють мінімізувати дефекти та забезпечити високу якість наплавлення.

Особливе значення має застосування керованого магнітного поля у процесі наплавлення. Відомо, що використання магнітного поля під час формування ванни розплаву сприяє її перемішуванню та рівномірному розподілу тепла і легуючих елементів. Це дозволяє зменшити кількість пор, підвищити однорідність структури та зменшити ймовірність утворення макро- і мікро-дефектів. Для титанових сплавів така технологія особливо актуальна, оскільки підвищує стійкість до циклічних навантажень і довговічність відновлених поверхонь.

Одним із критичних етапів процесу відновлення є локальна термічна обробка (ЛТО) наплавлених шарів, що сприяє зниженню залишкових напружень, покращенню мікроструктури та забезпеченню рівномірного розподілу фаз. Відомо, що фазові перетворення під час ЛТО значно впливають на довговічність наплавленого шару, забезпечуючи його стабільність та витривалість до втомних навантажень. Це особливо важливо для сплаву ВТ22, вироби з якого працюють за умов інтенсивного навантаження.

Дефекти, які можуть виникати під час зварювання та наплавлення титанових сплавів, є важливим чинником, що впливає на їхні механічні властивості. До таких дефектів належать пори, тріщини, неоднорідності структури та включення. Вони можуть стати джерелом концентрації напружень, що прискорює зародження і розвиток втомних тріщин. Розуміння механізмів утворення дефектів, їх впливу на структуру та властивості наплавлених шарів є ключовим для забезпечення надійності та довговічності деталей з титанових сплавів.

Підвищення довговічності та втомної міцності деталей, виготовлених з титанових сплавів, вимагає досліджень, спрямованих на вдосконалення технологій відновлювального наплавлення та ефективної ЛТО. У контексті таких досліджень важливо оцінювати як зміни параметрів мікроструктури і фазового складу, так і вплив дефектів на кінцеві механічні властивості. Комплексний підхід до вивчення наплавлених шарів із використанням присадних дротів СП15св і ВТ22св дозволяє оцінити їх вплив на втомну міцність і довговічність відновлених поверхонь.

Зокрема, Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України розробив технологію відновлювального наплавлення деталей з титанових сплавів, таких як ВТ22, за допомогою присадних дротів СП15св та ВТ22св у середовищі інертних газів. Цю технологію успішно апробовано на підприємствах авіабудування, зокрема на АТ «АНТОНОВ», де проводилось відновлення габаритної деталі літака Ан-124. Пошкоджені деталі, які мали локальний знос глибиною більше 1,5 мм, відновлено за допомогою аргоно-дугового наплавлення. Однак, для забезпечення необхідних експлуатаційних властивостей після наплавлення застосовано локальну термічну обробку, що полягала у швидкому

нагріві до температури однофазного β -розчину та подальшому короткочасному старінні. Параметри режимів локальної термічної обробки були розроблені в Інституті металофізики ім. Г.В. Курдюмова НАН України. Така обробка дозволила покращити мікроструктуру наплавленого шару і забезпечити його відповідність вимогам до механічних властивостей.

Однак, незважаючи на широке впровадження технологій відновлювального наплавлення в авіаційній і машинобудівній галузях, залишаються актуальними питання, пов'язані із забезпеченням стабільності механічних властивостей і ресурсу відновлених деталей. Зокрема, важливим є визначення впливу дефектів наплавлення, структурної неоднорідності та фазового складу на довговічність матеріалу. Крім того, необхідно враховувати властивості присадних дрітків і їхню роль у формуванні однорідної мікроструктури наплавленого шару, що суттєво впливає на механічну надійність конструкцій.

Тому виконання даного дослідження зумовлене необхідністю комплексного аналізу впливу параметрів процесу наплавлення, пов'язаних з цим дефектів та режимів локальної термічної обробки на мікроструктурні та механічні характеристики титанового сплаву ВТ22. Отримані результати сприятимуть удосконаленню технологічних підходів до відновлення авіаційних конструкційних елементів, мінімізації впливу дефектів наплавлення та підвищенню експлуатаційної довговічності деталей, що зазнають циклічних навантажень.

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

Дисертація виконувалася відповідно до плану наукових досліджень кафедри фізичного матеріалознавства та термічної обробки Навчально-наукового інституту матеріалознавства та зварювання імені Є.О. Патона Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського».

Мета роботи – встановлення впливу процесу наплавлення та локальної термічної обробки сплаву ВТ22 на формування бездефектної макроструктури, що забезпечує високі експлуатаційні характеристики виробів авіаційного призначення.

Для досягнення поставленої мети необхідно вирішити такі основні завдання:

- 1) дослідити характер руйнування зразків сплаву BT22, які пройшли однакові умови наплавлення та локальної термічної обробки, з метою виявлення основних факторів, що впливають на їхню довговічність.
- 2) дослідити мікроструктуру та мікродюрOMETричні характеристики сплаву BT22 після наплавлення та локальної термічної обробки та оцінити вплив неоднорідності структури на втомну міцність.
- 3) проаналізувати дефекти, що виникають під час відновлювального наплавлення та подальшої локальної термічної обробки для встановлення їхньої ролі у процесах накопичення втомних пошкоджень.
- 4) визначити взаємозв'язок між розподілом легуючих елементів, фазовим складом та зниженням механічних властивостей у зонах із неоднорідною травимістю.

Об'єкт дослідження – процес відновлення деталей авіаційного призначення із титанового сплаву BT22 та оцінка його надійності і довговічності після випробувань.

Предмет дослідження – вплив дефектів наплавлення, структурної неоднорідності та параметрів термічної обробки на втомну міцність титанового сплаву BT22 в умовах експлуатаційного навантаження.

Для експериментального дослідження сплаву BT22 застосовано наступні методи:

- 1) макрофрактографічний аналіз з використанням оптичних мікроскопів Stemi 580 та SteREO Discovery.V20 для вивчення загальної картини зламу;
- 2) растрову електронну мікроскопію з використанням приладу TESCAN Vega-3LM у режимі вторинних та зворотно-відбитих електронів для вивчення мікробудови зламу;

- 3) шорсткість поверхні визначали на приладі Surftest SJ-400, що дозволило встановити вплив стану поверхні на механізми зародження тріщин;
- 4) рентгеноспектральний аналіз з використанням приладу Oxford X-Max-50 для локального аналізу хімічного складу фаз, розподілу елементів за зоною наплавлення, зоною термічного впливу та основним металом;
- 5) мікродюрометрія шляхом інструментального індентування за Віккерсом (HV) з використанням мікротвердоміра QNESS 60A+ EVO.

Наукова новизна отриманих результатів полягає в тому, що автором вперше:

- 1) Встановлено, що при відновленні поверхневого шару титанового сплаву BT22 методом наплавлення з використанням присадних дротів СП15св та BT22св і подальшій локальній термічній обробці у зоні термічного впливу можуть утворюватися мікроструктурно різномірні ділянки з відмінною травимістю, які характеризуються локальними відхиленнями хімічного складу, що визначає формування нерівноважної мікроструктури та зниження мікротвердості (323–335 HV).
- 2) Встановлено, що контрольований швидкісний СВЧ-нагрів у процесі локальної термічної обробки забезпечує рівномірний розподіл температури та формування однорідної мікроструктури в зоні термічного впливу та наплавленому шарі титанового сплаву BT22. Це сприяє стабілізації мікротвердості, зменшенню залишкових напружень і підвищенню втомної міцності матеріалу, що є критично важливим для деталей, які працюють в умовах циклічних навантажень.
- 3) Встановлено, що наявність пор діаметром 80-120 мкм у приповерхневій зоні наплавленого шару зі сплаву BT22 є критичним фактором, що ініціює втомне руйнування. Визначено, що втомна міцність відновлених деталей з наявними порами знижується на 45-50% у порівнянні з матеріалом, у якому такі дефекти були відсутні.

Практичне значення отриманих результатів. Отримані результати мають значний вплив на вдосконалення технології відновлювального наплавлення та локальної термічної обробки високоміцних титанових сплавів, що широко застосовуються в авіабудуванні. Встановлено, що наявність зон із неоднорідною травимістю в зоні термічного впливу та дефектів наплавлення критично впливає на втомну міцність сплаву BT22.

Розроблено методику виявлення зон із відмінною травимістю без застосування хімічного травлення, що дозволяє ідентифікувати потенційно небезпечні ділянки у матеріалі. Встановлено, що такі зони можна ідентифікувати на етапі механічного полірування за допомогою косого освітлення, що дозволяє здійснювати якісний контроль наплавлених та термічно оброблених поверхонь без використання хімічних реактивів. Запропонований метод є перспективним для контролю відновлених поверхонь авіаційних деталей, що зазнають високих експлуатаційних навантажень, дозволяючи своєчасно виявляти ділянки з потенційно зниженими втомними характеристиками.

Розроблена методика контролю мікроструктурних змін дозволяє виявляти критичні ділянки без застосування хімічного травлення, що спрощує діагностику дефектів і скорочує витрати на контрольні операції. Впроваджені рекомендації спрямовані на підвищення ресурсу деталей, відновлених наплавленням титанових сплавів, та зниження ризику передчасного руйнування матеріалу під дією втомних навантажень. Використання запропонованих підходів сприятиме підвищенню безпеки та надійності авіаційної техніки, а також покращенню якості ремонту високоміцних титанових конструкцій.

Особистий внесок здобувача. Робота виконана під науковим керівництвом д.т.н., доц. О.М. Донія. Основні наукові результати дисертаційної роботи, які виносяться на розгляд наукової ради, належать особисто здобувачу. Здобувачем проведено особисто експериментальні дослідження, обробку та опис отриманих результатів. Спільно з науковим керівником здійснено постановку мети, планування досліджень та обговорення отриманих результатів.

Апробація результатів дисертації. Основні результати роботи представлено на міжнародних конференціях: VII International Conference “Welding and Related Technologies” (7-10 October 2024, Yaremche, Ukraine); III Міжнародна науково-практична конференція «Modern challenges and achievements of the scientific community of the 21st century» (16-18 October 2024, Narva, Estonia); IV Міжнародна науково-практична конференція “The impact of scientific research on the development of the modern world” (23-25 October 2024, Dubrovnik, Croatia); VI Міжнародна науково-практична конференція “Scientific research in the era of digital technologies: challenges and opportunities” (6-8 November 2024, Barcelona, Spain).

Публікації. За матеріалами дисертаційної роботи опубліковано 8 наукових праць: 1 наукова стаття у фаховому виданні категорії А, що індексується наукометричними базами даних Scopus та Web of Science, 3 наукові статті у фахових виданнях категорії Б, 4 публікацій за матеріалами доповідей на конференціях.

Структура та обсяг дисертації. Дисертаційна робота складається зі вступу, 5 розділів, висновків та переліку джерел посилань. Робота містить 31 таблицю, 93 рисунка та 110 посилань. Загальний об’єм дисертації складає 165 с.

РОЗДІЛ 1 Літературний огляд за тематикою досліджень

1.1 Основні властивості титану

Титан, відкритий у 1791 році Вільямом Грегором і названий Мартіном Клапротом, набув промислового значення лише у XX столітті завдяки методам Метью Хантера та Вільгельма Кролла. Завдяки високій міцності, корозійній стійкості та низькій щільності ($4,5 \text{ г/см}^3$) він широко застосовується в авіакосмічній, медичній та хімічній галузях.

Попри поширеність у земній корі, видобуток титану з ільменіту та рутилу є складним і дорогим. Його унікальні властивості роблять його незамінним для високонавантажених конструкцій.

Титан належить до IV групи періодичної системи та утворює підгрупу з цирконієм і гафнієм, з якими має подібні фізико-хімічні характеристики. Його особливістю є алотропні модифікації: перехід із гексагональної α -фази у кубічну β -фазу при 885°C , що визначає його здатність до термообробки та формування міцних сплавів. Легування цирконієм і гафнієм підвищує термостійкість і корозійну стійкість, що важливо для використання у екстремальних умовах.

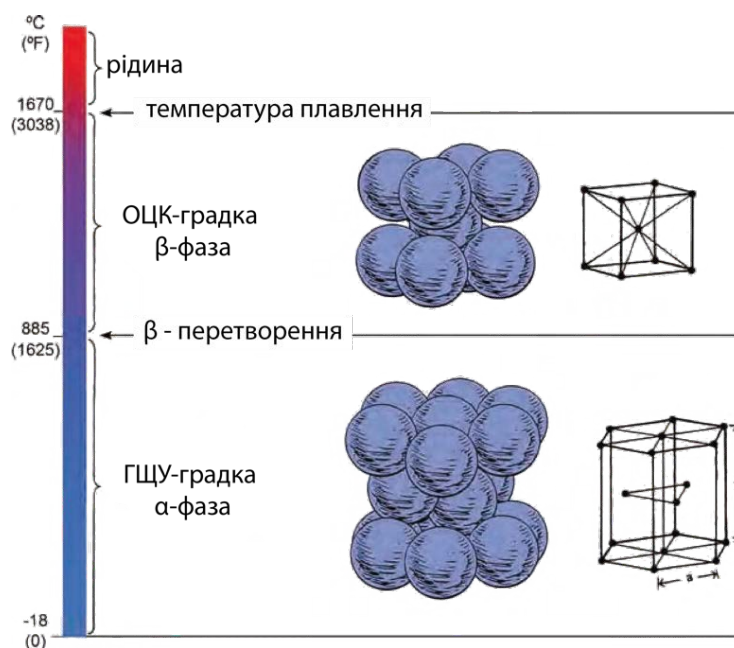


Рисунок 1.1 - Кристалічна структура титану. [1]

Титан характеризується високою пластичністю завдяки численним системам ковзання, а також унікальними фізико-хімічними властивостями, що роблять його незамінним у авіації, космічній техніці, суднобудуванні та хімічній промисловості. Основні його характеристики порівняно з іншими елементами наведені в Таблиці 1.1.

Дослідження [2-7] показали, що механічні властивості технічно чистого титану значною мірою залежать від домішок. Найбільший вплив здійснюють елементи впровадження — кисень, азот, вуглець і водень.

Кисень та азот є α -стабілізаторами, які зміцнюють титан, але знижують його пластичність [1, 8]. Кисень (0,15–0,2%) підвищує міцність і твердість, але його надлишок робить матеріал крихким. Азот має ще більш виражений зміцнювальний ефект, однак навіть незначне перевищення (0,03–0,05%) значно знижує пластичність і ударну в'язкість. У промислових умовах вміст кисню та азоту суворо контролюється, оскільки вони можуть негативно впливати на властивості сплавів, особливо за динамічних навантажень або низьких температур.

Таблиця 1.1 - Фізико-хімічні властивості титану та інших елементів [9]

Властивість металів	Ti	Fe	Mg	Al	Cu
Атомна маса	47,9	55,9	24,32	26,98	63,54
Щільність, г/см ³	4,51	7,86	1,74	2,70	8,94
Температура плавлення, °C	1668	1539	650	660	1083
Температура кипіння	3260	2740	1107	2327	2595
Скрита теплота плавлення, Дж/г	435,5	269, 8	194,8	393,7	269,7
Питома теплоємність при 20 °C, Дж/(г×°C)	0,54	0,457	1,018	0,90	0,383
Питома теплопровідність при 20 °C, Дж/(г×°C)	0,188	0,754	1,575	2,254	3,938
Кофіцієнт лінійного розширення, 10 ⁶ , °C ⁻¹	8,2	11,9	26	24,3	16,5
Питомий електроопір, 10 ⁶ при 20 °C, Ом×см	42,1	9,71	4,4	2,68	1,72
Модуль пружності, E, МПа	112000	200000	45000	72500	122500

Водень негативно впливає на пластичність титану через утворення гідридів. Серед металевих домішок значну роль відіграє залізо, проте при концентрації менше ніж 0,5% його вплив слабший у порівнянні з киснем і азотом. Невеликі кількості інших металевих домішок не мають істотного впливу на механічні властивості титану. Таким чином, керування вмістом домішок дозволяє регулювати технологічні характеристики титану, забезпечуючи баланс між міцністю та пластичністю

1.2 Легування титану та його сплавів

Чистий титан, хоча і дуже пластичний, має відносно низьку міцність. Метал корисніший, коли його міцність збільшується шляхом легування.

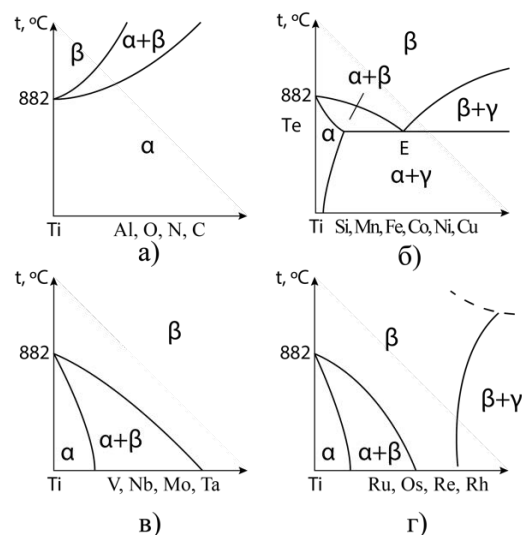


Рисунок 1.2 - Схеми впливу легуючих елементів у титані [2]

Класифікація легуючих елементів титану базується на їхньому впливі на температуру поліморфного перетворення та фазові діаграми. Перша група – α -стабілізатори (рис. 1.2, а), що підвищують температуру перетворення й стабілізують α -фазу (Al, Ga, In, C, N, O). Друга група – β -стабілізатори, які знижують температуру перетворення й поділяються на: β -евтектоїдні (Cr, Mg, Fe) (рис. 1.2, б), ізоморфні (V, Mo, Nb, Ta) (рис. 1.2, в) та псевдо- β -ізоморфні (Ru, Rh,

Re, Os, Ir, W) (рис. 1.2, г). Третя група – нейтральні зміцнювачі (Sn, Zr, Ge, Hf, Th), що не змінюють температуру поліморфного перетворення, але зміцнюють сплави.

Ця класифікація дозволяє створювати три класи титанових сплавів: α -сплави, $\alpha+\beta$ -сплави та β -сплави. α -сплавимістять α -стабілізатори, мають понад 95% α -фази, не піддаються термічному зміцненню, але зберігають термостійкість при 400–500 °С. До псевдо- α -сплавів належать матеріали з незначним вмістом β -стабілізаторів. Основна термічна обробка – відпал для зняття напруг. Легування алюмінієм підвищує питому міцність, жароміцність і корозійну стійкість, але його вміст обмежують до 6–7% через ризик утворення крихкої α_2 -фази (Ti_3Al).

Двофазні ($\alpha+\beta$)-сплави містять регульоване співвідношення α - і β -фази. Їх механічні властивості коригуються термообробкою: нагріванням, загартуванням та старінням. Велика частка β -фази підвищує міцність, але при високих температурах може знижувати термостійкість. Важливим є контроль легуючих β -елементів для уникнення крихкої ω -фази.

Домішки (O, N, H, C) негативно впливають на пластичність, жароміцність і зварюваність. Кисень у β -сплавах сприяє евтектоїдному розпаду β -фази та утворенню інтерметалідів, що знижує пластичність. Надлишковий кисень також сприяє утворенню голчастої α -фази, яка концентрує напруження. Вуглець у β -сплавах може призводити до утворення карбідів, тому його вміст суворо контролюють.

β -сплави містять β -стабілізатори в кількостях, що зберігають β -фазу при кімнатній температурі. Псевдо- β -сплави ефективно зміцнюються термообробкою, досягаючи межі міцності 1500 МПа, що еквівалентно сталям із межею міцності 2550 МПа. Недоліки – низька термічна стабільність, схильність до росту зерен і хімічна неоднорідність. Легування алюмінієм зменшує схильність титану до водневої крихкості.

Структурний розподіл легуючих елементів та домішок наведено на схемі (рис. 1.3).

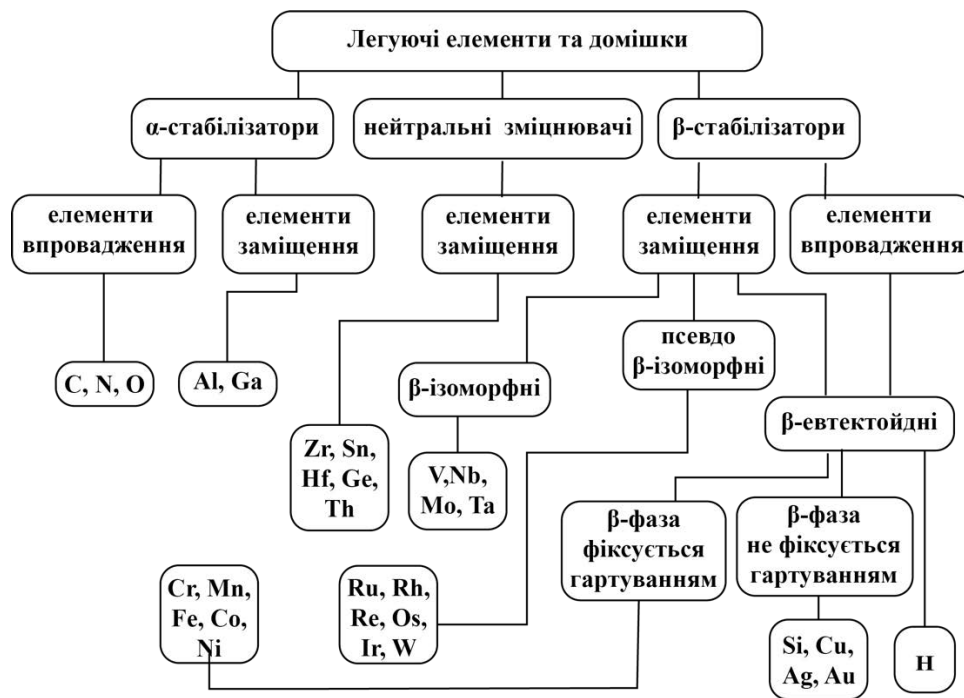


Рисунок 1.3 - Класифікація легуючих елементів та домішок у титані [10].

1.3 Класифікація титанових сплавів

Зі зростанням кількості титанових сплавів, що виробляються для промислових потреб, виникає необхідність уточнення існуючих методів їх класифікації.

На сьогодні в Україні частково залишається радянська класифікація титанових сплавів за фазовим складом, яку запропонували С. Г. Глазунов та В. Н. Моїсєєв [10, 11]. Ця класифікація базується на фазовій структурі, яка формується після відпалу за промисловими режимами. Вона охоплює такі типи сплавів: α -сплави, псевдо- α -сплави, $(\alpha+\beta)$ -сплави, псевдо- β -сплави, β -сплави, сплави на основі інтерметалідів титану.

Окрім цього радянські дослідники запропонували класифікувати титанові сплави за їхньою структурою в загартованому стані. Відповідно до цієї класифікації, виділяють: сплави мартенситного класу (α' , α''), сплави перехідного класу ($\alpha' + \beta$, $\alpha'' + \beta$), сплави, які після загартування мають тільки β -фазу.

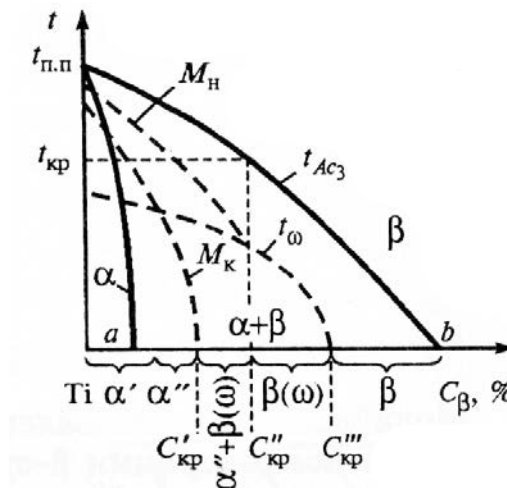


Рисунок 1.4 - Схема впливу вмісту β -стабілізаторів на температуру поліморфного та мартенситних перетворень.

Крім того, титанові сплави класифікують за хімічним складом. Подібна класифікація вперше була запропонована С. Г. Глазуновим [11]. Для оцінки ступеня стабілізації β -фази легуючими елементами в титанових сплавах були введені різні критерії, зокрема, Мойсєєвим – умовний коефіцієнт стабілізації β -фази - K_β [11] та Хоревим – молібденовий еквівалент [12], розрахований по відношенню критичних концентрацій (1%Mo еквівалентно 1,5%V; 0,6%Cr; 0,55%Mn, 0,4%Fe).

Коефіцієнт K_β відображає здібність титанових сплавів відчувати мартенситне перетворення при гартуванні (рис. 1.4). Це перетворення відбувається у проміжку температур M_N - M_K (початок-кінець перетворення). Коли M_N має кімнатну температуру, то їй відповідає відповідний склад β -стабілізаторів, що має назву друга критична ($C''_{кр}$). Коефіцієнт K_β вказує на скільки даний сплав близький по складу до другої критичної концентрації. Його визначають за співвідношенням:

$$K_\beta = \left(\frac{C_1}{C''_{1\text{кр}}} \right) + \left(\frac{C_2}{C''_{2\text{кр}}} \right) + \dots + \left(\frac{C_i}{C''_{i\text{кр}}} \right), \quad (1.1)$$

де C_1, C_2, \dots, C_i — вміст у сплаві різних β -стабілізаторів, а $C''_{1\text{кр}}, C''_{2\text{кр}}, \dots, C''_{i\text{кр}}$ - критичні концентрації, вище яких у відповідних подвійних системах мартенситне

перетворення подавлюється та фіксується тільки β -фаза (з ω -фазою чи без неї). При розрахунку K_β можна використовувати данні наведені в таблиці 1.2.

Таблиця 1.2 - Значення другої критичної концентрації основних легуючих елементів в титанових сплавах [12]

Легуючий елемент	V	Nb	Ta	Cr	Mo	W	Mn	Fe	Co	Ni
$C''_{кр}$, мас. %	15,0	36,0	45,0	6,5	11,0	22,0	6,5	5,5	9,5	8,5

З урахуванням коефіцієнта β -стабілізації класифікація титанових сплавів за структурою має наступний вигляд: α -сплави, $K_\beta=0$, псевдо α -сплави, K_β до 0,25, $(\alpha+\beta)$ -сплави, $K_\beta = 0,3-0,9$, сплави перехідного класу, $K_\beta = 1-1,4$, псевдо- β -сплави, $K_\beta=1,6-2,4$, β -сплави, $K_\beta>2,5$.

Однак коефіцієнт K_β не враховує вплив α -стабілізаторів та нейтральних зміцнювачів. При використанні молібденового еквіваленту виходять так само із значень другої критичної концентрації ($C''_{кр}$). Оцінка еквівалента титанових сплавів по молібдену $[Mo]_{екв}$ виконують по співвідношенню:

$$\begin{aligned}
 [Mo]_{екв} = \%Mo + \left(\% \frac{Ta}{4}\right) + \left(\% \frac{Nb}{3,3}\right) + \left(\% \frac{W}{2}\right) + \left(\% \frac{V}{1,2}\right) + \\
 + \left(\% \frac{Cr}{0,6}\right) + \left(\% \frac{Fe}{0,5}\right) + \left(\% \frac{Co}{0,9}\right) + \left(\% \frac{Ni}{0,8}\right),
 \end{aligned}
 \quad (1.2)$$

Молібденовий еквівалент дає абсолютні еквівалентні значення концентрації β -стабілізаторів, а K_β - відносні, їх пов'язує просте співвідношення:

$$K_\beta = \frac{[Mo]_{екв}}{11}, \quad (1.3)$$

Титанові сплави поділяють на деформовані та литі, а також термічно зміцнювані та незміцнювані. Сучасні методи, такі як мікрогранулювання, компактування порошків і гранул, розширюють виробничі можливості.

За призначенням сплави класифікують на конструкційні, жароміцні, корозійностійкі та криогенні. Радянські сплави адаптовані до масового виробництва, тоді як американські аналоги мають вищу чистоту та покращені механічні властивості (табл. 1.3).

Титанові сплави широко застосовуються у авіації для виробництва компресорних дисків, лопаток, елементів фюзеляжу та шасі [13, 14]. Серед поширених сплавів:

Радянські: ВТ6 [15] (аналог Ti-6Al-4V), ВТ14, ВТ22.

Європейські та американські: Ti-6Al-4V, Ti-10V-2Fe-3Al (аналог ВТ22), Ti-5Al-2.5Sn.

У цій роботі досліджується сплав ВТ22 [17], який має високу міцність і здатність до термічного зміцнення, широко застосовується в авіаційній промисловості. Для порівняння використовується Ti-6Al-4V – один із найвивченіших і найпоширеніших титанових сплавів у промисловості. Аналіз обох сплавів дозволяє оцінити їхні мікроструктурні особливості та технологічну адаптацію.

Сплав Ti-6Al-4V є класичним прикладом $\alpha+\beta$ титанових сплавів. Він містить 6% алюмінію, який стабілізує α -фазу, та 4% ванадію, що стабілізує β -фазу. Ця комбінація створює збалансовану мікроструктуру, яка може бути рівнозернистою, бімодальною або ламелярною залежно від умов термічної обробки (рис. 1.5).

Бімодальна структура Ti-6Al-4V, що включає дрібні пластини α -фази, забезпечує високу втомну міцність і стабільність механічних властивостей [18].

Сплав ВТ22, подібно до Ti-6Al-4V, також належить до $\alpha+\beta$ сплавів, однак він має вищий вміст β -стабілізаторів (молібдену, ванадію, хрому), що збільшує об'єм β -фази в його структурі. Після термічної обробки ВТ22 формує тонкопластинчасту $\alpha+\beta$ -структуру, у якій α -фаза рівномірно розподілена в β -матриці. Завдяки цьому

сплав ВТ22 демонструє високу термічну стабільність і придатність для експлуатації за підвищених температур.

Таблиця 1.3 - Хімічний склад та механічні властивості промислових титанових сплавів радянського та американського виробництва.

Тип сплаву	Марка сплаву	Вміст легуючих елементів	σ_B , МПа	δ , %
α -сплави	BT1-00	-	300-450	30
	ПТ-7М	2,25Al; 2,5Zr	700	18
	4910	5Al; 2,5 Sn	880	15
	IMI 685	6Al; 5Zr; 0,5Mo; 0,36 Si	1050	10
псевдо- α -сплави	OT4-0	0,8Al; 0,8Mn	500-650	20
	BT20	6Al; 2Zr; 1V	950-1150	8
	4915	8Al; 1Mo; 1V	1030	13
	5621S	5Al; 6Sn; 2Zr; 1Mo; 0,25Si	1180	12
$(\alpha+\beta)$ -сплави	BT6	6Al; 4,5V	$\geq 1100^*$	7
	BT22	5Al; 5Mo; 5V; 1Fe; 1Cr	1400-1550*	5
	4907	6Al; 4V	940	15
	IMI700	6Al; 4Mo; 5Zr; 1,25Cu; 0,25Si	1390*	8
псевдо- β -сплави	BT30	11Mo; 6Sn; 4Zr	1200*	5
	TC6	3Al; 5Mo; 6V; 11Cr	1450-1500*	4
	B120VCA	3Al; 13V; 11Cr	1300*	6
	34 846	3Al; 4Zr; 8V; 4Mo; 6Cr	1230*	8

*-після ТО (гартування та старіння).

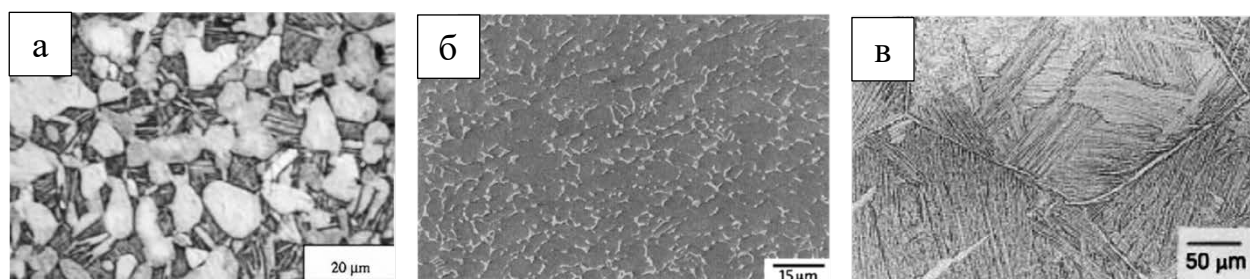


Рисунок 1.5 - Три типових структури сплаву Ti-6Al-4V, бімодальна (а), рівнозерниста (б), ламелярна (в) [18]

Бімодальна структура Ti-6Al-4V із дрібними пластинами α -фази забезпечує високу втомну міцність та стабільність механічних властивостей [18]. VT22, як і Ti-6Al-4V, належить до $\alpha+\beta$ -сплавів, але містить більше β -стабілізаторів (Mo, V, Cr), що збільшує частку β -фази в його структурі. Після термічної обробки VT22 формує тонкопластинчасту $\alpha+\beta$ -структуру, що забезпечує його термічну стабільність і придатність для експлуатації за підвищених температур.

Порівняно з Ti-6Al-4V, у VT22 зберігається більший об'єм β -фази, що залишається стабільною навіть після швидкого охолодження. Контроль розміру зерен є ключовим для обох сплавів: у Ti-6Al-4V дрібнозерниста структура підвищує міцність, а для VT22 необхідним є зменшення β -зерен через оптимальну термічну обробку.

Механічно VT22 має вищу міцність, а Ti-6Al-4V - кращу втомну витривалість завдяки бімодальній структурі. Оптимізація термічної обробки VT22 за аналогією з Ti-6Al-4V, зокрема зменшення β -зерен та стабілізація фазового складу, може покращити його втомну міцність і довговічність деталей [19, 20].

1.4 Стабільні та метастабільні фази в титанових сплавах

Згідно з дослідженнями [5, 10, 21, 22], стабільні фази титанових сплавів включають α - і β -тверді розчини, а також інтерметаліди, гідриди, оксиди та карбіди. Метастабільні фази представлені α_n , α' , α'' , ω - і β_n -фазами [10, 24, 25].

Домішки впровадження (O, N, C) змінюють кристалічну решітку α -фази. Кисень і азот суттєво зміцнюють матеріал, але знижують пластичність, тоді як вуглець має менш виражений вплив. Водень практично не впливає на решітку через низьку розчинність [23].

Метастабільна α_n -фаза утворюється при загартуванні сплавів із β -евтектоїдними стабілізаторами через зниження їхньої розчинності при охолодженні (рис. 1.4, а). Вона може мати поліедричну, глобулярну або

пластинчасту форму, розташовуватись у вигляді прошарків між фазами та вздовж меж зерен. Нерівноважна β_n -фаза має полігонізовану структуру, яка залежить від умов деформації та температури нагріву [26].

Мартенситні фази α' і α'' утворюються у сплавах з β -ізоморфними стабілізаторами. Фаза α' має ГЦУ решітку, що забезпечує зміцнення, але без значного зменшення пластичності. При високому вмісті β -елементів α' трансформується в α'' , що супроводжується зменшенням міцності та збільшенням пластичності [31].

Фаза ω може бути атермічною (ω_a) або ізотермічною (ω_i). Її утворення при 300–500°C призводить до зниження пластичності, тоді як при 350–450°C відбувається $\beta \rightarrow \omega$ та $\beta \rightarrow \alpha$ -перетворення [36].

Розклад β -фази може відбуватися за дифузійним або мартенситним механізмом. При безперервному охолодженні нижче 650 °C формується низькотемпературна α -фаза, яка характеризується високою дисперсністю та перенасиченістю легуючими елементами, що негативно впливає на пластичність сплаву [10, 31].

Виявлено, що в сплаві VT22 при ізотермічному та водяному гартуванні вміст β -стабілізаторів (Mo, V) впливає на швидкість розпаду β -фази та ріст мікротвердості. Оптимізація температури нагріву дозволяє мінімізувати ω -фазу, що сприяє покращенню механічних характеристик [36].

1.5 Термічна обробка титанових сплавів

Для забезпечення необхідних фізико-механічних властивостей титанові сплави та їх зварні з'єднання піддають термічній обробці (ТО) [39, 49]. Основними видами ТО є відпал та зміцнювальна термообробка (загартування + старіння).

Відпал застосовують для нормалізації структури, стабілізації фазового складу, зняття внутрішніх напружень та покращення пластичності [7]. Для $(\alpha+\beta)$ -сплавів із високим вмістом β -фази (наприклад, VT22) під час відпалу змінюється

фазовий склад, що впливає на механічні характеристики. Ступінчастий відпал забезпечує дисперсні продукти розкладу β -фази, підвищуючи міцність, тоді як звичайний відпал формує $\alpha+\beta$ -структуру.

Оптимальні режими ТО для VT22 включають нагрів до 830°C , другий етап при 750°C , швидкість охолодження $5-8^{\circ}\text{C}/\text{хв}$, старіння при 600°C . Така обробка забезпечує границю міцності 1115 Н/мм^2 , відносне подовження $14,8\%$, звуження $41,2\%$ та ударну в'язкість $48,1 \text{ Дж/см}^2$ (основний метал) і $29,5 \text{ Дж/см}^2$ (зварна зона) [41].

Зміцнювальна ТО базується на збереженні метастабільних фаз при швидкому охолодженні та їх розпаді під час старіння [42]. Для зварних з'єднань псевдо- β -сплавів вона покращує міцність, в'язкість та втомну витривалість, зменшуючи структурну неоднорідність.

Ризики старіння VT22: при $250-500^{\circ}\text{C}$ після водяного гартування ($870-950^{\circ}\text{C}$) можливе розтріскування, викликане структурними напруженнями на початкових стадіях розпаду β -фази. Найбільш інтенсивне розтріскування відбувається при 400°C через $5-10$ год [43]. Запобігти цьому можна швидким прогрівом через небезпечний температурний діапазон або старінням при температурах $>500^{\circ}\text{C}$.

Ці результати важливі для оптимізації термообробки VT22, що забезпечить високу міцність та довговічність у промислових застосуваннях.

Згідно проведених досліджень [10] за участю Знаменської Е.В. були зафіксовані деякі особливості будови сплаву VT22 під час проведення термічної обробки. Для забезпечення більш однорідної та дисперсної внутрішньої гранулярної мікроструктури під час термічного зміцнення сплаву VT22, а також для досягнення максимального приросту твердості, необхідно використовувати процедури охолодження з підвищеними швидкостями після нагрівання до температур обробки твердим β -розчином. Зокрема, гартування у воді, що спричиняє формування високих концентрацій дефектів точкового типу (вакансій), які у процесі наступного старіння прискорюють розпад β -фази, сприяючи утворенню високодисперсних частинок проміжних ω - та α'' -фаз [44], а саме:

- в сплаві може утворюватися велика кількість ω -фази у процесі старіння (в інтервалі температур 480-600 °C);

- структура сплаву, загартованого з $\alpha+\beta$ -області (температура $\alpha+\beta \rightleftharpoons \beta$ -переходу знаходиться в межах 840-870°C), являє собою дрібні частинки α -фази на фоні β -матриці, причому при підвищенні температури гартування частинки α -фази укрупнюються, коагулюють а відстань між ними збільшується, кількість β -фази також зростає по відношенню до α -фази (рис. 1.6);

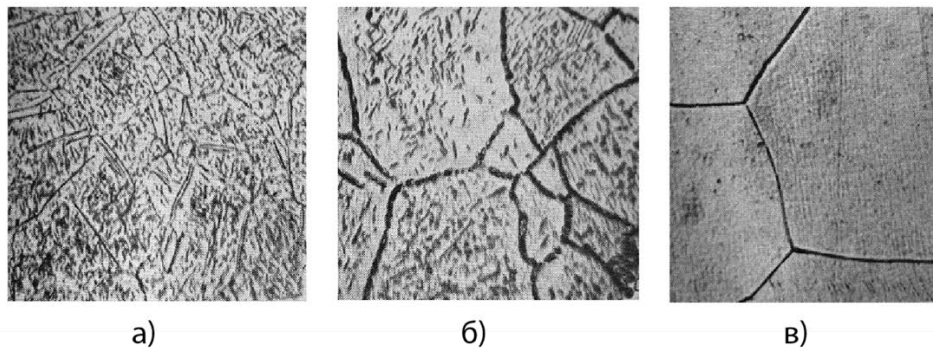


Рисунок 1.6 - Зміна мікроструктури сплаву VT22 в залежності від температури нагріву під гартування 820 °C (а), 850°C (б), 880 °C (в), витримка 1 година, вода.

- при гартуванні може бути фіксовано до 100% β -фази (при температурі ~ 930 °C);

- після відпалу при 700-750 °C з наступним охолодженням з піччю (швидкість 2-3 град/хв) сплав містить 20-30% α -фази та 80-70% β -фази (рис. 1.6);

Тимчасовий опір розриву при підвищенні температурах гартування в межах $\alpha+\beta$ -області знижується через збільшення кількості β -фази в структурі та деяке зростання зерна. Тимчасовий опір розриву і межа текучості у загартованому стані не залежать від температури нагріву під гартуванням у β -області (850–1100°C). Пластичність (δ , ψ) залишається високою після гартування з температури $\alpha+\beta$ -області і незначно знижується після гартування з β -області. Ударна в'язкість сплаву, загартованого з температури $\alpha+\beta$ - та β -областей, майже однакова, але чутливість до тріщин у сплав, загартованого з β -області, суттєво зменшується. При охолодженні сплаву на повітрі чи в печі після нагрівання при температурі $\alpha+\beta$ -

області механічні властивості суттєво не змінюються. Проте, якщо температура відпалу перевищує межу $\alpha+\beta \rightarrow \beta$ -переходу, сплав стає дуже чутливим до швидкості охолодження, а найгірші властивості (низька міцність і мінімальна пластичність) спостерігаються після охолодження на повітрі. Видимих змін у структурі такого сплаву порівняно із загартованим станом не виявлено.

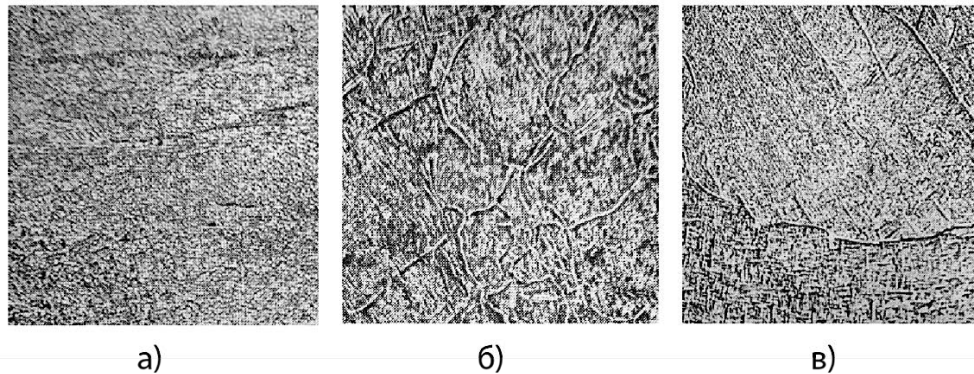


Рисунок 1.7 - Структура сплаву VT22 у відпаленому стані (750°C , 1 година, охолодження з піччю) деформація при температурах $\alpha+\beta$ області: лист, товщиною 2 мм (а), пруток діаметром 30 мм, початок деформація при температурах в $\alpha+\beta$, області, закінчення у β -області (б), пруток діаметром 100 мм, деформація при температурі β -області (в).

- при зменшенні швидкості охолодження (наприклад, охолодження з піччю зі швидкістю $3\text{--}4^{\circ}\text{C/хв}$) створюються умови, які сприяють розпаду β -фази; структура сплаву, повільно охолодженого з температур β -області, представлена α - і β -фазами, причому α -фаза утворюється у вигляді тонких пластин. Розміри зерен і товщина пластин збільшуються зі зменшенням швидкості охолодження, підвищенням температури або збільшенням часу витримки при нагріванні (рис. 1.7).

- розрізняють нерекристалізовану та рекристалізовану структури (рис. 1.8). Нерекристалізована структура характеризується зернами неправильної форми з сильно розгалуженими межами. Окантовка зерен граничної α -фази тонка, може бути як суцільною, так і переривчастою. Внутрішньо зернова структура є тонкопластинчастою, а товщина пластин залежить від режиму термічної обробки та швидкості охолодження після нагріву. Рекристалізована структура має зерна

відносно правильної форми з потовщеним шаром α -фази по межах. Внутрішньо зернова будова є грубопластинчастою. Такі структури утворюються після стандартного ступінчастого режиму відпалу. Неповна рекристалізація призводить до неоднорідності зернистості металу.

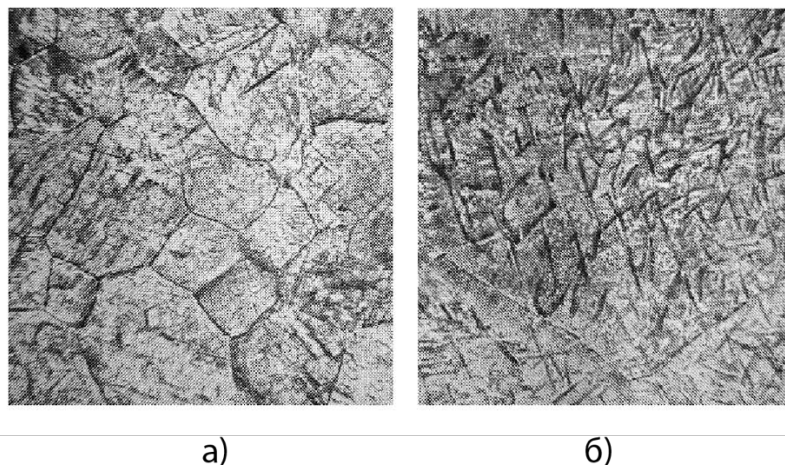


Рисунок 1.8 – Структура сплаву VT22 після нагріву протягом 8 годин 900 °С, $\times 100$ (а), 1000°С (б) з наступним охолодженням с піччю.

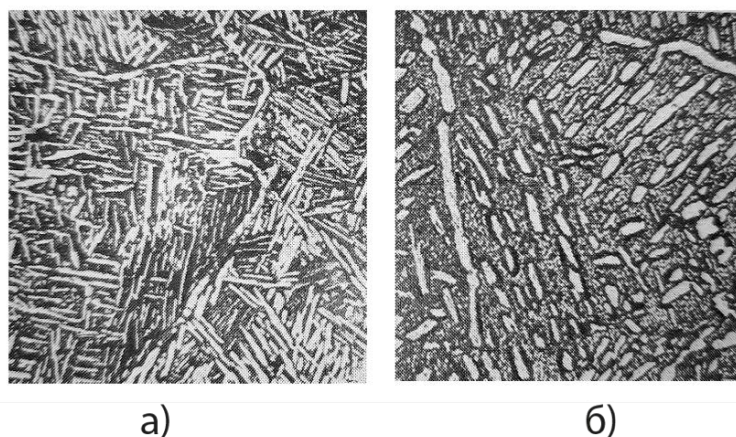


Рисунок 1.9 – Типова структура зі сплаву VT22 нерекристалізована (а), рекристалізована (б) $\times 500$

структура сплаву, зміцненого шляхом гартування з температур $\alpha+\beta$ -області та подальшого старіння, складається з α -фази, форма якої залежить від температури гартування, і дисперсноукріпленого β -твердого розчину. Ступінь дисперсності α -

частинок, які зміцнюють β -фазу, головним чином визначається температурою і тривалістю старіння.

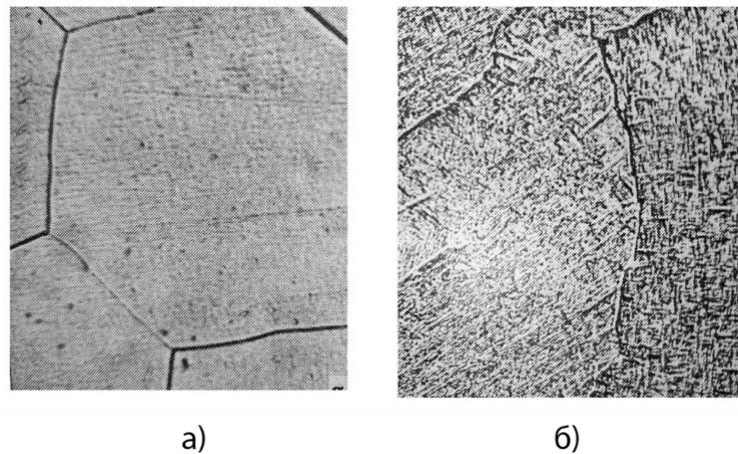


Рисунок 1.10 – Структура сплаву VT22 режим ТО: гартування -800 °С, 1 година, у воду, старіння 510°С, 16 годин загартований (а) та зостарений стан (б), $\times 1000$

Так у дослідженні [45] вивчали вплив різних параметрів термічної обробки на мікроструктуру та механічні властивості титанового сплаву VT22. Аналіз показав, що температура нагріву (t_1) має суттєвий вплив на розмір зерен, стабільність β -матриці та кількість первинної α -фази. При $t_1 = 850^\circ\text{C}$ структура залишається рівнозернистою (Рис. 1.11 а-в), тоді як при підвищенні температури до 900°C спостерігається рекристалізація та зменшення зерен (Рис. 1.11 г).

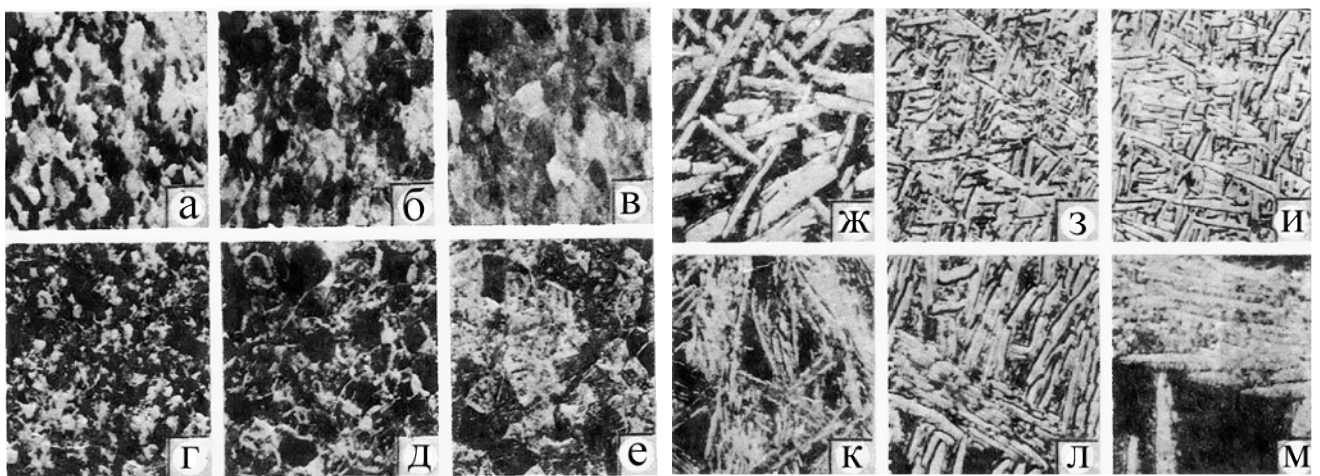


Рисунок 1.11 - Структура сплаву VT22 після термічної обробки за графіками А (а, з); Б (б, и); В (в, ж); Г (г, к); Д (д, л); Е (е, м): а-е) $\times 8$; ж-м) $\times 1500$ (табл. 1.4) [45]

Подальше підвищення до 1000–1050°C спричиняє інтенсивний ріст зерен до 0,5–0,7 мм, що супроводжується значним зниженням пластичності та ударної в'язкості (Рис. 1.11 д, е; Табл. 1.14).

Таблиця 1.4 - Вплив температури нагріву (t_1) на механічні властивості [45]

Режим термообробки	t_1 , °C	Міцність (МПа)	Пластичність δ , %	Пластичність ψ , %	Ударна в'язкість КСУ, МДж/м ²
А	800	1150	18,0	42,0	0,611
Б	825	1150	18,6	40,3	0,597
В	850	1170	16,5	38,0	0,564
Г	900	1180	15,6	32,9	0,622
Д	1000	1135	8,0	12,0	0,415
Е	1050	1160	8,6	19,0	0,175
Е + schedule 1	1100	1100	9,4	22,0	0,400

Температура старіння (t_3) визначає дисперсність третинної α -фази: при 550–620°C формується дрібнодисперсна α -фаза, що забезпечує міцність понад 1100 МПа та пластичність 16% (Рис. 1.12 а-г, Табл. 1.5). При $t_3 = 650^\circ\text{C}$ третинна α -фаза починає розподілятися (Рис. 1.12 д, е), а при $t_3 = 700^\circ\text{C}$ повністю розчиняється, що погіршує механічні властивості (Рис. 1.12 ж, з; Табл. 1.5).

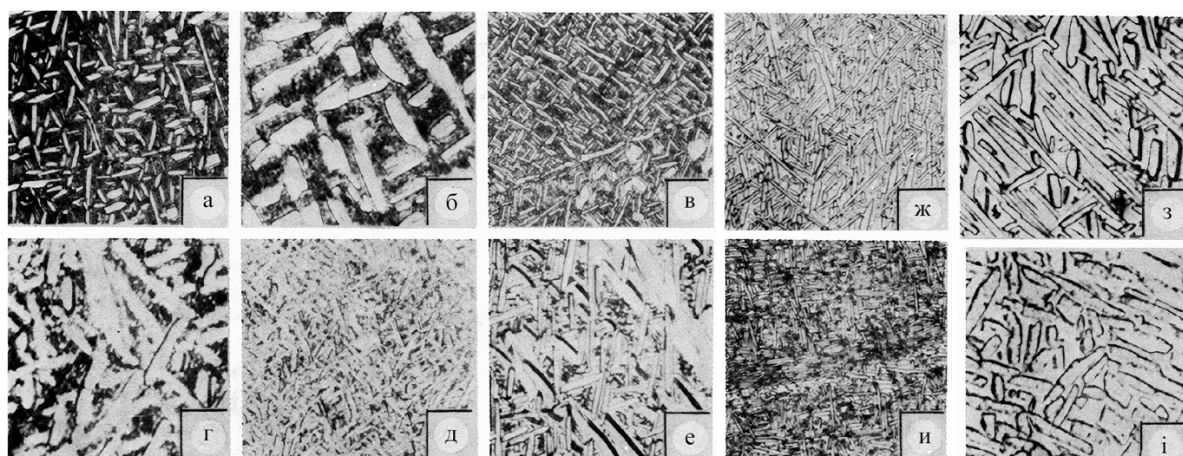


Рисунок 1.12 – Структура сплаву VT22 після термічної обробки за графіками Ж (а, б); З (в, г); И (г, д); К (ж, з); 1 (без старіння) (и, і): а, в, д, ж, и) $\times 500$; б, г, е, д, і) $\times 1500$ (див. табл. 1.5) [45]

Перегрів до 1050°C призводить до утворення великих пластин α -фази та нерівномірного розкладу β -матриці (Рис. 1.13 а, б), що супроводжується зниженням міцності до 1045 МПа та пластичності до 9%. Для контролю мікроструктури використовували хімічне травлення та світлову мікроскопію із збільшенням до $\times 1500$, що дозволило ідентифікувати стадії розкладу β -матриці. Оптимальна термообробка ($t_1 = 850^\circ\text{C}$, $t_3 = 620^\circ\text{C}$) забезпечує найкращі механічні властивості, тоді як відхилення від цих параметрів знижують механічну якість через нерівномірний розклад β -матриці. Результати дослідження є цінними для оптимізації термічної обробки та підвищення якості виробів з ВТ22.

Таблиця 1.5 – Вплив температури старіння (t_3) на механічні властивості [45]

Режим термообробки	$t_3, ^\circ\text{C}$	Міцність (МПа)	Пластичність $\delta, \%$	Пластичність $\psi, \%$	Ударна в'язкість, МДж/м ²
Ж	550	1290	11,6	22,5	0,37
З	620	1170	15,9	38,0	0,56
И	650	1110	19,2	45,0	0,83
К	700	1045	20,0	51,3	0,68

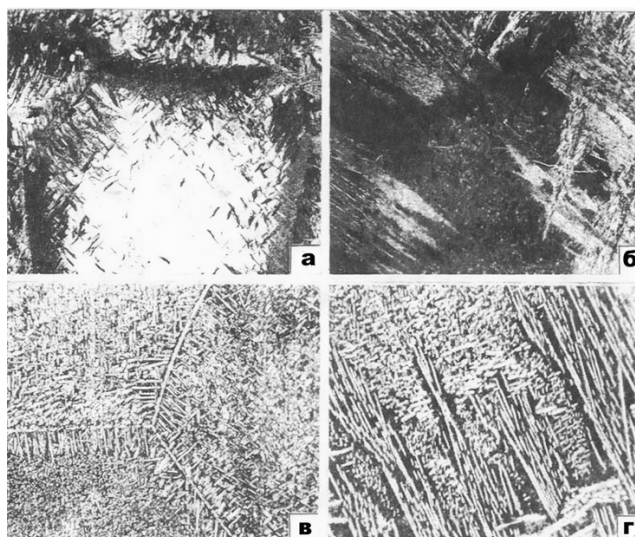


Рисунок 1.13 – Мікроструктура перегріву під час термічної обробки (а, б), у процесі механічної обробки та структура сплаву ВТ22 після термічної обробки за режимом F + schedule 1 (г): а) $\times 100$; в-г) $\times 500$ [45].

У статті [46] досліджено формування мікроструктури та механічних властивостей високоміцного титанового сплаву BT22 під час швидкої термічної обробки (ШТО) залежно від початкового стану напівфабрикатів і умов охолодження після гартування. У вихідному стані сплав BT22 має двофазну ($\alpha+\beta$) структуру. Як показано на рис. 1.14, промисловий стрижень діаметром 20 мм демонструє структуру з β -зернами розміром до 30 мкм, оточеними прошарками α -фази, тоді як пруток діаметром 10 мм, оптимізований методом термомеханічної обробки (ТМО), має більш рівномірну та дисперсну ($\alpha+\beta$)-мікроструктуру.

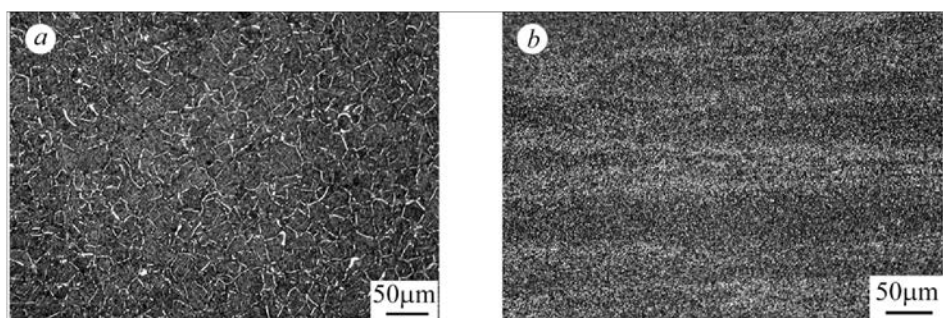


Рисунок 1.14 - Мікроструктура сплаву BT22 у вихідному стані: промисловий стрижень (\varnothing 20 мм) (а) та пруток діаметром \varnothing 10 мм після термомеханічної обробки (б) [46].

Швидка термічна обробка за температури нагрівання до 900°C зі швидкістю 5°C/с та подальшим гартуванням у воді чи охолодженням на повітрі суттєво впливає на структуру та властивості сплаву. Після ШТО при гартуванні у воді сплав переходить у повністю β -фазовий стан із високою щільністю точкових дефектів, що сприяють формуванню дрібнодисперсних частинок α -фази під час старіння. З іншого боку, охолодження на повітрі призводить до формування майже однофазного β -стану із залишками α -фази, переважно на межах β -зерен. У випадку гартування у воді розміри зерен β -фази залишаються мінімальними завдяки унікальним умовам швидкого нагрівання та охолодження.

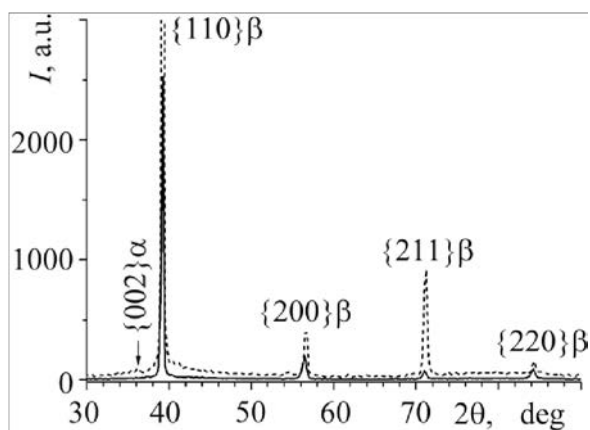


Рисунок 1.15 - Рентгеноструктурні картини сплаву VT22 (промисловий стержень, \varnothing 20 мм) після РХТ з подальшим охолодженням на повітрі (пунктирна лінія) або загартуванням у воді (суцільна лінія) [46].

Металографічний аналіз та результати дифракційних досліджень (рис. 1.15) показують, що гартування у воді сприяє утворенню мікронапружень, які підвищують міцність сплаву. У той же час, охолодження на повітрі викликає зміни в субзернистій структурі β -зерен. Остаточне старіння після ШТО забезпечує формування надтонкої двофазної ($\alpha+\beta$) структури, що краще виражена у зразках, загартованих у воді, порівняно із зразками, охолодженими на повітрі.

Механічні випробування показали, що ШТО підвищує міцність сплаву на 30–50 МПа при охолодженні на повітрі та на 80–120 МПа при гартуванні у воді, зберігаючи характеристики пластичності та ударної в'язкості майже без змін. Зразки діаметром 10 мм, оброблені методом ТМО перед ШТО, демонструють найкращий баланс міцності (1412–1445 МПа), пластичності та ударної в'язкості завдяки рівномірній вихідній мікроструктурі. Таким чином, результати дослідження підтверджують, що швидка термічна обробка, особливо із застосуванням гартування у воді, є ефективним методом підвищення міцності сплаву VT22 без втрати його пластичних характеристик.

Підсумовуючи можна стверджувати, що мікро будова легованого титану дуже сильно залежна від системи легування, а також від подальшої ТО. α -сплави та псевдо α -сплави мають після відпалу будову α' -фази (рис. 1.10 а). Для двофазних ($\alpha+\beta$)-сплавів також характерна структура легованої мартенситної α' -фази (рис. 1.10 б). Псевдо β -сплави мають мікро будову в якій більше β -фази 9 (рис. 1.10 в).



Рисунок 1.16 – Мікроструктура α -сплаву VT5 (а), $(\alpha+\beta)$ -сплаву VT14 (б) та псевдо β -сплаву VT15 (в), [9]

Застосування традиційних методів термічної обробки для всієї зварної конструкції, як правило, покращує механічні характеристики металу шва та зони термічного впливу у порівнянні з їхнім початковим станом після зварювання. Однак це може призводити до погіршення властивостей основного металу. Крім того, термічна обробка великогабаритних, мало жорстких зварних конструкцій, що мають значний об'єм або складну конфігурацію, потребує громіздкого термічного обладнання.

У таких випадках більш доцільним є застосування локальної термічної обробки найбільш небезпечних зон зварних з'єднань, зокрема металу шва та зон термічного впливу.

Такий підхід забезпечує збереження властивостей основного металу, зменшує витрати на термічну обробку і дозволяє зосередити увагу на підвищенні надійності критичних зон конструкції.

Локальна швидкісна термічна обробка (ЛШТО) є сучасним і перспективним методом оптимізації механічних властивостей титанових сплавів завдяки створенню градієнтної мікроструктури, яка відповідає експлуатаційним умовам. У роботі [45] досліджено вплив ЛШТО на сплав Ti-6Al-4V із різними початковими мікроструктурами (дрібнозернистий рівновісний альфа-стан і крупнозернистий колоніальний альфа-стан). Встановлено, що ЛШТО формує градієнтну структуру –

від повністю трансформованої зони на поверхні до бімодальної структури в ядрі. Це забезпечує значне підвищення характеристик міцності (до 1285 Мпа) та втомної витривалості (до 710 Мпа). Метод особливо ефективний для матеріалів із дрібнозернистою структурою, дозволяючи досягати результатів, подібних до традиційної об'ємної термічної обробки, з одночасним зменшенням енергозатрат.

У статті Марковського [47] аналізується застосування ЛШТО для покращення мікроструктури та механічних властивостей титанових виробів, таких як компресорні лопатки авіадвигунів, зварні з'єднання та поверхні, відновлені електронно-променевим напиленням дротом СП15св. Метою дослідження було підвищення міцності, пластичності та втомної витривалості титанових деталей завдяки локальному термічному впливу. Метод базується на індукційному нагріві, який дозволяє створювати контрольовані фазові перетворення у зоні обробки, що значно покращує однорідність мікроструктури в наплавлених та зварних зонах.

Результати показали, що ЛШТО сприяє утворенню дрібнозернистих структур, підвищуючи втомну міцність і зменшуючи ризик утворення мікротріщин. У перехідних зонах завдяки ЛШТО досягається плавний градієнт механічних властивостей, що значно покращує довговічність і надійність деталей. Автори підкреслюють, що ЛШТО є ефективним методом для модернізації і ремонту титанових компонентів, маючи значний потенціал для підвищення якості та зниження виробничих витрат у авіаційній галузі.

1.6 Наплавлення як метод відновлення поверхонь

Наплавлення є одним із найбільш ефективних видів зварювання [48-58], яке дозволяє не лише створювати нові з'єднання, а й відновлювати пошкоджені або зношені поверхні деталей. Це робить його незамінним для забезпечення довговічності та функціональності компонентів, що працюють в екстремальних умовах. Процес наплавлення можна розглядати як термомеханічну обробку

металів, яка відбувається в широкому діапазоні температур і деформацій, сприяючи створенню поля залишкових напружень у виробі [59-68].

Серед методів зварювання плавленням, що застосовуються для роботи з титаном та його сплавами, виділяються дугове зварювання плавким і неплавким електродами в середовищі інертних газів [69, 64, 67], зварювання стисненою дугою (зокрема мікроплазмове), дугове зварювання під флюсом, електрошлакове, електронно-променеве та лазерне зварювання [70]. Кожен із цих методів має свої переваги та специфічний вплив на структуру і властивості зварних з'єднань. Особливе місце серед них займає аргонодугове зварювання, яке завдяки високій точності і контролю параметрів процесу, є найкращим вибором для роботи з великими габаритними деталями з титанових сплавів, таких як BT22.

Треба також зазначити, що при зварюванні титанових сплавів велике значення має чистота інертних газів. Так в статті [61] досліджувався вплив концентрації газових домішок (кисню та азоту) в аргоні на властивості зварних швів із титану BT1-0 при TIG-зварюванні. Збільшення вмісту кисню в аргоні до 0,34% підвищує межу міцності швів на 30%, але знижує пластичність на 65%. Запропонована методика використовує спектральний аналіз для реєстрації атомних ліній кисню (O) та азоту (N) у дуговому проміжку, а також газовий аналіз для оцінки впливу концентрації газів на метал швів. Дослідження демонструє кореляцію між інтенсивністю випромінювання кисню, механічними властивостями швів і концентрацією газів, що дозволяє прогнозувати якість і надійність зварних конструкцій.

Наплавлення, як один із провідних технологічних процесів у зварювальній промисловості, відіграє ключову роль у відновленні та зміцненні поверхонь деталей [71, 72]. Особливо це стосується авіаційної галузі, де застосовуються високоміцні титанові сплави, які демонструють відмінну корозійну стійкість і високу питому міцність. Зокрема, сплав BT22, завдяки своїй двофазній структурі ($\alpha+\beta$), знаходить широке застосування у великогабаритних вузлах літаків, таких як Ан-124, Ан-148, Ан-158, Ан-178 та Ан-70. Його механічні властивості забезпечуються складною багатоступеневою термічною обробкою, яка дозволяє

отримати рівноважну структуру з високою міцністю. Однак зварюваність сплаву ускладнюється через формування зон термічного впливу (ЗТВ) зі зниженою пластичністю та ударною в'язкістю. Це явище обумовлене неоднорідністю фазового складу та нерівномірним розподілом продуктів розпаду β -фази, що потребує ретельного вибору технологічних параметрів процесу наплавлення.

Аргонодугове наплавлення продемонструвало свою ефективність на практиці. Зокрема, Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України розробив технологію відновлення великих деталей літаків із використанням цього методу. Унікальний досвід був здобутий під час відновлення великогабаритної деталі літака Ан-124 із титанового сплаву BT22 [71]. Поверхня деталі, яка мала локальний знос на глибину понад 1,5 мм, була відновлена до початкових розмірів завдяки наплавленню з використанням присадного дроту СП15св. Для покращення механічних властивостей відновленої поверхні застосовувалася локальна термічна обробка, яка включала нагрівання до температури β -розчину та подальше короткочасне старіння. Такий підхід забезпечив стабільність структури та вирівнювання механічних характеристик між наплавленим металом і основним матеріалом.



а)



б)

Рисунок 1.17 - Фотографії ділянки, де відбувся знос робочої поверхні рейки літака Ан-124 (а) та вид дефектної поверхні після застосування відновлювального наплавлення (б).

Важливим аспектом процесу наплавлення є вибір присадних матеріалів, адже саме вони визначають якість і властивості наплавленого шару. Для відновлення деталей із титанових сплавів BT22 використовують присадні дроти BT22св і СП15св [73-75]. Кожен із цих дротів має свої переваги та області застосування:

Дріт BT22св має хімічний склад, максимально наближений до сплаву BT22. Це дозволяє мінімізувати структурну і хімічну неоднорідність у зоні наплавлення, забезпечуючи високу міцність шва. Однак значний вміст β -стабілізаторів у його складі може спричиняти зниження пластичності та ударної в'язкості, що вимагає проведення додаткової термічної обробки.

Дріт СП15св (Ti-4,5Al-2V-3Mo-3,5Nb-1,5Zr) характеризується підвищеним рівнем легування, що дозволяє досягати стабільної структури та високих механічних характеристик після термічної обробки. Він ідеально підходить для відновлення деталей, які зазнають значних експлуатаційних навантажень. Міцність наплавленого шару при використанні цього дроту досягає 1000 МПа, хоча застосування СП15св може супроводжуватися зниженням пластичності шва.

Аргонодугове зварювання титанових сплавів із використанням присадних матеріалів передбачає два основні технологічні підходи [76]. Для $(\alpha+\beta)$ -сплавів, які піддаються термічній обробці, рекомендовано застосування дроту марки СП15 – високолегованого дроту з межею міцності понад 850 МПа, що забезпечує високу міцність швів, близьку до основного металу. Проте це супроводжується низькою ударною в'язкістю швів, що компенсується конструктивними стовщеннями в зоні зварювання [68]. СП15 легований такими елементами, як Al, V, Nb, Zr, Mo, що дозволяє його використовувати для зварювання широкого спектра двофазних титанових сплавів, таких як BT6, BT14, BT23 та BT22 [66]. При цьому у швах сплаву BT22 забезпечується міцність до 1000 МПа [77].

Для підвищення пластичності швів альтернативно застосовують менш леговані дроти, наприклад, СПТ2 [102]. Цей підхід знижує міцність шва, тому для досягнення необхідних характеристик вводяться конструктивні стовщення у зоні зварювання [77]. Однак пластичність швів із менш легованих дротів може бути вищою, що важливо для конструкцій із високими вимогами до ударної в'язкості.

Застосування дротів [78, 79], що містять α - і β -стабілізатори, дозволяє досягти високої міцності швів, проте обмеження вмісту β -стабілізаторів, таких як Fe, Cr і Mn, знижує ризик евтектоїдного розпаду β -фази. Для зварювання складнолегованих ($\alpha+\beta$)-сплавів рекомендовано дроти із системою легування Nb-Zr-Mo, які забезпечують оптимальний баланс між міцністю і пластичністю, обмежуючи концентрацію Al до 4.5-5%.

Разом із цим, виготовлення дроту СП15 ускладнюється через вартість і дефіцит таких елементів, як V, Nb, Zr, а також Re. Це обмежує його широке використання. Незважаючи на високу міцність, шви, виконані дротом СП15, демонструють низьку пластичність, що потребує ретельного підбору режимів термічної обробки залежно від маси виробів та умов експлуатації. Для зварювання мартенситних ($\alpha+\beta$)-сплавів із високою міцністю рекомендовано присадний дріт із балансом α - і β -стабілізаторів для забезпечення міцності та пластичності, проте міцність відпаленого металу шва обмежується на рівні 1000-1100 МПа для уникнення втрати ударної в'язкості.

Дріт СП15 [66] є високолегованим зварювальним матеріалом, рекомендованим для зварювання конструкцій з ($\alpha+\beta$)-титанових сплавів, які підлягають зміцнюючій термічній обробці. Він забезпечує високу пластичність металу швів завдяки оптимальному вмісту алюмінію (4,5–5,0%), а також уникнення евтектоїдного розпаду β -фази за рахунок відсутності таких елементів, як Fe, Cr, Mn. Використання СП15 дозволяє досягти міцності зварних з'єднань, яка для сплавів ВТ6 і ВТ14 відповідає міцності основного металу, а для сплаву ВТ23 становить не менше 90% від цієї величини. Проте межа міцності зварних з'єднань зі СП15 зазвичай не перевищує 1000 МПа, що компенсується конструктивними стовпцями в зоні зварних з'єднань. Основними недоліками є низька ударна в'язкість (особливо для сплаву ВТ22), структурна та хімічна неоднорідність, а також анізотропія властивостей зварних швів, що вимагає ретельного підбору режимів термічної обробки залежно від маси виробу. Крім того, складність виготовлення дроту зумовлена наявністю дорогих і дефіцитних елементів (V, Nb, Zr, Re), що підвищує його вартість. Незважаючи на ці обмеження, дріт СП15 є

ефективним вибором для зварювання складнолегованих титанових сплавів завдяки збалансованим механічним властивостям і технологічним характеристикам.

Для досягнення однорідності структури шва та підвищення якості наплавленого шару застосовують змінне магнітне поле [80-83]. Воно забезпечує рівномірний розподіл теплової енергії, регулює положення дуги та знижує вплив термічного циклу на метал шва і ЗТВ. Це сприяє формуванню стабільної мікроструктури та підвищує механічні властивості наплавлених шарів, що критично важливо для великогабаритних вузлів літаків.

Таким чином, аргонодугове наплавлення з використанням дротів ВТ22св і СП15св є оптимальним методом для відновлення пошкоджених або зношених поверхонь габаритних деталей із титанових сплавів. Його переваги підтверджуються успішним практичним досвідом, зокрема відновленням деталей літаків Ан-124. Цей метод забезпечує відновлення геометрії деталей, покращує їхні механічні властивості та значно подовжує термін служби, що є особливо важливим для авіаційної галузі.

1.7 Дефекти зварювання та наплавлення титанових сплавів

Надійність зварних з'єднань титанових сплавів значною мірою залежить від якості швів [84]. Дефекти, що виникають під час зварювання та наплавлення, можуть знижувати ресурс деталей і навіть спричиняти аварії. Тому важливим є дослідження причин їх утворення та методів усунення.

Основні дефекти зварних з'єднань титану [9]:

1. Порушення технології зварювання:

Непровари – відсутність сплавлення між металом шва та основним металом через недостатнє нагрівання. Це спричиняє концентрацію напружень і зниження втомної міцності [85].

Кольори плинності – утворюються через недостатній захист аргоном. Світло-жовті шви прийнятні, а сині та сірі потрібно видаляти [88].

Підрізи – виїмки на межі шва, що знижують міцність з'єднання, особливо при циклічних навантаженнях. Усунення здійснюється шляхом накладання згладжуючих валиків.

Вольфрамові включення – частки електрода в металі шва, що підвищують крихкість. Для запобігання їх утворенню перед початком роботи електрод прожарюють.

Напливи – надлишковий метал на шві, що не зливається з основним металом. Виправлення здійснюється механічною обробкою.

Відхилення розмірів швів – спричиняють різкі переходи між швом і основним металом, що знижує опір втомі. Для усунення застосовують додаткові валики.

Кратери – западини в кінці шва, які можуть ініціювати тріщини. Усуваються підваркою.

2. Дефекти, зумовлені зовнішніми факторами:

Пори та їх сегрегації – газові включення, що утворюються через захоплення бульбашок газу при затвердінні шва. Вони значно знижують довговічність та міцність зварних з'єднань, особливо при циклічних навантаженнях (рис. 1.18).

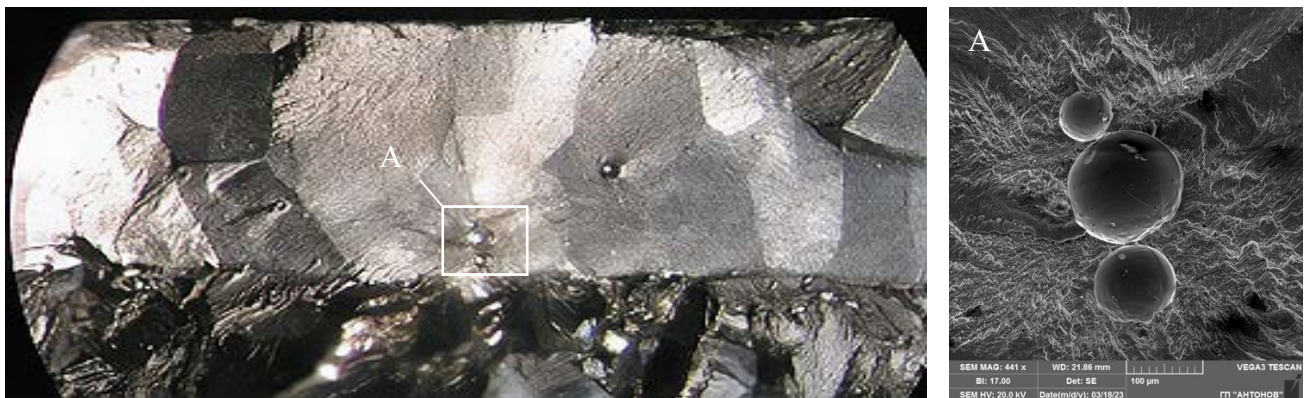


Рисунок 1.18 - Пори в наплавлені шарі, зразок зі сплаву ВТ22

Пори, що утворюються під час непровару, зазвичай розташовуються ланцюжком уздовж осі шва. При повному проварі вони можуть утворюватися

ланцюжками або групами на межі сплавлення (рис. 1.19). В перерізі шва пори розташовані на різній відстані від поверхні і можуть мати розміри від 0,01 до 2–3 мм.

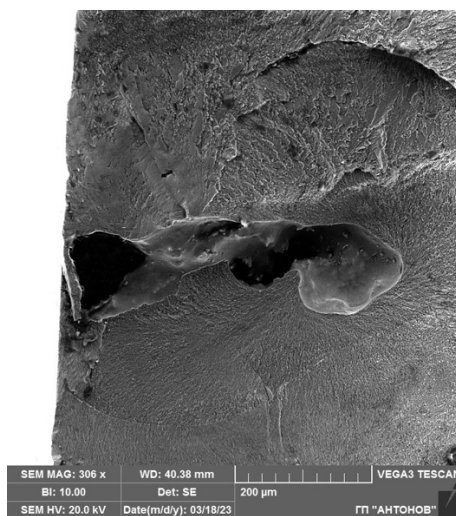


Рисунок 1.19 - Сегрегація пор, що виходять на торцеву поверхню зразка, сплав BT22, дріт BT22св.

Особливо критичними є пори у швах, виконаних на високоміцних титанових сплавах. Ці пори стають основною причиною зниження втомної міцності (рис. 1.20) та довговічності зварних з'єднань [50, 91]. Зварні шви двофазних ($\alpha+\beta$)-сплавів виявляють більшу схильність до утворення пор, ніж шви на однофазних β -сплавах.

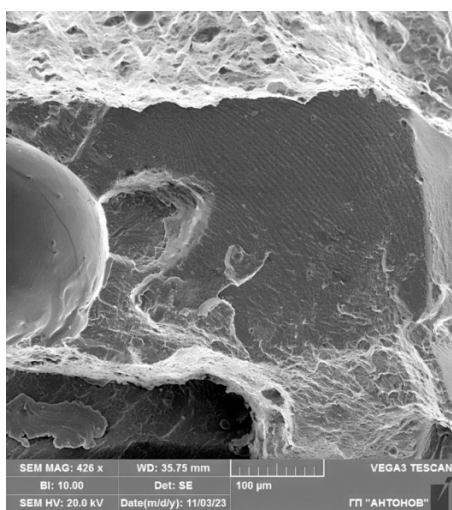


Рисунок 1.20 - Фото пори як осередка зародження втомного руйнування з характерним втомним рельєфом поверхні.

Ступінь негативного впливу пор на механічні властивості шва залежить від їхнього розташування. Найнебезпечніші – пори на поверхні або в підповерхневому шарі (менше ніж 2–2,5 діаметра пори від поверхні), які підвищують концентрацію напружень та сприяють утворенню тріщин.

При осьових навантаженнях у малоцикловій області руйнування часто починається зсередини шва, у місцях розташування пор. Вплив пор на довговічність пояснюється не лише концентрацією напружень, а й міграцією водню в області підвищених напружень. Під певних умов вони ініціюють тріщини. Основні фактори, що сприяють цьому: забруднення металу, розташування пор у критичних зонах, особливості термічного циклу зварювання.

Пори є найпоширенішими дефектами в зварних з'єднаннях титанових сплавів, що знижують втомну міцність через концентрацію напружень. Основні причини їх утворення: захоплення газових бульбашок під час затвердіння шва, недостатній захист інертним газом, забруднення поверхні деталей, міграція водню через температурні перепади.

Формування пористості також залежить від геометрії з'єднання та якості підготовки кромки. Оптимізація цих факторів знижує кількість та розмір пор.

Дефекти, що виникають під час зварювання та наплавлення титанових сплавів (пори, кольори побіжності), значно впливають на експлуатаційні характеристики деталей, створюючи осередки концентрації напружень. Основною причиною їх появи є технологічні недоліки. Оптимізація технології дозволяє покращити механічні властивості зварних швів і підвищити надійність конструкцій.

Неоднорідність фазового складу в зоні зварювання виникає через специфіку термічного циклу – перепади температур, різну швидкість охолодження та домішки, що спричиняє нерівномірний розподіл фаз (α і β), знижуючи міцність, корозійну та втомну стійкість. Запобігти цьому допомагає оптимізація температурного режиму, захист інертним газом, використання стабілізуючих присадкових дротів (СП15св, ВТ22св) та локальна термообробка. Контроль

неоднорідності проводиться металографічним аналізом, рентгенофазовим методом, вимірюванням твердості та ультразвуковими дослідженнями.

Холодні тріщини – дефекти, що утворюються у зоні шва та ЗТВ під час або після охолодження нижче температури рекристалізації. Запобіганню сприяє контроль вмісту кисню, водню та азоту в металі, надійний захист зони зварювання, використання присадних матеріалів із низьким вмістом домішок та зменшення пористості шва.

Окрім дефектів, що виникають під час зварювання, на довговічність деталей впливає якість їхньої поверхні після відновлення. Поверхневі дефекти (риски, нерівності) створюють осередки концентрації напружень, що сприяють утворенню тріщин, особливо в умовах циклічних навантажень. Тому необхідний ретельний контроль і оптимізація стану поверхні.

Так в статті [92] досліджено вплив стану поверхні на ресурс деталей шасі з високоміцного титанового сплаву ВТ-22 в ході випробувань на втому. Випробування проводили на спеціальних стендах, які імітують робочі навантаження на деталь типу “шток” на етапі прибирання-випуску шасі (рис. 1.21).



Рисунок 1.21 - Фотографія штоку № 4.

Втомні випробування були проведені на чотирьох штоках. Штоки № 1-3 були зруйновані по вушках, шток № 4 витримав весь цикл навантажень та був досліджений в незруйнованому стані. Було встановлено, що поверхневі дефекти, які утворились на етапі виготовлення деталей в зоні з підвищеною концентрацією напружень (рис. 1.22) більш ніж в 5 разів знижують ресурс штоку № 3 порівняно з незруйнованим штоком № 4.



Рисунок 1.22 - Риски на поверхні округлення кромки штоку №3 в осередку тріщини.

Як показано у дослідженні титаново-алюмінієвого сплаву TC17 [93], шорсткість поверхні суттєво впливає на втомну міцність: зі збільшенням R_a від 0.25 до 1.2 мкм межа витривалості знижується з 630 до 500 МПа, а зона зародження тріщин стає більш вираженою. Для поверхонь із високою шорсткістю тріщини ініціюються переважно на поверхні, тоді як для низької R_a зростає роль внутрішніх дефектів.

У статті [49] досліджувався вплив шорсткості поверхні на руйнування титанових сплавів Ti64 і Ti407, підкреслюючи їхню різну чутливість до дефектів у зоні термічного впливу (ЗТВ) після наплавлення. Встановлено, що для Ti64 шорсткість значно знижує механічні властивості та ресурс деталей, оскільки поверхневі дефекти сприяють зародженню тріщин через знижену пластичність і міцність ЗТВ. Особливо небезпечна шорсткість, орієнтована перпендикулярно до розтягуючого напруження, оскільки вона концентрує напруження.

Натомість Ti407 виявив вищу стійкість до поверхневих дефектів навіть за значної шорсткості (R_a до 20 мкм) завдяки високій пластичності та більшій частці β -фази, що ефективніше розсіює напруження.

У ЗТВ після наплавлення механічні властивості нижчі, ніж у основного металу, через структурні зміни та дефекти, що виникають під час термічного впливу. Поверхневі дефекти (шорсткість, мікроподряпини) критично знижують ресурс деталей і їхній опір втомному руйнуванню.

Своєчасне виявлення та усунення дефектів у навантажених ділянках деталей або шва значно збільшує їх довговічність та безпеку експлуатації. Дослідження показали, що стан поверхні деталей зі сплаву ВТ22 є ключовим для їхньої довговічності, особливо в умовах циклічних навантажень авіаційної техніки.

Так, аналіз зруйнованих штоків літака Ан-140 під час кваліфікаційних випробувань на втому показав, що основним фактором передчасного руйнування була риска на поверхні радіусних переходів, яка сприяла ініціації тріщин у зонах високих напружень.

1.8 Втомні властивості високоміцних титанових сплавів

Високоміцні титанові сплави, такі як ВТ22, демонструють високу в'язкість руйнування за наявності нерекристалізованої пластинчастої структури. Порівняно зі сплавами ВТ6ч, ВТ16 та ВТ23, ВТ22 забезпечує кращі експлуатаційні характеристики при міцності понад 1200 МПа.

Втомна міцність титанових сплавів визначається структурою металу, залишковими напруженнями, чистотою поверхні та наявністю мікродефектів. Пластинчаста структура, характерна для ВТ22, забезпечує оптимальний баланс між міцністю та довговічністю в умовах циклічного навантаження.

Механічні властивості титанових сплавів залежать від типу мікроструктури: глобулярна (висока пластичність, дрібнозерниста структура підвищує опір розриву), пластинчаста (менша пластичність, висока в'язкість руйнування через дисипацію напружень між пластинами α -фази), корзинного типу (відсутність чітких меж α -колоній, характеристики визначаються розміром пластин та β -зерен),

бімодальна (оптимальний баланс пластичності та міцності, поєднує глобули α -фази (10–30%) у пластинчастій матриці).

Дослідження показали, що тріщини повільніше ростуть у дрібнозернистих і бімодальних структурах завдяки ефективнішому розсіюванню напружень. Пластичність знижується зі збільшенням β -стабілізаторів і ростом α -зерен. Опір втомі вищий у глобулярній структурі, але пластинчасті сплави демонструють кращу в'язкість руйнування.

Оптимізація мікроструктури передбачає контроль α -колоній (30–50 мкм) і товщини пластин (3,0–3,5 мкм) для покращення характеристик.

Формування ультрадрібнозернистої (УДЗ) структури підвищує втомну міцність на 40%, досягаючи межі міцності 1450 МПа. УДЗ-структура ефективно затримує ріст тріщин та підвищує довговічність деталей, що важливо для авіаційних компонентів.

Випробування VT22 підтвердили, що термообробка впливає на тріщиностійкість:

- нагрівання до 850°C, старіння при 630°C – зменшує швидкість росту тріщини та збільшує критичну довжину.
- нагрівання до 850°C, старіння при 600°C – знижує довговічність, прискорюючи руйнування.

Стан поверхні також впливає на витривалість. Підвищена шорсткість знижує межу витривалості, тоді як стискаючі залишкові напруження її покращують. Оптимізація параметрів свердління та термообробки знижує ризик тріщин у зоні термічного впливу.

Контроль мікроструктури, термообробки та поверхневої підготовки є ключовими для підвищення втомної міцності та довговічності зварних з'єднань зі сплавом VT22.

ВИСНОВКИ

Титан і його сплави, зокрема VT22, завдяки високій міцності, корозійній стійкості та малій щільності широко застосовуються в авіації, космічній та інших високотехнологічних галузях. VT22 використовується для навантажених конструктивних елементів, таких як деталі крила та шасі літака Ан-124. Через експлуатаційний знос їх відновлення є актуальним, оскільки виготовлення нових деталей дороге та тривале.

Перспективним методом відновлення є аргонодугове наплавлення вольфрамовим електродом, що дозволяє усунути локальний знос, відновити функціональність деталей та знизити витрати. Оптимізація параметрів наплавлення і локальна термообробка мінімізують дефекти, покращують структуру та підвищують довговічність відновлених деталей.

Механічні властивості титанових сплавів залежать від хімічного складу, мікроструктури, термообробки та дефектів. Основні дефекти наплавлення—пори, мікротріщини, неоднорідності фазового складу—знижують втомну міцність і довговічність зварних з'єднань. Поверхневі дефекти також прискорюють утворення тріщин.

РОЗДІЛ 2. Матеріали та методи дослідження

2.1 Матеріали для проведення досліджень

У цьому розділі наведено характеристику матеріалів та методів, які використовувалися для дослідження впливу наплавлення та локальної термічної обробки (ЛТО) на властивості зразків зі сплаву BT22. Як об'єкти дослідження використовували зразки, поверхня яких була відновлена за допомогою наплавлення дротами СП15СВ (діаметр 2,5 мм) та BT22СВ (діаметр 3 мм). Вибір цих матеріалів обумовлено необхідністю забезпечення властивостей наплавленого шару, які максимально відповідали б властивостям основного металу. Це дозволяє мінімізувати структурні та фазові неоднорідності, що виникають у зоні наплавлення, та забезпечити високий рівень експлуатаційних характеристик, зокрема міцності, пластичності та довговічності, відповідно до вимог сучасного матеріалознавства.

2.1.1 Основний метал BT22

Сплав BT22 використовувався після проведення стандартної термічної обробки за режимом: 1 етап — нагрівання до 850°C, витримка 1 год, охолодження з пічкою до 750°C, витримка 2 год, охолодження на повітрі; 2 етап — нагрівання до 620°C, витримка 4 год, охолодження на повітрі (рис. 2.1).

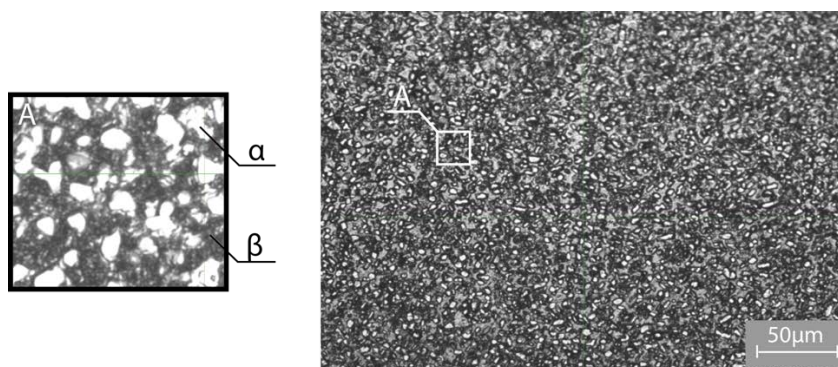


Рисунок 2.1 - Мікроструктура титанового сплаву BT22

На рисунку 2.1. представлена мікроструктура титанового сплаву BT22 після термічної обробки, яка характеризується глобулярно-пластинчастою двофазною структурою ($\alpha+\beta$). Темні ділянки відповідають β -фазі, яка виступає в ролі матриці, а світлі області - це глобули α -фази, рівномірно розподілені в межах зерен і по їх межах.

Структура сформувалася внаслідок повільного охолодження після ізотермічного відпалу при високих температурах, що сприяло виділенню грубих глобул α -фази. Подальше старіння забезпечило утворення дрібнодисперсних пластинок α -фази в матриці β -фази, які рівномірно розташовані та зміцнюють структуру. Розмір зерен β -фази та глобул α -фази знаходиться в межах 5–10 мкм, що забезпечує оптимальний баланс між міцністю та пластичністю сплаву. Ця мікроструктура є характерною для термічно оброблених ($\alpha+\beta$)-титанів і забезпечує високу втомну витривалість та термостабільність. Хімічний склад сплаву представлений в таблиці 2.1, вміст газів - у таблиці 2.2.

Таблиця 2.1 - Хімічний склад основного металу марки BT-22

Марка металу	Вміст елементів, % мас				
BT-22	Al	Mo	V	Fe	Cr
	6,38	5,22	4,3	0,85	1,72

Таблиця 2.2 - Вміст газів в основному металі сплаву BT- 22

Марка металу	Вміст газів, % мас		
BT22	[O]	[H]	[N]
	0,11	0,0019	0,016

Механічні властивості металу в стані поставки та після термічної обробки представлені в табл. 2.3.

Таблиця 2.3 - Результати механічних випробувань сплаву BT22

Марка сплаву	Межа плинності, МПа	Межа міцності, МПа	Відносне подовження, %	Відносне звуження, %	Ударна в'язкість, Дж/см ²	Кут загину, град.	Примітка
BT22	1113,3	1199,9	4,1	10,9	9,3	27	без ТО
	1107,8	1123,5	11,6	41,6	13,8	45	ТО

2.1.2 Присадні дроти

Для наплавлення першим було використано дослідний присадний дріт марки ВТ22св діаметром 3,0 мм. Його виготовили з вихідного прутка сплаву ВТ22 діаметром Ø10 мм шляхом волочіння при кімнатній температурі з проведенням проміжного та фінального відпалу. Відпал здійснювали пропусканням струму промислової частоти. Дріт після фінального відпалу та кінцевої обробки мав діаметр Ø3,0 мм і був переданий для використання в процесі наплавлення. Вміст газів в ньому наведено в таблиці 2.4.

Таблиця 2.4 - Вміст газів у дроті марки ВТ22св

Марка сплаву	Вміст газів, % мас		
ВТ22св	О	Н	Н
	0,074	0,0051	0,024

В якості другого присадного дроту використовували дріт марки СП15св діаметром 2,5 мм. Він є високолегованим матеріалом, спеціально розробленим для аргонодугового зварювання ($\alpha+\beta$)-титанових сплавів, таких як ВТ6, ВТ14, ВТ22 та ВТ23. Його застосування базується на особливих вимогах до механічних властивостей зварних з'єднань та їхньої термічної обробки. Хімічний склад дроту представлений в таблиці 2.5, вміст газів в ньому в таблиці 2.6.

Сумарний еквівалент за молібденом складає 7,5%, що дозволяє використовувати СП15 для зварювання широкого діапазону двофазних титанових сплавів.

Система легування Nb-Zr-Mo обрана з урахуванням вимог до пластичності, міцності та корозійної стійкості зварного металу.

Таблиця 2.5 - Хімічний склад основного металу марки СП15св

Марка сплаву	Вміст елементів, % мас				
СП15св	Al	Mo	V	Nb	Zr
	5,4	2,95	3,2	2,17	1,0

Таблиця 2.6 - Вміст газів у дроті СП15св

Марка металу	Вміст газів, % мас		
СП15св	О	Н	N
	0,098	0,0021	0,014

2.2 Методика підготовки та проведення відновлювального наплавлення

В рамках дослідження було використано дві плити зі сплаву ВТ22 товщиною 15 мм, з яких було виготовлено зразки типу «лопатка». У центральній частині кожної плити зняли поверхневий шар, що імітувало зношену поверхню реальних деталей (рис. 2.2). У межах цієї зони виконали відновлювальне наплавлення за допомогою присадних дротів СП15св та ВТ22св.

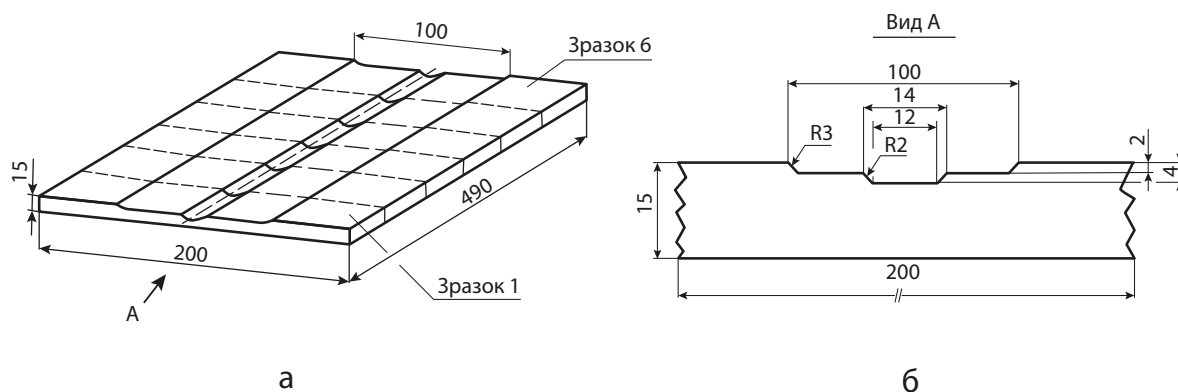


Рисунок 2.2 - Схема вирізки зразків (а) та обробки поверхні, в зоні наплавлення (б), для подальшого проведення відновлювального наплавлення

Параметри режимів наплавлення були розроблені та відпрацьовані в Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України з метою оптимізації властивостей відновлених поверхонь [83, 71]. Основними завданнями цих досліджень були: мінімізація глибини проплавлення, зменшення протяжності зони термічного впливу (ЗТВ) та забезпечення рівномірного формування наплавленого шару. Для досягнення зазначених цілей застосовували зовнішнє змінне магнітне

поле, яке дозволяло ефективно контролювати процес формування наплавки. Наплавлення виконувалося в середовищі інертного газу — аргону, що забезпечувало надійний захист зварювальної ванни від окиснення та азотування під час процесу (рис. 2.3). Параметри наплавлення наведені в таблиці 2.7.

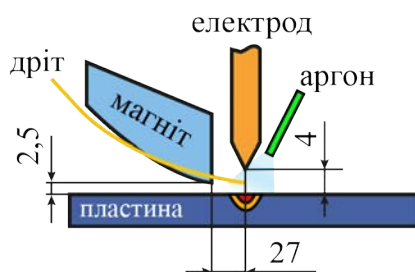


Рисунок 2.3 - Схема налаштування основних параметрів обладнання для наплавлення [109]

Таблиця 2.7 - Параметри режиму наплавлення

Параметри наплавлення	СП15св	ВТ22св
Струм зварювання, А	260	270
Напруга дуги, В	11,5	12,5
Швидкість наплавлення, м/г	5,5	5,5
Швидкість подачі дроту, м/г	46	35
Частота керуючого магнітного поля, Гц	20	20
Магнітна індукція керуючого магнітного поля, мТл	7,8	5,5

2.3 Методика проведення локальної термічної обробки зразків

Наявність наплавленого шару у зразках неминуче супроводжується зниженням комплексу механічних властивостей. Для усунення цих недоліків та стабілізації мікроструктури зразки у напавленому стані піддавали локальній термічній обробці (ЛТО), спрямованій на покращення характеристик центральних зон.

Зона термічного впливу (ЗТВ) залишається критичною ділянкою у зварних з'єднаннях навіть за оптимальних умов наплавлення. Ця зона характеризується підвищеною чутливістю до структурної неоднорідності, анізотропії механічних

властивостей та локальних напружень. У конструкціях із високоміцних титанових сплавів, таких як BT22, ці фактори значно впливають на працездатність і втомну міцність виробів.

Застосування ЛТО стало необхідним для мінімізації негативних наслідків, стабілізації структури матеріалу та зниження локальних залишкових напружень у зоні наплавлення, що є ключовим етапом у забезпеченні надійності та довговічності зварних з'єднань.

Параметри режимів локальної термічної обробки (ЛТО) були розроблені в Інституті металофізики ім. Г.В. Курдюмова НАН України в межах досліджень, спрямованих на покращення властивостей деталей із високоміцних титанових сплавів після відновлення дефектів зносу методами наплавлення [107]. Основною метою цих досліджень було забезпечення стабілізації мікроструктури, зниження рівня залишкових напружень у зоні термічного впливу (ЗТВ) та покращення механічних властивостей матеріалу після наплавлення.

Процес ЛТО здійснювався методом швидкісного СВЧ-нагріву, який забезпечує рівномірне прогрівання зразків і мінімізацію структурної неоднорідності. Швидкісний СВЧ нагрів під гартування до $900 \pm 15^\circ\text{C}$ та охолодження на повітрі дав змогу прибрати макро- і мікроструктурну неоднорідність, що спостерігалася у вихідному наплавленому стані, а також нівелювати початкову відмінність у твердості.

Під час гартування найпроблемніша зона термічного впливу (ЗТВ) була піддана фазовій перекристалізації, за рахунок чого вдалося знизити залишкові напруження до рівня, близького до відпаленого стану. Застосування подальшого СВЧ-старіння, а саме, нагрів до температури 600°C і витримка 20 хв., призвело до того, що як у матеріалі наплавлення, так і в ЗТВ утворився стабільний двофазний $\alpha+\beta$ -стан, який, незважаючи на деяке збільшення мікротвердості в перехідній зоні, характеризувався низьким рівнем залишкових напружень (рис. 2.4).

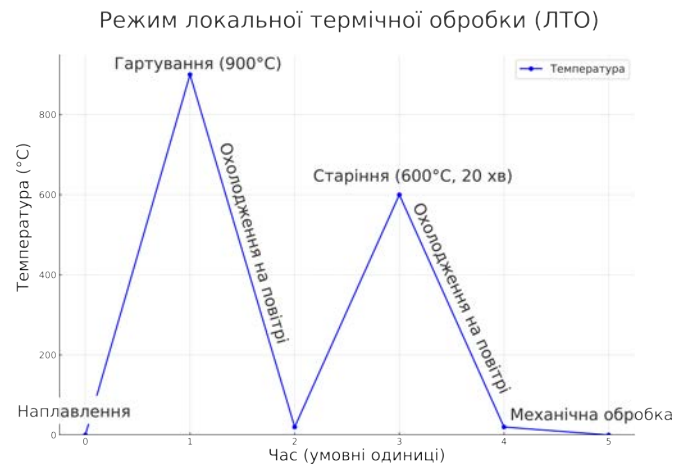


Рисунок 2.4 - Режим локальної термічної обробки (ЛТО) для наплавлених зразків із титанового сплаву VT22 [107].

Після завершення процесів наплавлення та локальної термічної обробки (ЛТО) було виготовлено два комплекти зразків типу «лопатка» з наплавленими шарами, виконаними двома різними присадними дротами. У центральній зоні кожного зразка був зроблений отвір діаметром $\varnothing 6$ мм, із забезпеченням необхідної шорсткості поверхні на рівні $Ra = 0,8$ мкм (рис. 2.5).

2.4 Методика проведення втомних випробувань сплаву VT22

Втомні випробування зразків зі сплаву VT22 проводилися для оцінки впливу технології відновлювального наплавлення та локальної термічної обробки (ЛТО) на їхні механічні властивості. Для цього було виготовлено експериментальні зразки типу «лопатка», які мали наплавлений шар, виконаний за допомогою присадних дротів СП15св і VT22св.

Випробування проводилися на гідравлічній машині УИМ-25 в режимі циклічного навантаження до повного їх руйнування (рис. 2.5). Режими випробувань включали частоту циклів 3 Гц, максимальне розтягувальне навантаження ≈ 90 кН, максимальне стискувальне навантаження ≈ 60 кН та коефіцієнт асиметрії циклу $R = 0$.

Основна мета випробувань полягала у вивченні часу до руйнування зразків, аналізі локалізації та механізмів утворення тріщин у різних зонах (наплавлений шар, зона термічного впливу, основний метал) і визначенні впливу залишкових напружень та мікроструктурних змін на втомну міцність матеріалу.



Рисунок 2.5 - Зовнішній вигляд зразка з відновленою поверхнею, що пройшов втомні випробування

Після завершення втомних випробувань двох серій зразків було виявлено значну розбіжність у кінцевих напрацюваннях зразків (рис. 2.6). Для виявлення причин таких результатів було виконано комплексне дослідження зразків, яке включало аналіз мікроструктури, вивчення хімічного складу, вимірювання мікротвердості, а також макро- і мікрофрактографічний аналіз зон руйнування. Ці дослідження дозволили оцінити вплив технологічних параметрів наплавлення та локальної термічної обробки (ЛТО) на кінцеві властивості матеріалу.

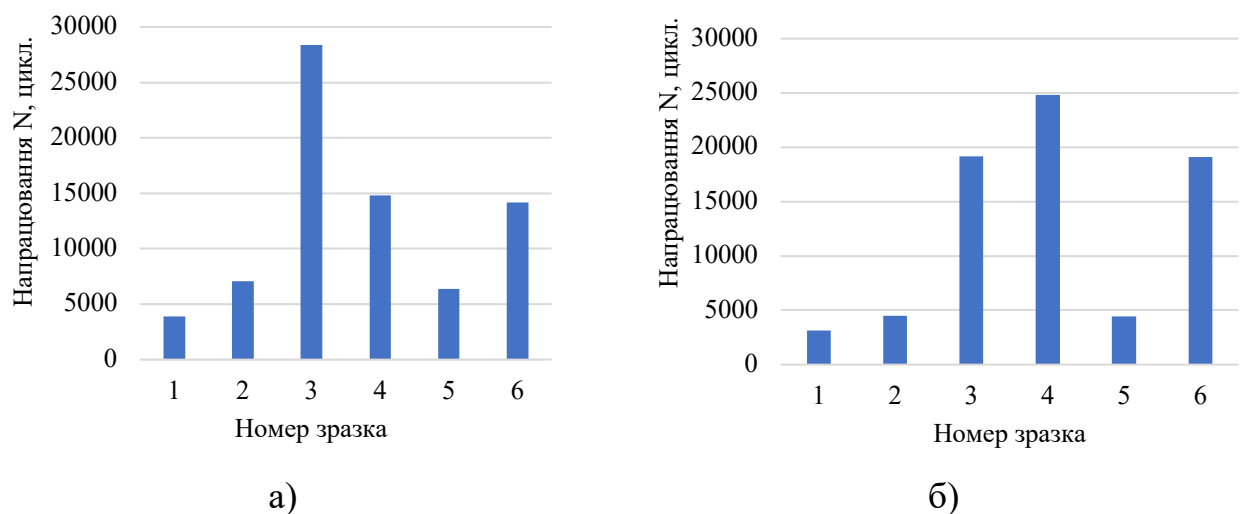


Рисунок 2.6 - Кінцеві напрацювання зразків зі сплаву ВТ22 з наплавленими дротами СП15СВ (а) та ВТ22св (б) після втомних випробувань

Для зручності обробки отриманих результатів зразки були розділені на дві групи у відповідності до їх напрацювань. У першу групу увійшли зразки, що мали напрацювання менше 10000 циклів, у другу – більше 10000 циклів (табл. 2.8).

Таблиця 2.8 - Напрацювання зразків після проведення втомних випробувань

№ Зразка		Напрацювання, цикл.	
		дріт СП15св	дріт ВТ22св
Група 1	1	3132	3917
	2	4482	7054
	3	4455	6378
Група 2	4	24796	14784
	5	19192	28388
	6	19086	14192

2.5 Методи дослідження сплаву ВТ22 після втомних випробувань

Аналіз впливу експлуатаційних навантажень на структуру та механічні властивості матеріалу є важливим етапом у дослідженні титанових сплавів, зокрема ВТ22. Для оцінки довговічності та надійності цього сплаву після втомних випробувань проводиться детальне вивчення його мікроструктурних змін. Основна увага приділяється зонам термічного впливу (ЗТВ) та наплавленим шарам, які формуються під час відновлення поверхонь методом наплавлення.

Особливий акцент зроблено на вивченні механізмів зародження та розвитку тріщин, які мають значний вплив на втомну міцність матеріалу. Ці дослідження є ключовими для визначення впливу технологічних операцій наплавлення та термічної обробки на експлуатаційні властивості титанових сплавів.

Для вивчення мікроструктури, хімічного складу та механічних властивостей сплаву ВТ22 було застосовано комплекс сучасних методів дослідження.

Шорсткість поверхні визначали на приладі Surftest SJ-400, що дозволило встановити вплив стану поверхні на механізми зародження тріщин.

Макрофрактографічний аналіз виконували за допомогою оптичних мікроскопів Stemi 580 та SteREO Discovery.V20 для оцінки загальної картини зламу.

Растрова електронна мікроскопія проводилася на сканувальному електронному мікроскопі TESCAN Vega-3LM у режимах вторинних та зворотно-відбитих електронів для детального аналізу мікробудови зламу.

Для дослідження мікроструктури використовували оптичний мікроскоп Neophot 21. Шліфи готували стандартним методом, включаючи послідовне шліфування та полірування зразків до отримання дзеркальної поверхні. Для виявлення мікроструктури проводили травлення в спеціальному травнику для титанових сплавів (10 мл HNO_3 , 30 мл HF , 60 мл дистильованої води), а також застосовували травник для освітлення структури, що забезпечувало якісне проявлення структурних особливостей. Цей підхід дозволив детально вивчити макро- та мікроструктурні особливості зразків після різних етапів обробки, включаючи ЛТО.

Хімічний склад сплаву визначали методом спектрального аналізу, а локальний хімічний аналіз фаз та розподіл хімічних елементів у площинах проводили методом рентгенівського мікроаналізу з використанням енергодисперсійного спектрометра Oxford X-Max-50.

Мікротвердість матеріалу оцінювали методом інструментального індентування за Вікерсом (HV) за допомогою мікротвердоміра QNESS 60A+ EVO.

Ці методи дослідження дозволили отримати комплексну інформацію про структурні зміни, хімічний склад та механічні властивості сплаву BT22, що виникають у процесі втомного навантаження після наплавлення.

РОЗДІЛ 3 Вплив дефектів наплавлення дротом СП15св та локальної термічної обробки на структуру, фазовий склад та мікротвердість сплаву ВТ22

Для оцінки впливу дефектів наплавлення на структуру, фазовий склад та механічні властивості сплаву ВТ22 були проведені комплексні матеріалознавчі дослідження. У межах роботи було досліджено шість зразків, що пройшли втомні випробування. Для систематизації отриманих даних зразки були поділені на дві групи залежно від кількості циклів до руйнування.

До першої групи віднесли три зразки з напрацюванням менше 5000 циклів, які характеризуються раннім зародженням тріщин у зонах термічного впливу (ЗТВ) або на межі наплавленого шару. До другої групи увійшли три зразки з напрацюванням більше 5000 циклів, які демонструють більш тривалий опір втомним навантаженням (табл. 3.1).

Таблиця 3.1 - Напрацювання зразків після проведення втомних випробувань

№ зразка		N, цикл.
Група 1	1	3132
	2	4482
	3	4455
Група 2	4	24796
	5	19192
	6	19086

Такий підхід до класифікації дозволив чіткіше простежити вплив дефектів наплавлення та локальної термічної обробки (ЛТО) на структурно-фазові зміни та мікротвердість матеріалу у різних експлуатаційних умовах. Результати досліджень дали змогу визначити ключові фактори, що впливають на довговічність титанового сплаву у наплавленому стані.

3.1 Вплив стану поверхні на швидкість зародження тріщин

Під час дослідження на оптичному мікроскопі було виявлено відмінності у стані поверхні отворів зразків першої та другої груп. Для зразків першої групи характерна наявність рисок та забоїн на поверхні отворів, що свідчить про локальні поверхневі дефекти. Натомість поверхня отворів зразків другої групи мала згладжений рельєф із відсутністю виражених дефектів, що вказує на вищу якість обробки (рис. 3.1).

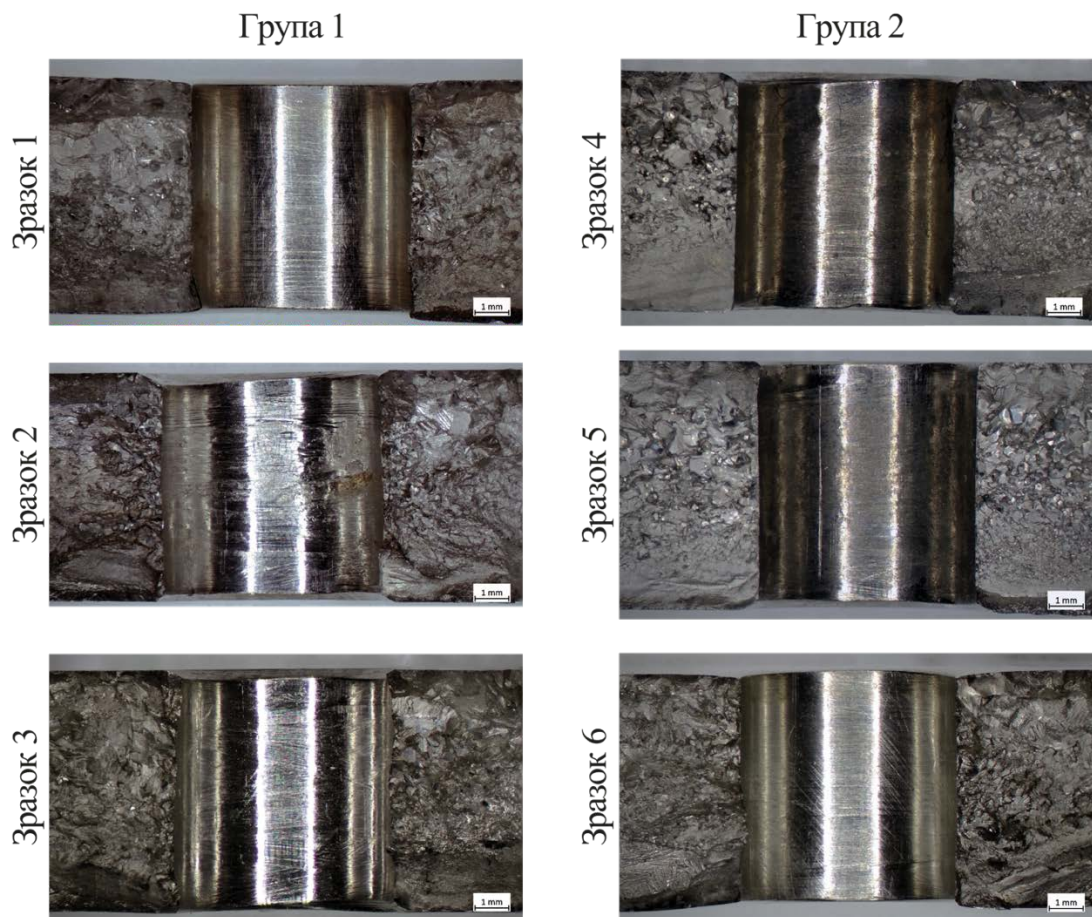


Рисунок 3.1 - Зовнішній вигляд отвору зразків двох груп

Вимірювання шорсткості поверхні підтвердили ці спостереження. Для першої групи зразків встановлено, що шорсткість поверхні отворів не відповідає вимогам креслення. На поверхні отворів зафіксовано риси завглибшки 5,3...25 мкм, що свідчить про суттєві недоліки обробки. Натомість для зразків другої групи

шорсткість поверхні отворів відповідала кресленню, а максимальна глибина рисок на поверхні зразків не перевищувала 4,1 мкм.

У таблиці 3.2 наведено результати вимірювань шорсткості поверхні, які дозволяють оцінити якість механічної обробки та її вплив на експлуатаційні характеристики матеріалу. Отримані дані є основою для аналізу впливу поверхневих дефектів на структурний стан і механічні властивості сплаву ВТ22.

Таблиця 3.2 - Стан поверхні отвору зразків після втомного руйнування

№ зразка	Шорсткість поверхні отвору, Ra	Глибина рисок в отворі, мкм
1	0,86...1,15	6,2
2	3,12...4,07	16,8...25
3	0,63...0,89	5,3
4	0,27...0,29	—
5	0,7...0,77	4,1
6	0,36...0,53	3,3

Також було виявлено незначні відхилення у кінцевих розмірах наплавленого прошарку та глибини ЗТВ, що могли вплинути на кінцеві значення напрацювань зразків під час проведення втомних випробувань. У таблиці 3.3 наведено середні значення розмірів цих зон.

Таблиця 3.3 - Середні значення зон, що утворилися під час відновлювального наплавлення

№ зразка	N, цикл.	Середня глибина нанесеного шару, мм	Середня глибина ЗТВ, мм	Товщина зразка, мм
1	3132	1,3	4	6,7
2	4482	1,2	4,2	6,9
3	4455	1,3	3,9	6,8
4	24796	1,1	2,9	6,9
5	19192	1,2	4	6,7
6	19086	1,3	3,9	6,7

Аналіз значень шорсткості поверхні отворів та геометричних параметрів зон термічного впливу (ЗТВ) демонструє їхню важливу роль у характеристиках зразків після проведення втомних випробувань. Найвища шорсткість поверхні отвору ($R_a = 3,12...4,07$) та глибокі риси ($16,8...25$ мкм) спостерігалися у зразка 2, який також мав глибину ЗТВ $4,2$ мм. У зразка 4, що характеризується найменшою шорсткістю ($R_a = 0,27...0,29$) та мінімальною глибиною ЗТВ ($2,9$ мм), риси були відсутні, а поверхня мала гладкий рельєф.

Дані свідчать про варіативність глибини ЗТВ у межах $2,9...4,2$ мм для шести досліджуваних зразків. Зразки з більшою глибиною ЗТВ ($4,0...4,2$ мм) мали також суттєву шорсткість поверхні отворів та глибокі риси ($5,3...25$ мкм), тоді як зразки з меншою глибиною ЗТВ ($2,9...3,9$ мм) характеризувалися більш однорідною поверхнею отворів із мінімальною шорсткістю ($R_a \leq 0,5$) та незначною глибиною рисок ($3,3...4,1$ мкм).

Ці параметри, такі як глибина ЗТВ та шорсткість поверхні отворів, формують комплексний вплив на структуру та механічні властивості досліджуваних зразків.

3.2 Макрофрактографічний аналіз зон зародження та розвитку тріщин

Макрофрактографічний аналіз зламів зразків дозволяє визначити механізми руйнування, що проявилися під час втомних випробувань, а також оцінити вплив локальної термічної обробки (ЛТО) і дефектів наплавлення на характер зародження і розвитку тріщин. Основна увага зосереджена на вивченні зон термічного впливу (ЗТВ) поблизу отворів, аналізі напрямків розвитку тріщин у наплавлених шарах, оцінці пластичності руйнування та характеристиках пористості наплавленого шару.

У процесі дослідження зразків групи 1 було встановлено, що їх характер руйнування відповідає повторно-статичному механізму. Макрорельєф тріщин мав грубо-кристалічну будову. Поблизу отворів і біля зони наплавлення спостерігалися

також ділянки зі струмковим візерунком, характерним для в'язкого руйнування, кількість і розміри яких значно зростали до кінця тріщини

На поверхні зламів у зоні наплавлення спостерігалися пори із середнім діаметром 0,08–0,12 мм, кількість яких була невеликою і які не впливали на механізми руйнування. Основним фактором, що визначав характер руйнування, був розмір зерен у ЗТВ, який оцінювався за площею плоских фасеток. У зразках першої групи площа фасеток була більшою, ніж у зразках другої групи, що свідчить про більший розмір зерен і обмежену пластичність у цих зонах.

На рис. 3.2, 3.3 наведено зовнішній вигляд та схеми будови зламів зразків першої групи.

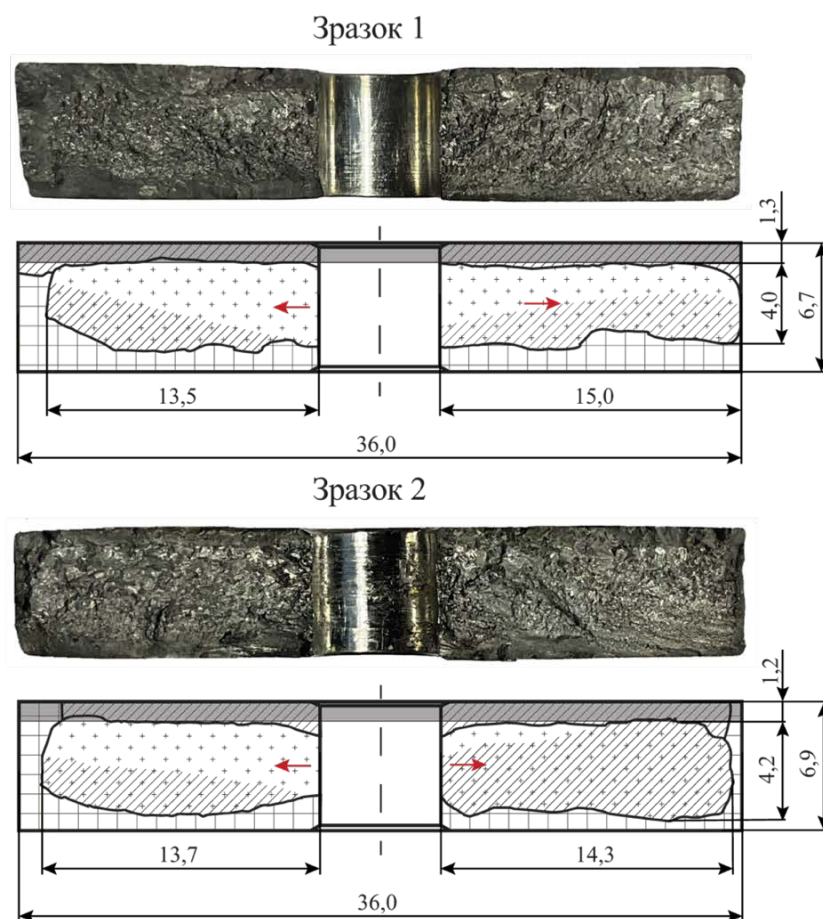


Рисунок 3.2 - Зовнішній вигляд та схеми будови зламів зразків 1, 2 першої групи

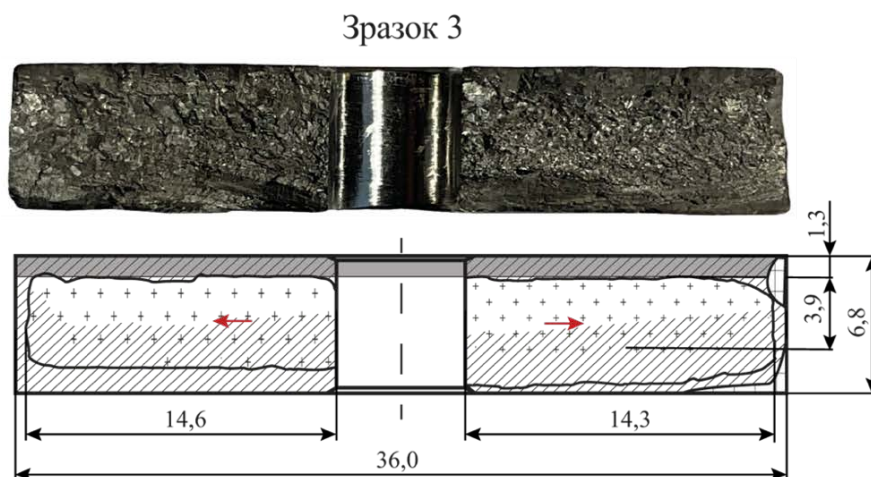


Рисунок 3.3 - Зовнішній вигляд та схеми будови зламів зразка 3 першої групи

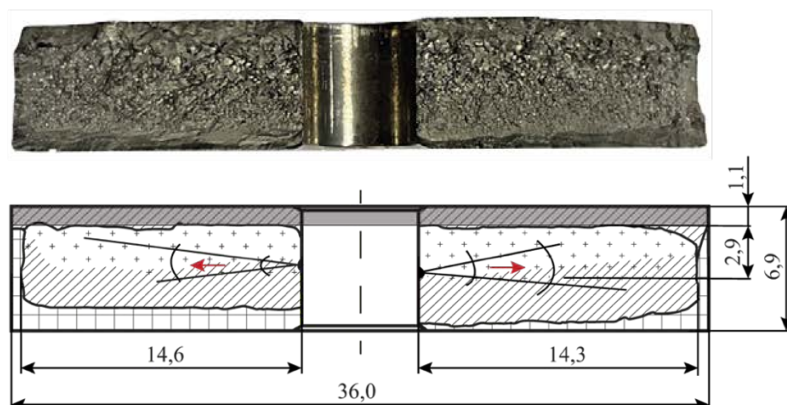
Дослідження зразків групи 2 показали, що поверхня зламів має ділянки малоциклової втоми та зони крихкого міжзеренного руйнування. Зародження тріщин відбувалося від поверхні отвору та біля зони наплавлення. Макрорельєф зразків складався переважно з грубокристалічних міжзеренних фасеток крихкого руйнування та плоских фасеток внутрішньозеренного руйнування. На окремих транскристалічних фасетках спостерігалися слабкі концентричні лінії втомного просування.

На поверхні зламів у зоні наплавлення спостерігалися пори із середнім діаметром 0,05–0,08 мм, які, як і у першій групі, не впливали на механізми руйнування. Площа плоских фасеток у ЗТВ була меншою, що свідчить про дрібнозернисту структуру та більшу пластичність у цих зразках.

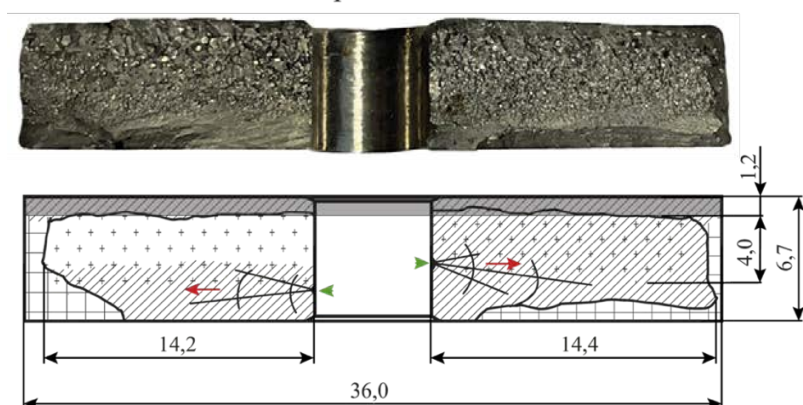
На рис. 3.4 наведено зовнішній вигляд та схеми будови зламів зразків другої групи.

Аналіз зламів підтвердив, що пористість наплавленого шару мала мінімальний вплив на розвиток тріщин через обмежені розміри та кількість пор. Основним фактором, що визначав механізми руйнування, був розмір зерен у ЗТВ, оцінений за площею плоских фасеток руйнування.

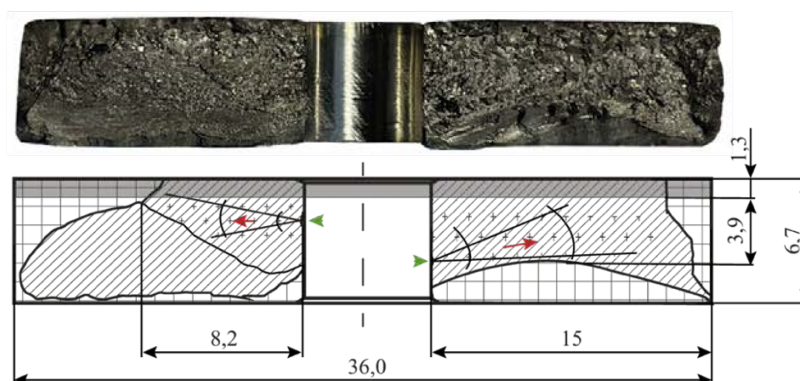
Зразок 4



Зразок 5



Зразок 6



Умовні позначення:




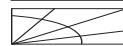
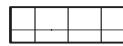


-  - зона наплавленого матеріалу;
-  - зона крихкого руйнування
-  - зона в'язкого статичного руйнування;
-  - зона змішаного руйнування (втомно-в'язкого);
-  - зона остаточного руйнування;
-  - напрямок розвитку тріщини;
-  - осередок тріщини.

Рисунок 3.4 - Зовнішній вигляд та схеми будови зламів зразків другої групи

Руйнування зразків мало змішаний характер: у початкових зонах домінував міжзеренний механізм, а подальший розвиток тріщин супроводжувався збільшенням участі пластичних процесів, що проявлялося у зменшенні площі плоских фасеток. Пористість наплавленого шару не впливала на механізми руйнування, тоді як основним фактором був розмір зерен у зоні термічного впливу (ЗТВ). У зразках першої групи крупнозерниста структура сприяла крихкому руйнуванню, тоді як у зразках другої групи дрібнозерниста структура забезпечувала більшу пластичність і стійкість до руйнування.

3.3 Вплив стану поверхні на механізми зародження тріщин за результатами мікрофрактографічних досліджень

У межах дослідження зразків першої та другої груп було виконано детальний аналіз зон зародження та розвитку тріщин із використанням сканувального електронного мікроскопа. Зони зародження тріщин мали складний характер руйнування, де поєднувалися міжзернові та транскристалітні механізми. Осередки тріщин демонстрували переважно крихкий характер із наявністю виражених ламких структур, що вказує на вплив локальної концентрації напружень у зонах термічного впливу (ЗТВ). Основні результати дослідження та особливості кожного зразка наведено нижче.

Основний вплив на зародження тріщин зразка 1 мали поверхневі дефекти, які сприяли локальній концентрації напружень уздовж меж зерен матеріалу. Утворення мікротріщин навколо цих дефектів призводило до їхнього поширення в напрямку основної тріщини, спричиняючи міжзернове ламке руйнування. Поверхневі недоліки матеріалу сприяли його локальному ослабленню, виступаючи початковими осередками для розвитку крихких тріщин.

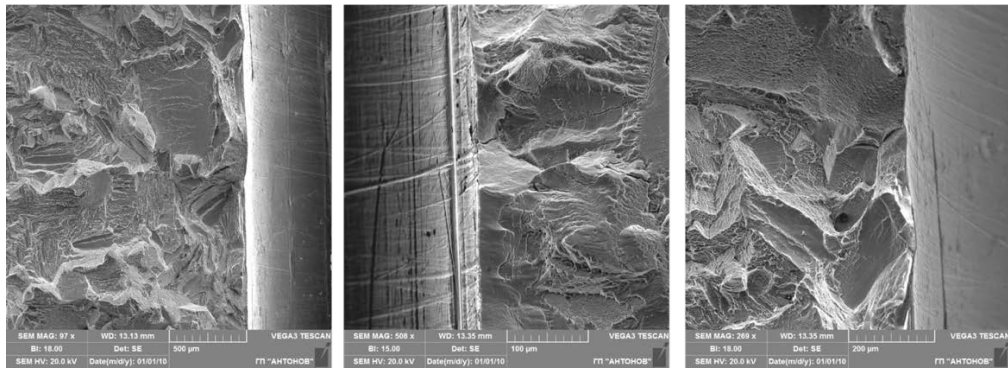


Рисунок 3.5 - Вид осередків тріщини злам зразка 1

На рис. 3.5 представлено результати аналізу осередків руйнування сплаву BT22, зображення демонструють характерні особливості крихкого руйнування із наявністю міжзеренного механізму. Поверхня зламів має шорсткий рельєф із чітко окресленими межами зерен, які свідчать про зародження і розвиток тріщин уздовж меж зерен матеріалу.

На мікроструктурі осередків руйнування спостерігаються глибокі розриви та мікротріщини, що виникли внаслідок локальної концентрації напружень у зоні термічного впливу (ЗТВ). У деяких зонах можна побачити транскристалічні ділянки, які свідчать про участь пластичних процесів у подальшому розвитку тріщин. Проте ці ділянки обмежені за площею, що підтверджує домінування крихкого руйнування.

Основним фактором, що визначав характер руйнування, є зміна структури матеріалу в ЗТВ після локальної термічної обробки.

Дані зображення підтверджують, що:

- осередки тріщин формуються в межах ЗТВ, де концентрація напружень досягає критичних значень;
- у початкових зонах тріщин переважає міжзеренний крихкий механізм, про що свідчить наявність гладких меж зерен;
- подальший розвиток тріщин супроводжується участю транскристалічних механізмів руйнування, що демонструють більшу пластичність у матеріалі.

У зразку 2 поверхневі дефекти суттєво впливали на зародження тріщин, сприяючи локальній концентрації напружень. Це призводило до розвитку як міжзернових, так і транскристалічних тріщин, що вказує на складний характер руйнування. У порівнянні зі зразком 1, тріщини у зразку 2 мали більш глибокий характер, часто проходячи через кілька зерен. Це свідчить про високий рівень локалізованих напружень у зонах дефектів.

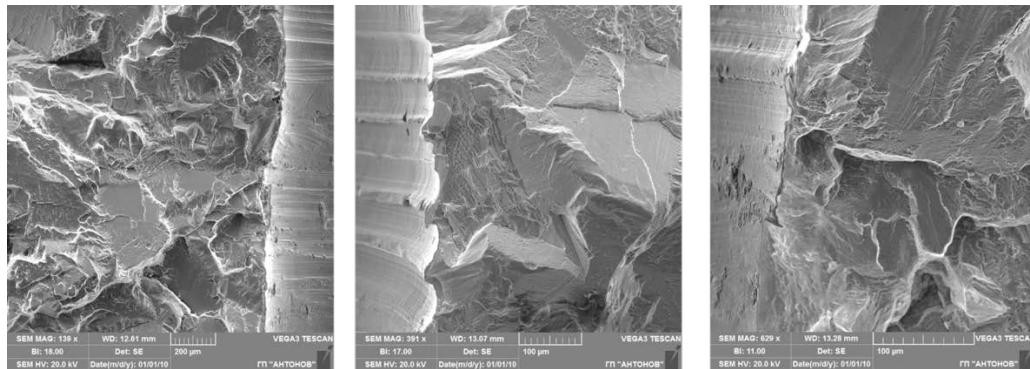


Рисунок 3.6 - Вид осередків тріщини зламау зразка 2

Осередок тріщини у цьому зразку демонструє переважно крихкий механізм руйнування з явними розривами по межах зерен (рис. 3.6). Ламкі поверхні характеризуються глибокими тріщинами, які утворилися через концентрацію напружень, що підтверджує високу жорсткість матеріалу та відсутність значної пластичної деформації. Окремо спостерігаються транскристалічні тріщини, що проходять крізь зерна, підкреслюючи складний механізм руйнування.

У зразку 3 поверхневі дефекти відіграли значну роль у формуванні концентричних ліній втомного росту тріщин (рис. 3.7). Тріщини зароджувалися та швидко поширювалися в зоні дефектів, що спричиняло утворення глибоких борозен. Порівняно з іншими зразками, дефекти у цьому зразку сприяли більш активному розвитку транскристалічних тріщин, що свідчить про вплив високого рівня циклічних навантажень на поверхневі структури.

Третій зразок демонструє крихке руйнування із чітко вираженими борознами та тріщинами, що проходять по межах зерен. Наявність концентричних ліній втомного росту тріщин підкреслює вплив циклічних навантажень на матеріал.

Ламкі структури із виразними борознами вказують на високу концентрацію напружень у матеріалі, що призводило до характерного розвитку тріщин.

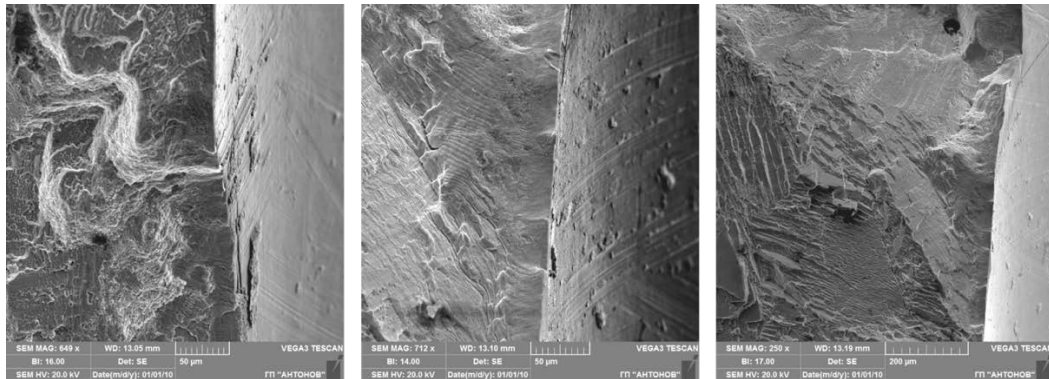


Рисунок 3.7 - Вид осередків тріщини зламку зразка 3

Дослідження трьох зразків першої групи демонструє значний вплив поверхневих дефектів на зародження та поширення тріщин, які визначають механізм руйнування матеріалу. У всіх зразках дефекти сприяли концентрації напружень та утворенню початкових осередків тріщин, що зумовлювало локальне ослаблення матеріалу. Зразок 1 мав міжзерновий характер руйнування з чіткими ламкими поверхнями, що підтверджує механізм крихкого руйнування без значної пластичної деформації. У зразку 2 розвиток тріщин мав більш глибокий характер, часто проходячи через кілька зерен, що вказує на високу концентрацію локалізованих напружень і складний механізм міжзернового та транскристалічного руйнування. Зразок 3 демонструє вплив циклічних навантажень, що призвело до утворення концентричних ліній втомного росту тріщин та глибоких борозен, з активним розвитком транскристалічних тріщин.

Усі три зразки підкреслюють важливість стану поверхні та наявності дефектів як ключових чинників, що впливають на механізм руйнування та характер поширення тріщин у сплаві ВТ22. Відмічається як міжзернове, так і транскристалічне руйнування зразків, залежно від рівня локалізованих напружень і впливу циклічних навантажень.

У процесі дослідження було встановлено, що зразки групи 2 мають змішаний характер руйнування: повторно-статичний (малоциклова втома) і крихкий міжзерений.

На основі проведених досліджень можна зробити наступні висновки про характер зародження тріщин цієї групи зразків.

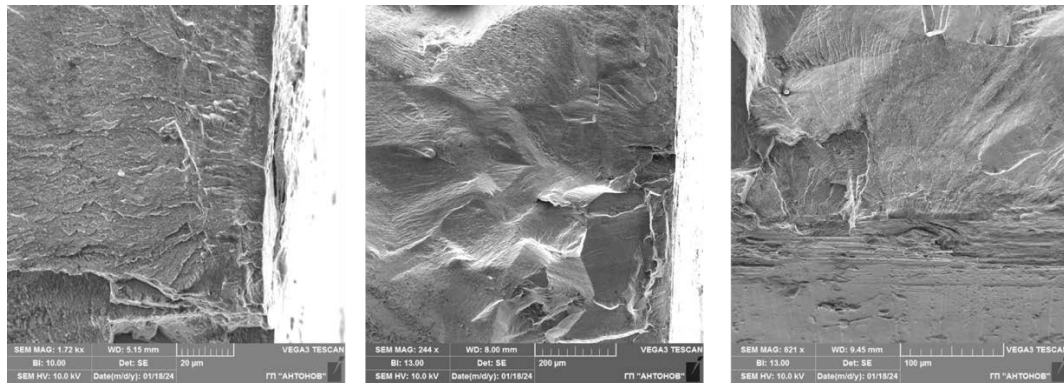


Рисунок 3.8 - Вид осередків тріщини злам у зразка 4

На зображеннях рисунку 3.8. видно утворення зон з множинними мікротріщинами та поверхневими розшаруваннями, які вказують на втомний механізм розвитку тріщин. Виявлені мікротріщини, що розгалужуються та поширюються в різних напрямках, свідчать про неоднорідність механічних властивостей у зоні наплавлення.

Зародження тріщин відбувається в зонах концентрації напруг, що, ймовірно, відповідає мікроструктурним неоднорідностям або дефектам, присутнім у матеріалі після локальної термічної обробки. Спостерігається зона розшарування, що може бути наслідком локального перенапруження під час циклічних навантажень. Тріщини мають складний рельєф зони розвитку, що свідчить про вплив комбінованих навантажень та можливої взаємодії з зонами термічного впливу.

Інші зразки другої групи демонстрували схожий характер руйнування (рис. 3.9), з вираженим рельєфом поверхні, що вказує на інтенсивне зародження та розповсюдження мікротріщин під дією циклічних навантажень.

Також варто зазначити, що тріщини розвивалися переважно через зерно, що свідчить про їхню більшу пластичність порівняно із зразками першої групи. На

поверхні зерен фіксувалися дрібні «гребні» та хвилясті структури, що можуть свідчити про значну пластичну деформацію перед руйнуванням. Це підтверджує здатність матеріалу до пластичної адаптації і поглинання частини енергії навантаження, що відрізняє його від поверхні менш пластичних зразків, де тріщини проходять більш крихким шляхом. Така особливість у структурі вказує на те, що матеріал демонструє здатність до локальної пластичної деформації, що впливає на характер руйнування і подовжує процес зародження і поширення тріщин у порівнянні із зразками, де пластичність є менш вираженою.

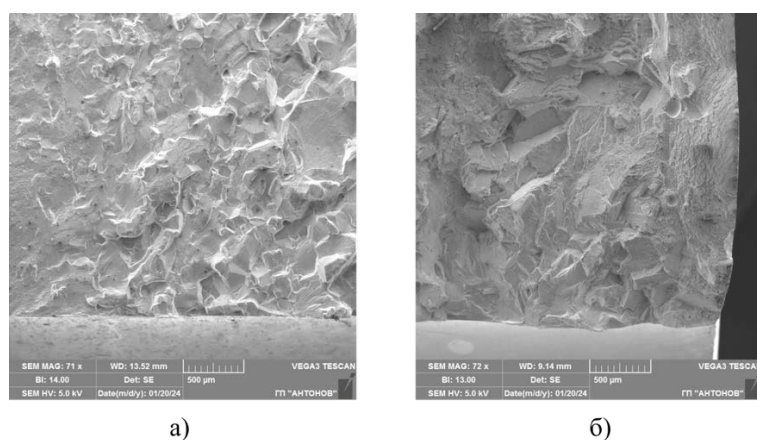


Рисунок 3.9 - Вид осередків тріщин зламів зразків 5 (а), 6 (б)

Зона термічного впливу (ЗТВ) досліджуваних зразків продемонструвала відмінності в механізмах руйнування залежно від рівня пластичності матеріалу та розподілу напружень. Основна увага була приділена визначенню міжзернових і трансгранулярних механізмів руйнування, а також їхній взаємодії.

Зразок 1 характеризується переважно крихким міжзерновим механізмом руйнування. Поверхня зламу демонструє обмежену пластичну деформацію, що вказує на низьку здатність матеріалу до опору навантаженням у зоні термічного впливу (рис. 3.10 а). Основним фактором, який визначає механізм руйнування, є ламкі розриви між зернами, які виникають унаслідок локальної концентрації напружень уздовж меж зерен. Шорсткість поверхні зламу та чітко окреслені межі зерен свідчать про домінування крихкого механізму з мінімальною участю пластичних процесів.

Зразок 2 демонструє вищий рівень пластичності порівняно із зразком 1. Це підтверджується наявністю трансгранулярних тріщин та глибоких борозен на поверхні зламу, які свідчать про участь пластичної деформації у процесі руйнування. Проте значна частка поверхні все ще характеризується ламкими міжзерновими розривами, що вказує на змішаний механізм руйнування, у якому поєднуються крихкі та пластичні елементи (рис. 3.10 б). Загалом, зразок демонструє більшу стійкість до навантажень у зоні термічного впливу, але крихкий механізм все ще є домінуючим.

Зразок 3 демонструє найвищий рівень пластичності серед трьох досліджених зразків. Це підтверджується складною структурою поверхні зламу, на якій спостерігаються як трансгранулярні, так і міжзернові тріщини. Домінування пластичних процесів підтверджується наявністю ліній росту тріщин, які вказують на циклічний характер навантаження та активне пластичне розтягнення перед руйнуванням. Матеріал у зоні термічного впливу демонструє вищу здатність до пластичної деформації, що значно підвищує стійкість зразка до навантажень.

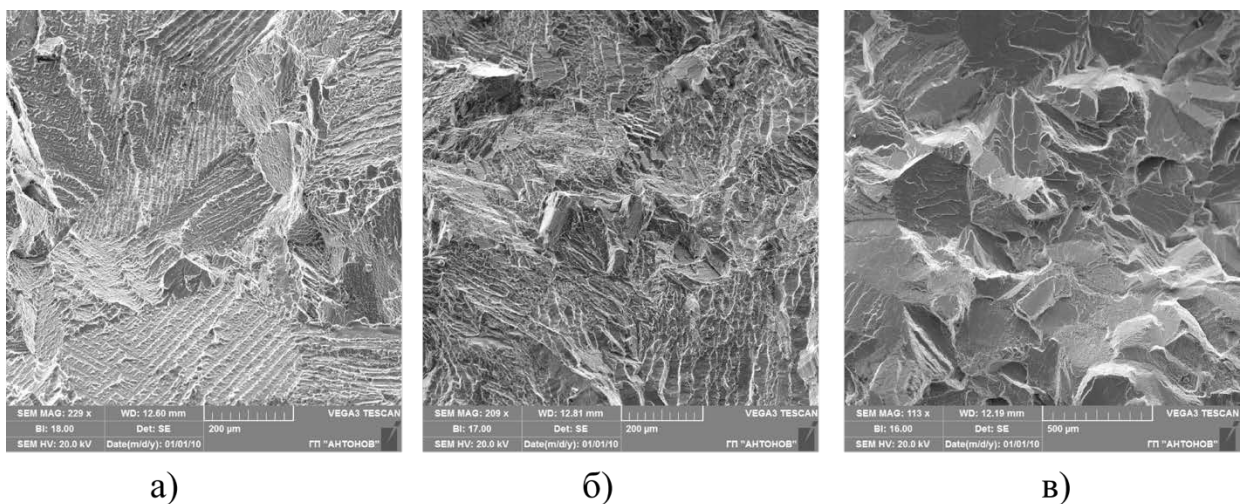


Рисунок 3.10 - Мікрорельєф поверхні зламу в зоні термічного впливу зразка 1 (а), 2 (б) та 3 (в).

Дослідження зразків у зоні термічного впливу підтвердило, що механізм руйнування залежить від рівня пластичності матеріалу та його мікроструктури. Зразок 1 показав переважно крихкий характер руйнування, зразок 2 мав змішаний

механізм із частковою участю пластичних процесів, тоді як зразок 3 продемонстрував домінування пластичного розтягнення перед руйнуванням.

У зразках 4, 5, і 6 поверхні зламів демонструють схожі структурні особливості, характерні для зон термічного впливу (ЗТВ). На зламах усіх зразків спостерігаються розгалужені мікротріщини, які поширюються як уздовж меж зерен, так і через них. Хвиляста структура поверхонь та витягнуті грані зерен вказують на поєднання міжзернових і трансгранулярних механізмів руйнування (рис.11 а, б).

Зразок 4 демонструє найбільші напруження серед досліджених зразків. Це проявляється у присутності зон втомного просування тріщин у початкових ділянках руйнування. На поверхні зламів спостерігаються характерні борозенки, що свідчать про циклічний характер навантаження та поступовий розвиток втомних тріщин (рис. 3.11 в). Ці борозенки фіксуються в усіх зразках, однак у зразку 4 вони більш виражені, що вказує на більшу стійкість матеріалу до навантажень перед остаточним руйнуванням.

У зразках 5 і 6 також спостерігаються зони втомного просування тріщин у початкових зонах руйнування. Проте подальший розвиток тріщин характеризується інтенсивнішою участю пластичних процесів, про що свідчить більш розвинена хвиляста структура поверхні зламів і більша кількість витягнутих граней зерен. Ці зони свідчать про адаптацію матеріалу до умов навантаження у процесі розвитку тріщин.

Дослідження показали, що підвищена пластичність зразків 4, 5 і 6 може бути пов'язана зі специфічними мікроструктурними особливостями після термічної обробки, що сприяє зростанню пластичної деформації перед руйнуванням. Відповідно, зразки 1, 2, 3 з нижчою пластичністю мають більш рівномірне та крихке руйнування, що свідчить про їхню меншу здатність до поглинання механічної енергії.

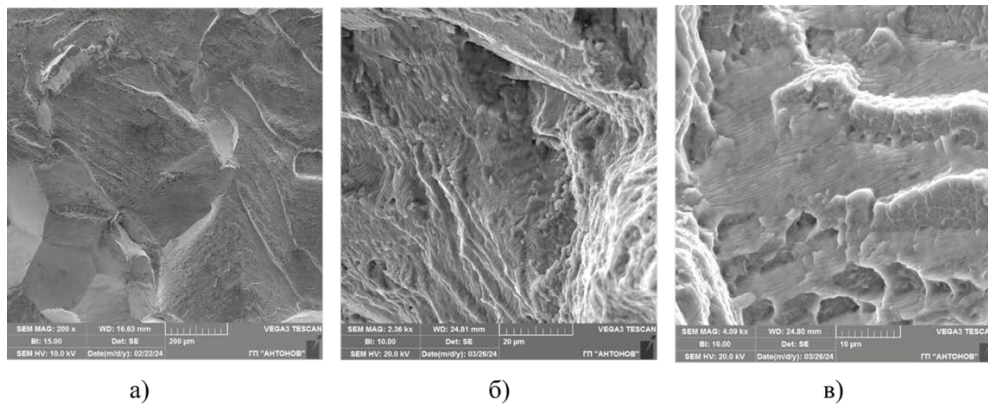


Рисунок 3.11 – Характерний мікрорельєф поверхні зламу в зоні термічного впливу зразків другої групи

3.4 Відмінності мікрорельєфу у зонах наплавлення сплаву ВТ22

Зони наплавлення всіх шести зразків демонструють хвилясту морфологію, що свідчить про локальні зони пластичної деформації. Усі зразки мають схожу структуру поверхонь зламів, однак зразки 4, 5 і 6 відрізняються кращою здатністю протидіяти навантаженням у порівнянні із зразками 1, 2 і 3. Це проявляється у більш розвинутій пластичності перед руйнуванням, що відображається в наявності деформованих ділянок поверхні, хвилястих структур та численних ямок.

У зразках 1, 2 і 3 спостерігається більша структурна неоднорідність зон наплавлення, що проявляється у вигляді нерівномірної хвилястої структури поверхні та більшої кількості мікротріщин. Поверхня зламів демонструє переважання крихких механізмів руйнування з меншими зонами пластичної деформації. Це вказує на те, що матеріал у цих зразках менш здатний протистояти навантаженням у зоні термічного впливу (ЗТВ).

Зразки 4, 5 і 6 мають більш однорідну структуру зон наплавлення. Поверхня зламів цих зразків характеризується більшою кількістю пластично деформованих зон, наявністю ямок та хвилястою морфологією. Така структура свідчить про значний вплив в'язкого руйнування, що забезпечує кращу здатність матеріалу протидіяти механічним навантаженням.

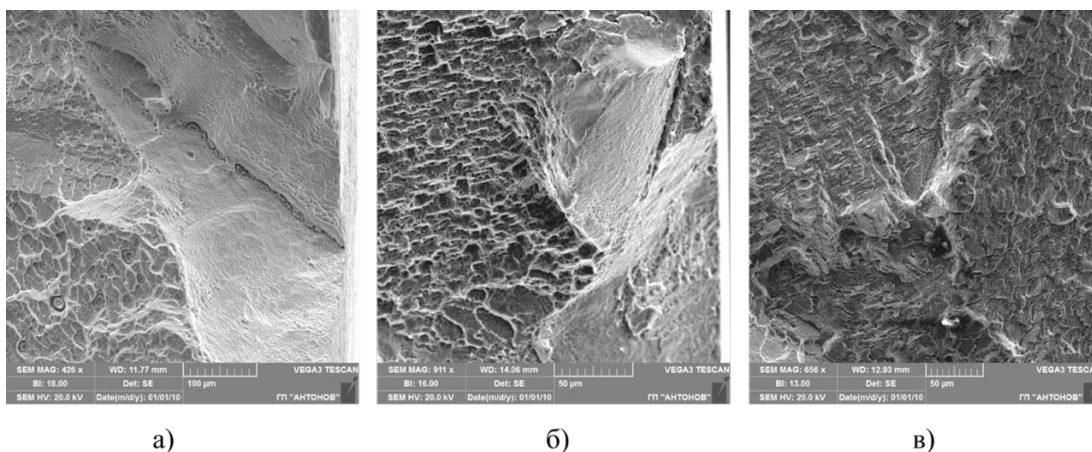


Рисунок 3.12 - Мікрорельєф поверхні руйнування в зоні наплавлення зразка 1 (а), 2 (б), 3 (в)

Титанові сплави, які пройшли наплавлення та термічну обробку, демонструють чітку залежність характеру руйнування від рівня пластичності матеріалу. У зразках із переважно крихким руйнуванням (1, 2, 3) спостерігається нерівномірність структури зламів, що пов'язано з меншим рівнем пластичної адаптації матеріалу до навантажень (рис. 3.12). Навпаки, у зразках із переважно в'язким руйнуванням (4, 5, 6) помітно більше зон пластичної деформації, що забезпечує кращий опір розвитку тріщин навіть за умов високих навантажень (рис. 3.13) .

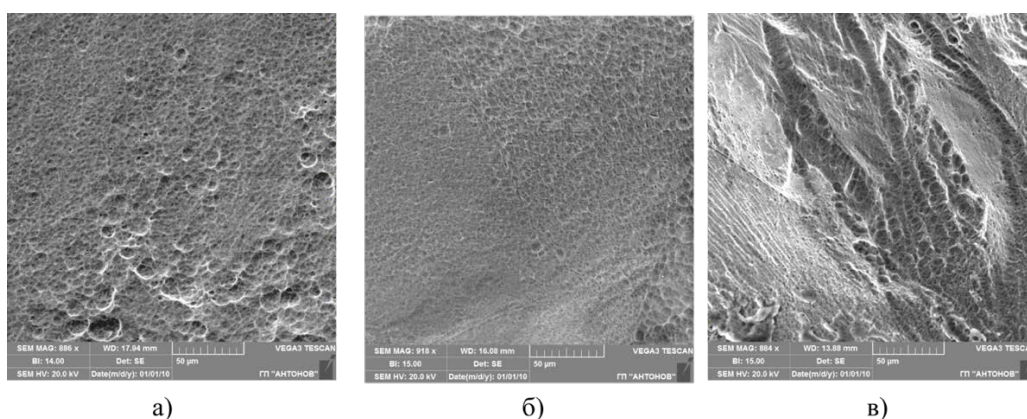


Рисунок 3.13 - Мікрорельєф поверхні руйнування в зоні наплавлення зразка 4 (а), 5 (б), 6 (в)

3.5 Структурні зміни в зонах наплавлення та термічного впливу під дією локальної термічної обробки

Для визначення впливу локальної термічної обробки (ЛТО) на структуру зразків були виготовлені шліфи у висотному та поздовжньому напрямках. Усі шліфи демонстрували різний ступінь структурної неоднорідності в зоні наплавлення та зоні термічного впливу (ЗТВ). Зміни у структурі, такі як розмір зерен і межі фаз, чітко відокремлюють ці зони від основного металу.

Зразки мали чітко виражені межі між наплавленою зоною та основним металом, що вказує на локальний вплив термічної обробки. Аналіз поверхні шліфів виявив суттєві відмінності в структурі між зразками:

Зразки 1, 2 та 3 демонстрували значну структурну неоднорідність у зоні наплавлення. Вони мали хвилясту морфологію, а також локальні зони з різною травимістю, що може вказувати на нерівномірність термічного впливу під час ЛТО (рис. 3.14).



Рисунок 3.14 - Фотографії шліфів фрагментів зразків першої групи

Зразки 4, 5 та 6 характеризувалися більш рівномірною структурою наплавлення із чіткими межами між наплавленою зоною і основним металом. Травлення поверхонь цих зразків виявило однорідну зеренну структуру, що свідчить про ефективніше проведення термічної обробки (рис. 3.15).

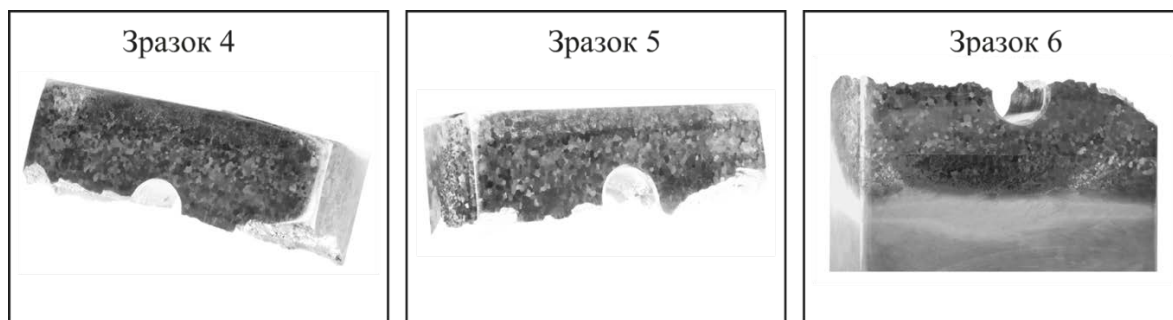


Рисунок 3.15 - Фотографії шліфів фрагментів зразків другої групи

У зоні термічного впливу зразків 1, 2 і 3 спостерігався значний градієнт змін мікроструктури, що може свідчити про наявність підвищених температурних градієнтів і структурної неоднорідності. У зразках 4, 5 і 6 ця зона мала більш плавний перехід, що, ймовірно, позитивно впливає на механічні властивості матеріалу.

Відмінності у структурі після травлення свідчать про те, що зразки 4, 5 і 6 демонструють кращу якість наплавлення та термічної обробки. Більш рівномірна структура цих зразків може бути наслідком рівномірнішого нагрівання під час ЛТО. У зразках 1, 2 і 3 спостерігалися локальні зони з іншою травимістю, що вказує на підвищені температурні градієнти у певних ділянках, які призвели до утворення так званих зон з відмінною травимістю.

Зони з відмінною травимістю свідчать про нерівномірний нагрів у зоні наплавлення, що могло спричинити локальну дифузію легуючих елементів. Для оцінки локальних змін хімічного складу застосували метод рентгенівського мікроаналізу (РМА) з використанням енергодисперсійного спектрометра Oxford X-Max-50, який забезпечив деталізовану картину розподілу легуючих елементів у зоні наплавлення, зоні термічного впливу (ЗТВ).

Дослідження хімічного складу зон з відмінною травимістю (рис. 3.16, табл. 3.4) та зон термічного впливу (ЗТВ) у трьох зразках показало наявність загальних закономірностей і відмінностей у розподілі легуючих елементів.

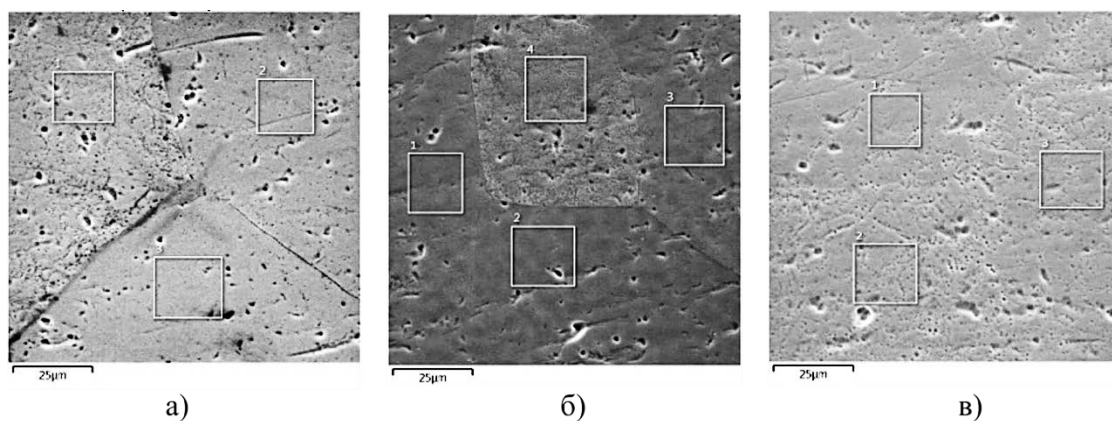


Рисунок 3.16 - Фото мікроструктур в зоні з відмінною травимістю зразків 1 (а), 2 (б) та 3 (в)

Таблиця 3.4 - Результати рентгенівського хімічного аналізу зони з плямою зразків першої групи відповідно до мікроструктур на рис. 3.15

№ спектру		Al	Ti	V	Cr	Fe	Mo
Зразок 1	1	5,07	83,56	5,00	0,75	0,98	4,63
	2	5,07	83,76	5,03	0,72	0,87	4,55
	3	5,13	83,75	4,97	0,64	0,90	4,60
Зразок 2	1	5,11	83,68	4,74	0,66	0,99	4,82
	2	5,16	83,63	4,83	0,72	0,87	4,79
	3	5,03	83,33	4,99	0,71	0,89	5,05
	4	5,08	83,37	4,95	0,70	0,88	5,01
Зразок 3	1	4,91	83,77	5,02	0,75	0,87	4,69
	2	4,91	83,78	4,84	0,77	0,87	4,82
	3	4,93	83,68	5,02	0,67	0,86	4,85

У зоні з відмінною травимістю всіх трьох зразків спостерігається локальна акумуляція Al порівняно із ЗТВ. У середньому вміст Al у зоні з плямою становить 5,035–5,09%, тоді як у ЗТВ – 4,95–5,05%.

Вміст Ti у зоні з відмінною травимістю незначно знижений у зразках 1 і 3 (83,69–83,74%) порівняно із ЗТВ (83,36–83,68%), що може бути наслідком локальної заміни титану легуючими елементами, такими як Mo або V. У зразку 2 різниця є мінімальною.

Концентрація V залишається стабільною у всіх зразках, з незначними відхиленнями (4,88–5,00% у зоні з відмінною травимістю проти 4,89–4,97% у ЗТВ). Це вказує на рівномірний розподіл β -стабілізатора у досліджених зонах.

У зоні з відмінною травимістю вміст Cr трохи знижений (0,70–0,73%) порівняно із ЗТВ (0,73–0,74%). Це може свідчити про його локальну дифузію в інші області, що впливає на корозійну стійкість матеріалу.

У зоні з відмінною травимістю концентрація Fe у зразках 1 і 3 є дещо нижчою (0,87–0,92%) порівняно із ЗТВ (0,91–0,93%), тоді як у зразку 2 Fe демонструє стабільність між зонами. Локальне зменшення Fe може впливати на рівномірність фазового складу.

У зразку 1 у ЗТВ концентрація Mo значно перевищує зону з відмінною травимістю (+0,41%). У зразках 2 і 3 різниця між зонами мінімальна, що вказує на рівномірний розподіл Mo.

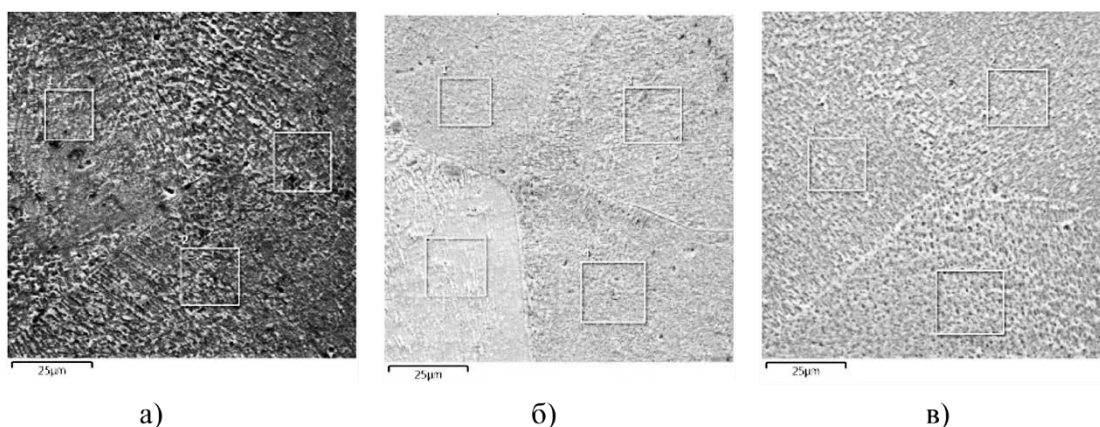


Рисунок 3.17 - Фото мікроструктур в ЗТВ зразків 1 (а), 2 (б) та 3 (в)

Таблиця 3.5 - Результати рентгенівського хімічного аналізу ЗТВ зразків першої групи відповідно до мікроструктур на рис. 3.16.

№ спектру		Al	Ti	V	Cr	Fe	Mo
Зразок 1	1	4,89	83,37	4,94	0,73	0,91	4,98
	2	4,99	83,30	5,03	0,67	1,01	5,00
	3	4,96	83,40	4,94	0,80	0,88	5,02
Зразок 2	1	5,04	83,46	4,98	0,75	0,90	4,86
	2	5,06	83,39	4,94	0,66	0,89	5,06
	3	5,02	83,66	4,94	0,68	0,86	4,85
	4	5,07	83,76	4,68	0,73	0,91	4,85
Зразок 3	1	5,02	83,55	5,13	0,76	0,80	4,74
	2	4,87	83,84	4,85	0,75	1,03	4,67
	3	4,96	83,66	4,88	0,71	0,91	4,87

У ЗТВ всіх зразків спостерігається більш рівномірний розподіл легуючих елементів порівняно із зоною. Це пов'язано із стабільнішим температурним впливом під час ЛТО.

Концентрація β -стабілізаторів (V, Mo) у ЗТВ трохи вища, ніж у зоні з відмінною травимістю, що сприяє формуванню β -фази і покращенню механічної стабільності в цій зоні.

У зразках 1 і 3 концентрація α -стабілізаторів (Al) у ЗТВ є нижчою порівняно із зонами з відмінною травимістю, що корелює зі зменшенням α -фази і більш рівномірним фазовим розподілом.

Зона з відмінною травимістю характеризується локальною акумуляцією α -стабілізаторів (Al) та зниженням концентрації β -стабілізаторів (Mo), що знижує її механічну стабільність і створює умови для формування зон із відмінною травимістю.

У ЗТВ спостерігається більш рівномірний розподіл елементів, що забезпечує стабільніші механічні властивості завдяки переважанню β -фази.

Найбільші відмінності між зоною з плямою та ЗТВ спостерігаються у зразку 1, що вказує на нестабільні умови ЛТО. Зразки 2 і 3 демонструють менші відмінності, що свідчить про типові режими обробки.

На шліфах зон з відмінною травимістю зразків 1–3 спостерігається неповне дифузійне перетворення β -фази під час старіння, що супроводжується дисперсним виділенням α -фази в межах окремих β -зерен (рис. 3.16).

У межах багатьох β -зерен залишилися стабільні області, що не зазнали перетворення. Це свідчить про недостатні умови старіння (тривалість, температура) для проходження дифузійних процесів при яких виділяється α -фаза.

Виділення α -фази носить локальний дисперсний характер і спостерігається лише в частині β -зерен.

Виділення α -фази мають дрібнодисперсну структуру, що свідчить про початкові стадії процесу.

У зразку 1 площа неперетвореної β -фази є найбільшою, тоді як у зразках 2 і 3 спостерігається часткове покращення дифузійного перетворення.

Неповне перетворення β -фази у зоні з плямою може знижувати її мікротвердість і сприяти локальній нестабільності матеріалу.

Зразки 2 і 3 демонструють більш рівномірний розподіл α -фази, що забезпечує дещо вищі механічні властивості порівняно із зразком 1.

У зоні термічного впливу зразків 1–3 спостерігається повне дифузійне перетворення β -фази з утворенням α -фази. Це свідчить про достатню тривалість та температуру старіння, які забезпечили завершення перетворень у цій зоні

Такий розподіл α -фази характерний для термічної обробки з рівномірним нагріванням і охолодженням. Утворена α -фаза має пластинчасту або голчасту морфологію.

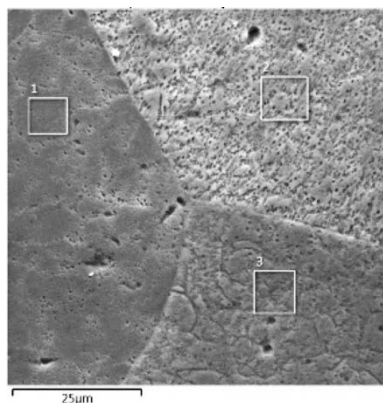
Зразки 2 і 3 демонструють тонкодисперсну структуру α -фази, що забезпечує найвищу рівномірність фазового складу. У зразку 1 спостерігаються деякі залишкові неоднорідності.

У зоні з відмінною травимістю спостерігається неповне фазове перетворення, що супроводжується зниженням механічних властивостей. Виділення α -фази носить дисперсний характер і нерівномірно розподіляється в межах β -зерен.

У ЗТВ фазовий склад є відносно рівноважним, що забезпечує високу стабільність структури та механічних властивостей (рис. 3.17).

Зразок 1 демонструє найбільші залишкові неоднорідності у зоні з плямою, тоді як зразки 2 і 3 мають кращу якість фазового складу в обох зонах.

У ході дослідження хімічного складу зразків другої групи встановлено, що зона з відмінною травимістю спостерігалася лише у зразка 6 (рис. 3.18).



№ спектру		Al	Ti	V	Cr	Fe	Mo
Зразок 6	1	5,07	83,56	5,00	0,75	0,98	4,63
	2	5,07	83,76	5,03	0,72	0,87	4,55
	3	5,13	83,75	4,97	0,64	0,90	4,60

Рисунок 3.18 - Рентгенівський хімічний аналіз зразка 6 в зоні з плямою

Для цієї зони характерним є локальне підвищення вмісту α -стабілізатора (Al - 5,09%) та β -стабілізаторів (V - 5,00%, Mo - 4,59%), що вплинуло на її фазовий склад. Аналіз мікроструктури показав, що у межах окремих β -зерен спостерігалось неповне дифузійне перетворення β -фази з локальним виділенням дисперсної α -фази. Така структура зони з плямою свідчить про нерівномірний температурний вплив під час термічної обробки, що призвело до залишкової стабілізації β -фази. У порівнянні з іншими зразками другої групи, які не мали зон з відмінною травимістю, зразок 6 демонструє локальну хімічну та фазову неоднорідність, яка може негативно впливати на механічну стабільність матеріалу.

У ході дослідження хімічного складу зон термічного впливу (ЗТВ) зразків 4-6 встановлено, що всі зразки демонструють однорідність основних елементів із невеликими коливаннями концентрацій (рис. 3.19, таблиця 3.6).

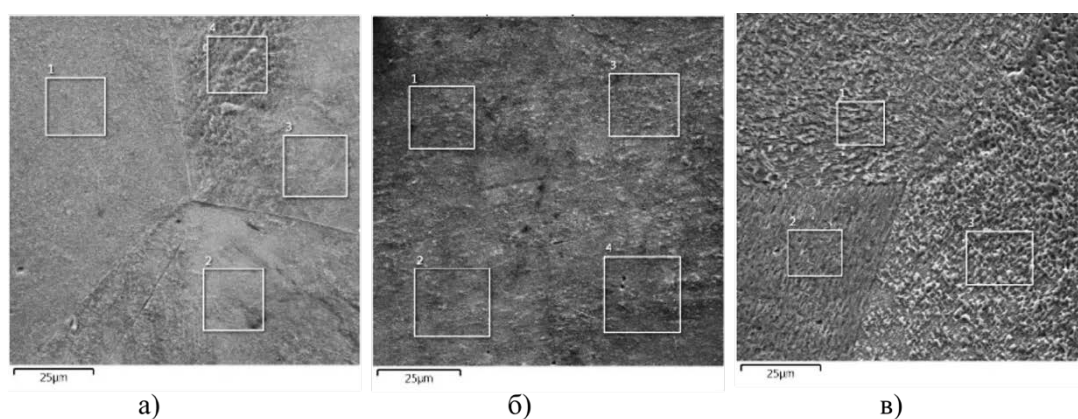


Рисунок 3.19 - Фото мікроструктур в ЗТВ зразка 4 (а), 5 (б), 6(в)

У зразку 4 спостерігається підвищений вміст молібдену (Mo - 5,02%) і ванадію (V - 5,09%), які сприяють стабілізації β -фази, що забезпечує пластичність матеріалу. Зразок 5 відзначається найвищою концентрацією заліза (Fe - 1,00%) і хрому (Cr - 0,82%), що підвищує міцність і корозійну стійкість ЗТВ. У зразку 6 виявлено найвищий вміст алюмінію (Al - 4,96%) і знижений рівень β -стабілізаторів, таких як ванадій (V - 4,91%) та залізо (Fe - 0,85%), що сприяє формуванню рівномірної α -фази та покращенню твердості матеріалу. Загалом, зразок 6

демонструє найбільш сприятливий хімічний склад для забезпечення стабільності фазового складу та високих механічних властивостей у зоні термічного впливу.

Таблиця 3.6 - Результати рентгенівського хімічного аналізу ЗТВ зразків другої групи відповідно до мікроструктур на рис. 3.19.

№ спектру		Al	Ti	V	Cr	Fe	Mo
Зразок 4	1	4,83	83,33	5,15	0,82	0,87	5,00
	2	4,87	83,25	5,18	0,73	0,98	4,98
	3	4,83	83,41	5,02	0,66	1,04	5,04
	4	4,96	83,22	5,02	0,75	0,97	5,07
Зразок 5	1	4,93	83,00	5,20	0,80	1,00	5,08
	2	4,92	83,27	5,19	0,85	0,98	4,79
	3	4,91	83,40	5,08	0,79	0,97	4,85
	4	4,89	83,19	5,06	0,84	1,06	4,96
Зразок 6	1	4,94	83,42	4,98	0,72	0,80	5,14
	2	4,97	83,56	4,85	0,78	0,88	4,97
	3	4,97	83,58	4,89	0,72	0,88	4,96

У зоні з відмінною травимістю зразків 1, 2, 3 та 6 спостерігається підвищений вміст α -стабілізатора (Al) (5,09–5,13%) та знижена концентрація β -стабілізаторів (Mo, V) порівняно із зоною термічного впливу (ЗТВ).

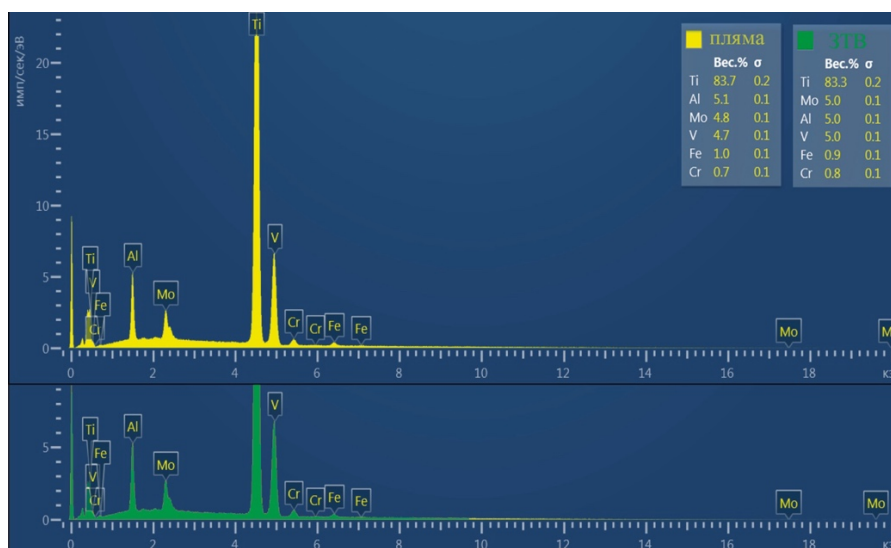


Рисунок 3.20 - Розподіл хімічного складу у зоні з відмінною травимістю («пляма») та зоні термічного впливу (ЗТВ) зразка 2 після локальної термічної обробки.

Це свідчить про локальне протікання дифузійних процесів, під час яких β -фаза не повністю досягає рівноважного стану через нерівномірний температурний вплив (рис. 3.20). У результаті формується локальна хімічна неоднорідність, яка вказує на нестабільність термічних умов у цій зоні. Серед досліджених зразків зразок 6 демонструє найкращі результати завдяки більш рівномірному розподілу хімічних елементів, що свідчить про вдосконалення параметрів термічної обробки.

У зоні термічного впливу (ЗТВ) зразків 1–6 зафіксовано рівномірне протікання дифузійних процесів, які сприяють утворенню рівноважного $\alpha+\beta$ стану. Вміст β -стабілізаторів (Mo, V) у цій зоні становить 4,85–5,08%, тоді як α -стабілізатора (Al) – 4,83–4,97%. Це забезпечує формування стабільної фазової структури, характерної для рівноважного $\alpha+\beta$ стану. Зразок 6 вирізняється найбільш збалансованим хімічним складом серед усіх досліджених зразків, що свідчить про оптимізацію параметрів локальної термічної обробки.

Для визначення впливу ЛТО на механічні властивості зразків було проведено вимірювання мікротвердості поверхні шліфів.

3.6 Коливання значень мікротвердості та структурні зміни у зонах наплавлення, термічного впливу та основного металу

Дослідження мікротвердості зразків 1-6 проводилося у трьох основних зонах: наплавленому шарі, ЗТВ та основному металі. Вимірювання були виконані у висотному та поздовжньому напрямках, що дозволило отримати середні значення мікротвердості для кожної зони. Отримані результати наведено в таблицях 3.7 та 3.8

Аналіз мікротвердості шліфів зразків 1–6 показав суттєві відмінності між зонами наплавлення, термічного впливу (ЗТВ) та основного металу. У зоні наплавлення зразки групи 1 (1–3) характеризуються вищими значеннями мікротвердості (389–428 HV у висотному напрямку та 402–428 HV у поздовжньому), однак значні відхилення (до $\pm 21,4$ HV) вказують на фазову неоднорідність, спричинену локальними температурними градієнтами. Зразки

групи 2 (4-6) демонструють нижчі значення мікротвердості (362–424 HV) з меншими відхиленнями ($\pm 2,8$ – $\pm 18,4$ HV), що свідчить про більш рівномірне формування фазового складу.

Таблиця 3.7 - Середні значення мікротвердості зон, що утворилися під час наплавлення (висотний напрямок)

Зона контролю	Н, мм	Середні значення мікротвердості зразків, HV					
		Група 1			Група 2		
		1	2	3	4	5	6
Наплавлення	0,5	389 \pm 7,8	399 \pm 13,4	413 \pm 21,4	362 \pm 12,9	367 \pm 7,8	364 \pm 4,6
Зона термічного впливу	2	314 \pm 9,7	422 \pm 6,9	409 \pm 13,0	408 \pm 11,6	415 \pm 8,8	380 \pm 13,9
	3,5	314 \pm 11,6	418 \pm 14,8	431 \pm 20,6	408 \pm 20,8	409 \pm 5,1	384 \pm 12,3
	5	313 \pm 6,7	435 \pm 13,1	405 \pm 9,0	418 \pm 14,6	415 \pm 12,5	405 \pm 4,4
Основний метал	6	363 \pm 18,9	427 \pm 9,4	430 \pm 11,4	415 \pm 6,7	404 \pm 13,4	416 \pm 10,8

Таблиця 3.8 - Середні значення мікротвердості зон, що утворилися під час наплавлення (повздовжній напрямок)

Зона контролю	Середні значення мікротвердості зразків, HV					
	Група 1			Група 2		
	1	2	3	4	5	6
Наплавлення	428 \pm 13,8	424 \pm 19,2	402 \pm 11,1	392 \pm 2,8	388 \pm 18,4	424 \pm 8,0
	427 \pm 18,3	422 \pm 6,11	413 \pm 13,9	389 \pm 6,8	365 \pm 37,4	408 \pm 26,2
Пляма в ЗТВ	325 \pm 11,4	323 \pm 4,3	335 \pm 7,6	-	-	340 \pm 11,0
ЗТВ	428 \pm 17,7	414 \pm 11,8	449 \pm 17,8	446 \pm 18,8	435 \pm 17,5	451 \pm 23,9
Основний метал	330 \pm 23,7	302 \pm 11,1	312 \pm 16,5	423 \pm 13,8	418 \pm 16,3	386 \pm 23,1
	328 \pm 15,9	305 \pm 12,2	329 \pm 18,8	416 \pm 10,5	423 \pm 17,6	394 \pm 22,1

Зона з відмінною травимістю («пляма») спостерігалася у зразках 1, 2, 3 (група 1) та зразку 6 (група 2). У зразках групи 1 мікротвердість у зоні плями значно нижча (325-335 HV) із відхиленнями до $\pm 11,4$ HV, що свідчить про локальні хімічні та фазові неоднорідності, зумовлені залишковою β -фазою. У зразку 6 мікротвердість у зоні плями вища (340 ± 11 HV), що свідчить про більш ефективне термічне оброблення порівняно зі зразками групи 1.

У зоні термічного впливу (ЗТВ) зразки групи 1 мають мікротвердість у межах 314-449 HV із відхиленнями до $\pm 17,8$ HV. Значні коливання свідчать про локальні неоднорідності фазового складу через температурні перепади. У зразках групи 2

мікротвердість у ЗТВ є вищою (380-451 HV) та стабільнішою, із відхиленнями у межах $\pm 4,4$ - $\pm 23,9$ HV. Зразок 6 демонструє найвищу мікротвердість у ЗТВ ($451 \pm 23,9$ HV), що свідчить про рівномірне протікання дифузійних процесів і формування рівноважного $\alpha + \beta$ стану.

Аналіз мікротвердості зон наплавлення, термічного впливу (ЗТВ) та зон з відмінною травимістю у зразках 1-6 показав узгодженість отриманих результатів із літературними даними. Зокрема, згідно з [1], β -фаза у титанових сплавах характеризується мікротвердістю у межах 250–300 HV, тоді як α -фаза має вищу мікротвердість – 350-400 HV. У зоні з відмінною травимістю (зразки 1, 2, 3 та 6) значення мікротвердості коливалися у межах 325-340 HV, що вказує на наявність залишкової β -фази, яка не зазнала повного перетворення під час локальної термічної обробки (рис. 3.21).

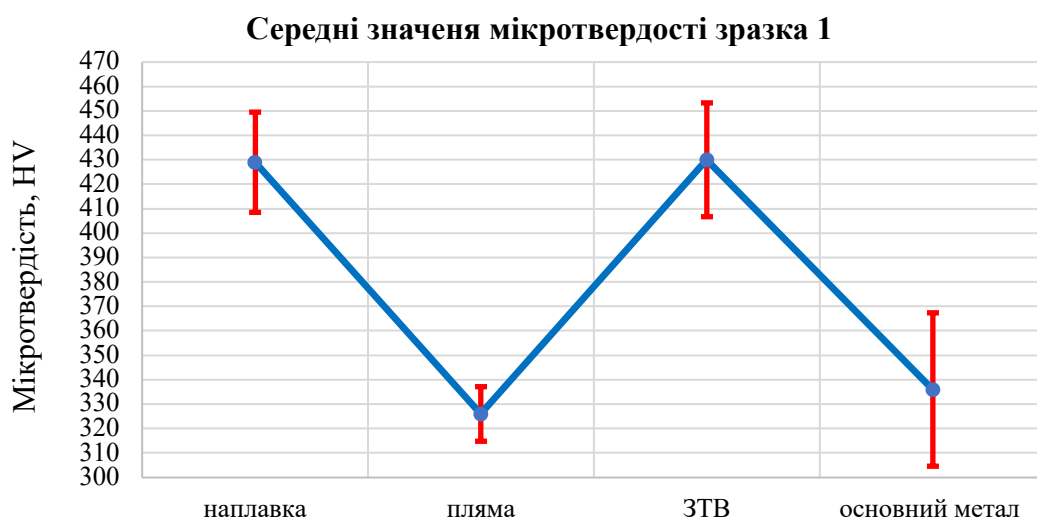


Рисунок 3.21 - Розподіл мікротвердості зон наплавлення, ЗТВ та основного металу зразка 1 після локальної термічної обробки

У статті [110] наголошується, що уповільнене охолодження або локальний перегрів сприяють стабілізації β -фази, яка може залишатися у структурі матеріалу. Це було підтверджено проведеним дослідженням, у зразках групи 1 зона з плямою мала значно нижчу мікротвердість порівняно з іншими зонами через нерівномірний розподіл фазового складу. Зразок 6 (група 2), де також спостерігалася зона з

прямою, показав дещо вищу мікротвердість у цій зоні (340 HV), що вказує на часткове перетворення β -фази на рівноважний $\alpha+\beta$ стан завдяки оптимізованим параметрам термічної обробки (рис. 3.22).



Рисунок 3.22 - Розподіл мікротвердості зон наплавлення та ЗТВ зразка 5 після локальної термічної обробки

У зоні термічного впливу (ЗТВ) зразки групи 1 демонстрували значні коливання мікротвердості (314-449 HV), що свідчить про локальні структурні неоднорідності. У зразках групи 2 значення мікротвердості у ЗТВ були стабільнішими (380-451 HV), що вказує на ефективніше протікання дифузійних процесів. Особливо це помітно у зразку 6, де найвищі показники мікротвердості у ЗТВ (451 HV) свідчать про якісне формування рівноважного $\alpha+\beta$ стану.

Дані [107] підтверджують, що правильний контроль параметрів термічної обробки є ключовим для уникнення крупнозернистої β -фази у зоні наплавлення та зменшення зон із низькою мікротвердістю. Це узгоджується із висновками щодо зразків групи 2 (4-6), які демонстрували стабільні значення мікротвердості у всіх зонах.

Результати аналізу мікрошліфів показали, що зона наплавлення всіх зразків складалася з великих витягнутих β -зерен (500-600 мкм), орієнтованих у напрямку тепловідведення, з відманштетовою структурою, що сформувалася через дифузійне перетворення β -фази під час локальної термічної обробки (ЛТО). Пластинчаста α -фаза утворилася внаслідок часткового розпаду мартенситної α' -фази після

гартування, що є типовим для режимів ЛТО. У першому зразку переважає α -фаза, у другому та четвертому зразках спостерігається майже рівномірний розподіл фаз, що вказує на різні режими охолодження. Як показано на рисунку 3.23, мікроструктура наплавленого шару зразків двох груп мала відмінності: у першій групі зразків α -пластини були збільшеними. Це, ймовірно, пов'язано зі збільшенням часу витримки під час ЛТО.

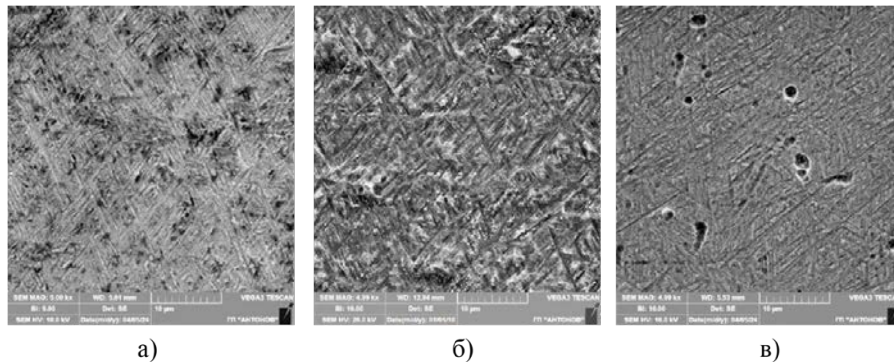


Рисунок 3.23 - Мікроструктура області наплавлення після ЛТО зразка 1 (а), 3 (б) та 4 (в)

У більшості зразків у ЗТВ після ЛТО сформувалася двофазна структура, що складалася з α - та β -фаз. Формування такої структури зумовлене повільним охолодженням зразків на повітрі під час відпалу, що сприяло перетворенню високотемпературної β -фази у рівноважну α -фазу та залишкову матрицю β -фази.

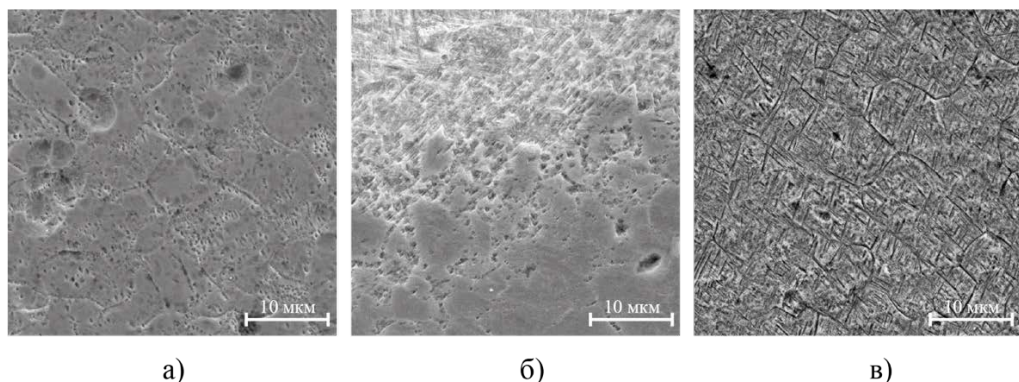


Рисунок 3.24 - Мікроструктура ЗТВ після ЛТО у центральній зоні зразка 1, (а), перехідній зоні між наплавленням і ЗТВ зразка 3 (б) та в центральній зоні зразка 4 (в)

ВИСНОВКИ

Дослідження зразків зі сплаву ВТ22, які пройшли відновлювальне наплавлення із використанням присадного дроту СП15св та однакову локальну термічну обробку (ЛТО), показало, що технологія наплавлення у поєднанні з ЛТО здатна забезпечити високу якість наплавленого шару. Наплавлення у середовищі аргону під впливом змінного магнітного поля дозволило досягти рівномірної структури зони термічного впливу (ЗТВ), мінімальної кількості пор діаметром до 0,1 мм та стабільності структури наплавленого шару, що позитивно вплинуло на механічні властивості зразків другої групи (4, 5, 6).

Результати аналізу шліфів зразків 1-6 показали, що зразок 4 демонстрував максимальні напрацювання під час втомних випробувань завдяки найкращим характеристикам структури. Його ЗТВ характеризувалася рівномірною структурою та стабільною мікротвердістю (408-418 HV), що забезпечило плавний перехід між зонами та відсутність значних поверхневих дефектів.

У той же час зразки першої групи (1, 2, 3) показали гірші результати через високий рівень шорсткості поверхонь, наявність глибоких рисок (до 25 мкм) і поверхневих дефектів, які сприяли концентрації напружень та швидкому утворенню тріщин. У ЗТВ цих зразків спостерігалася зона з відмінною травимістю («пляма»), що характеризувалася підвищеним вмістом β -фази, локальними хімічними неоднорідностями та зниженою мікротвердістю (325–335 HV), що також негативно впливало на довговічність.

Зразок 6, хоча і мав зону з відмінною травимістю, продемонстрував значно кращу мікротвердість у ЗТВ (380-451 HV) та меншу кількість поверхневих дефектів у порівнянні із зразками групи 1. Це дозволило забезпечити тривалу працездатність, хоча і нижчу, ніж у зразка 4.

РОЗДІЛ 4 Особливості мікроструктури та властивостей сплаву ВТ22 під впливом наплавлення дротом ВТ22св та термічної обробки

Для зручності аналізу отриманих результатів після проведення втомних випробувань зразки зі сплаву ВТ22 були розділені на дві групи залежно від місця зародження початкової зони руйнування. Перша група складалася із трьох зразків, у яких руйнування відбувалося у зоні сплавлення основного металу з наплавленням. Друга група включала зразки, у яких руйнування розпочиналося з отвору. Такий підхід дозволив виокремити специфічні особливості мікроструктури, механічних властивостей та характеру руйнування зон, що найбільше піддавалися впливу напружень під час випробувань, див. таблицю 4.1.

Таблиця 4.1 - Напрацювання зразків після проведення втомних випробувань

№ зразка		N, цикл.
Група 1	1	3917
	2	7054
	3	6378
Група 2	4	14874
	5	28388
	6	14192

Розподіл зразків на дві групи дозволив детально дослідити вплив наплавлення дротом ВТ22св та локальної термічної обробки (ЛТО) на формування мікроструктури та механічні властивості сплаву. Зразки другої групи показали значно вищі показники напрацювань, що пов'язано зі специфікою структури в зоні наплавлення та підготовки отворів. Аналіз зон, де починалося руйнування, виявив суттєвий вплив параметрів наплавлення та ЛТО на стійкість матеріалу до втомних руйнувань. 4.1 Аналіз дефектів наплавлення та їх вплив на зародження тріщин.

4.1 Вплив геометрії наплавленого шару, ЗТВ та шорсткості поверхні отвору на напрацювання зразків другої групи

Дефекти наплавлення та стан поверхонь є ключовими факторами, що впливають на зародження та розвиток тріщин у матеріалах, які зазнають циклічних навантажень. Аналіз зразків після втомних випробувань був спрямований на виявлення характеру дефектів у зонах сплавлення та стану поверхні отворів, які є основними зонами концентрації напружень.

Зразки першої групи: Для зразків першої групи руйнування відбувалося у зоні сплавлення основного металу з наплавленням. Ця зона зазнавала значного впливу циклічних навантажень, і саме її стан визначав кінцеві результати випробувань. Дослідження стану поверхні отворів у цих зразках не проводилось, оскільки зародження тріщин було локалізоване виключно у зоні сплавлення. Основна увага була зосереджена на макроскопічному аналізі зони сплавлення, яка виявила основні дефекти, що вплинули на зниження довговічності цих зразків.

Зразки другої групи: У зразках другої групи руйнування розпочиналося з отворів. Дослідження макроструктури показало, що поверхня отворів мала згладжений рельєф без суттєвих дефектів, які могли б стати концентраторами напружень (рис. 4.1).

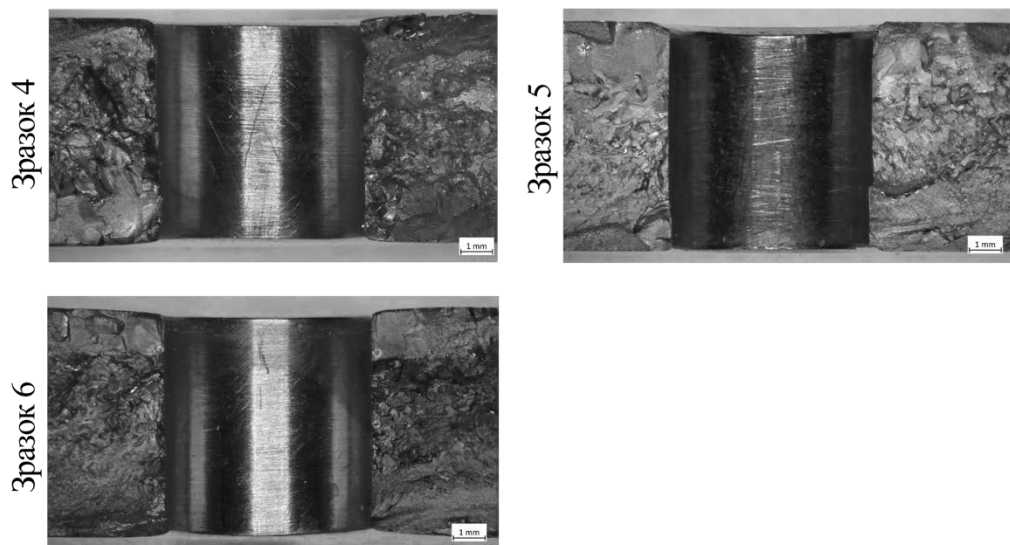


Рисунок 4.1 - Зовнішній вигляд отвору зразків другої групи

Шорсткість поверхонь відповідала технічним вимогам креслення, хоча було зафіксовано rischi глибиною до 4,1 мкм, що свідчить про вплив механічної обробки. Незважаючи на це, стан поверхонь отворів забезпечив рівномірний розподіл напружень, що сприяло кращій довговічності зразків другої групи. Результати вимірювань параметрів шорсткості наведено у табл. 4.2.

Таблиця 4.2 - Стан поверхні отвору зразків після втомного руйнування

№ зразка	Шорсткість поверхні отвору, Ra	Глибина рисок в отворі, мкм
4	0,25...0,32	3,0
5	0,36...0,64	4,1
6	0,32...0,36	3,3

Такий підхід до аналізу дозволив розділити вплив різних факторів на довговічність зразків. Для першої групи основний вплив мали дефекти у зоні сплавлення, тоді як для другої групи ключовим фактором стала якість поверхні отворів, яка сприяла підвищенню стійкості до втомного руйнування.

Було виявлено незначні відхилення у кінцевих розмірах наплавленого шару та глибині зони термічного впливу (ЗТВ) для зразків другої групи, які могли вплинути на результати напрацювань під час втомних випробувань. Відмінності у товщині наплавленого шару та глибині ЗТВ могли спричинити локальні зміни в розподілі напружень, що впливало на механічні властивості та довговічність матеріалу. Зокрема, нерівномірна глибина ЗТВ могла призводити до утворення зон із підвищеною концентрацією напружень, що знижувало ресурс окремих зразків.

Аналіз даних зразків другої групи (табл. 4.3) показав, що вони мали відносно стабільну товщину та глибину наплавленого шару, однак спостерігалися відхилення, наприклад, збільшення глибини ЗТВ до 3,0 мм у зразку 6. Це могло бути зумовлено локальними температурними градієнтами під час наплавлення, що викликало локальні перепади у властивостях матеріалу. Зразок 5, із середньою глибиною ЗТВ 2,25 мм та мінімальними відхиленнями у товщині шару, продемонстрував найвищі напрацювання (28388 циклів), що свідчить про

важливість стабільності геометричних характеристик наплавленого шару для покращення довговічності.

У таблиці 4.3 наведено середні значення розмірів наплавленого шару, глибини ЗТВ та загальної товщини зразків другої групи, що дозволяє оцінити зв'язок між геометричними характеристиками наплавлення та результатами втомних випробувань.

Таблиця 4.3 - Середні значення зон, що утворилися під час відновлювального наплавлення

№ зразка	N, цикл.	Середня глибина нанесеного шару, мм	Середня глибина ЗТВ, мм	Товщина зразка, мм
4	14784	1,25	2,75	6,8
5	28388	1,25	2,25	6,7
6	14192	1,5	3,0	6,7

Таким чином, результати аналізу показують, що відхилення у глибинах наплавленого шару та ЗТВ для зразків другої групи мали значний вплив на довговічність матеріалу. Оптимальна глибина ЗТВ, як у зразку 5, сприяла рівномірному розподілу напружень і покращенню експлуатаційних характеристик матеріалу.

4.2 Дослідження тріщин у зоні наплавлення та термічного впливу за макроструктурними ознаками

Руйнування зразків першої групи відбувалося у зоні сплавлення основного металу з наплавленим шаром. Це було зумовлено недостатнім захистом зварювальної ванни під час наплавлення у середовищі інертних газів. Недостатній захист аргоном спричиняв контакт рідкого металу з киснем і азотом повітря, що призводило до утворення оксидів і нітридів на поверхні шва. Такі сполуки не тільки

погіршували змочування, але й знижували глибину проплавлення основного металу, що є критичним для формування якісного з'єднання.

Ознакою недостатнього захисту під час наплавлення були кольори плинності на поверхні зламів, які вказували на присутність оксидних і нітридних плівок. Ці плівки ставали концентраторами напружень, значно знижували міцність з'єднання та сприяли передчасному руйнуванню (рис. 4.2).

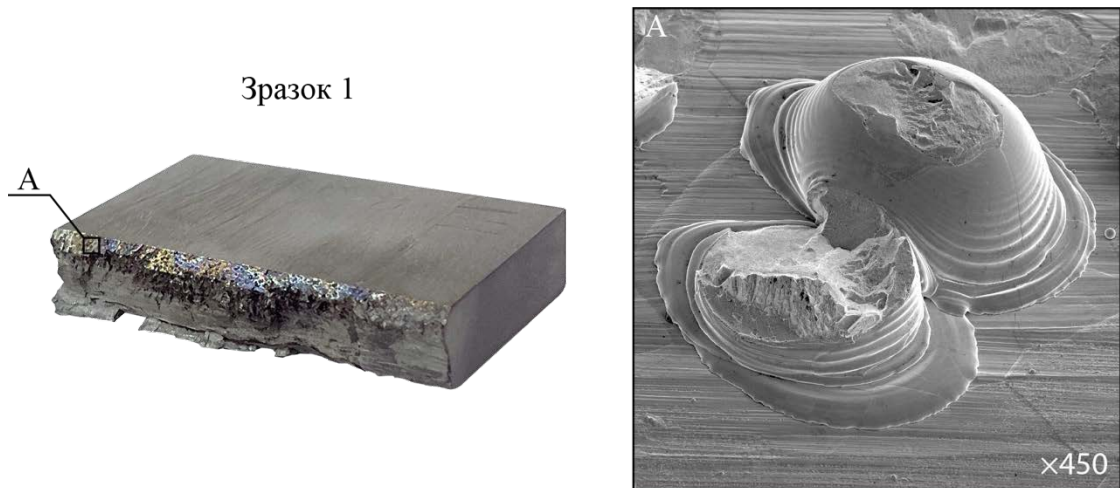


Рисунок 4.2 - Зовнішній вигляд зразка 1, що зруйнувався в процесі втомних випробувань

Зразок 1 мав найбільш окислену поверхню у зоні сплавлення, що спричинило найнижчі показники напрацювань до руйнування серед усіх зразків першої групи (3917 циклів). Це підтверджено макроструктурними дослідженнями (рис. 4.2).

Тріщини розвинулися по краю зони плавлення, де були зафіксовані три основні зони (рис. 4.3):

- гладка, блискуча зона з кольорами плинності: наявність поодиноких стовпчастих зерен, які сприяли локалізації напружень і крихкому руйнуванню. Риски від механічної обробки пазів перед зварюванням свідчили про недостатнє сплавлення;

- темна зона з грубим макрорельєфом (ЗТВ): зона із значними змінами структури під впливом високих температур. Макрорельєф вказував на неоднорідність термічних процесів;

- гладка матова ділянка з кільцевими лініями втоми: зона подальшого розвитку тріщини під дією циклічних навантажень.

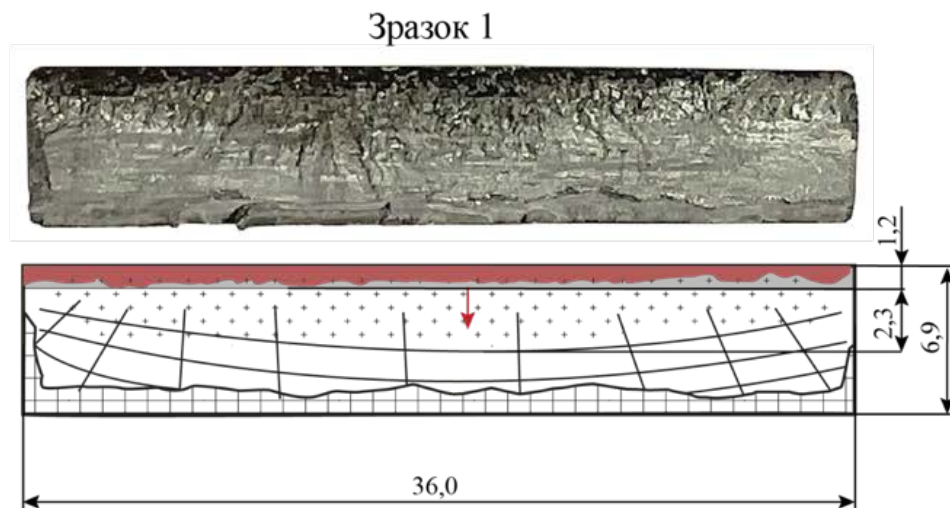


Рисунок 4.3 - Зовнішній вигляд та схеми будови зламів зразка 1

Характер руйнування зразка 3 був схожим до зразка 1. Тріщини поширювалися через недостатнє сплавлення та присутність оксидів і рисок (рис. 4.4).

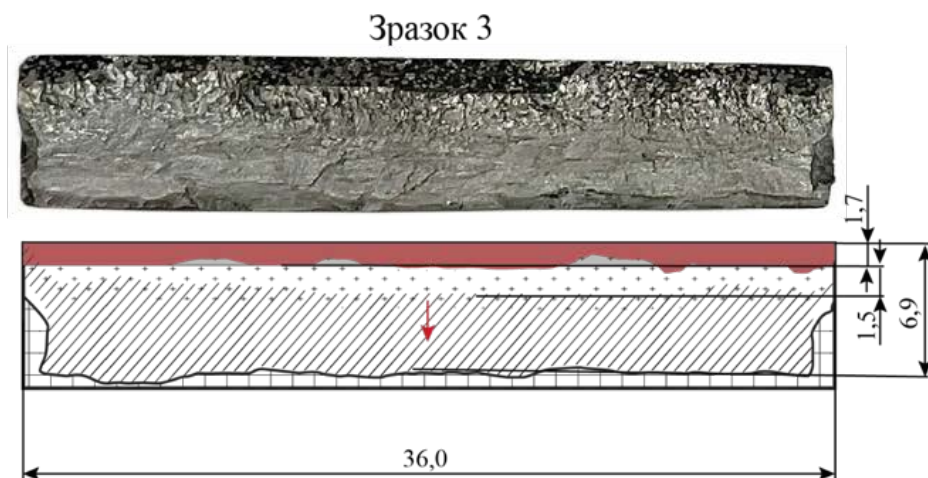
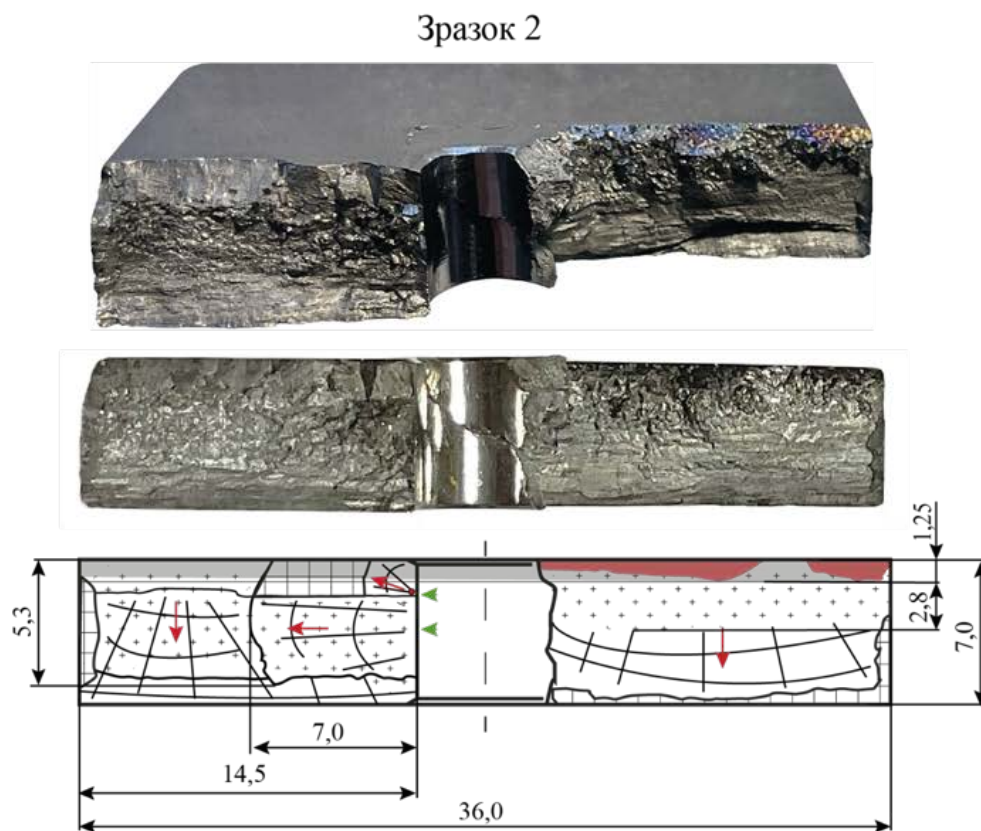


Рисунок 4.4 - Зовнішній вигляд та схеми будови зламів зразка 3

Руйнування зразка 2 мало змішаний характер. Воно відбувалося як у зоні сплавлення, так і поблизу поверхні отвору.

Основною причиною руйнування була пора діаметром 70 мкм у наплавленому шарі, яка стала концентратором напружень.

Тріщина розвивалася через поєднання крихкого та в'язкого механізмів, що підтверджується макроструктурними ознаками. У зоні наплавлення були виявлені втомні зони та механізми крихкого руйнування (рис. 4.5).



Умовні позначення:

- зона наплавленого матеріалу;
- зона з кольорами плинності;
- зона в'язкого статичного руйнування;
- зона втомного руйнування;
- зона остаточного руйнування;
- ← - напрямок розвитку тріщини;
- ↗ - осередок тріщини.

Рисунок 4.5 - Зовнішній вигляд та схеми будови зламів зразка 2

У зразках другої групи виявлено по дві тріщини, які розвивалися від поверхні отворів. Макроструктурний аналіз зон наплавлення зразків 4 і 6 показав наявність дефектів у вигляді множинних пор діаметром 0,05 - 0,12 мм, які були розташовані у наплавленому шарі поблизу отворів. Тріщини зароджувалися саме від цих пор, хоча самі пори не виходили на поверхню отвору, що підтверджується макроструктурними дослідженнями (рис. 4.5).

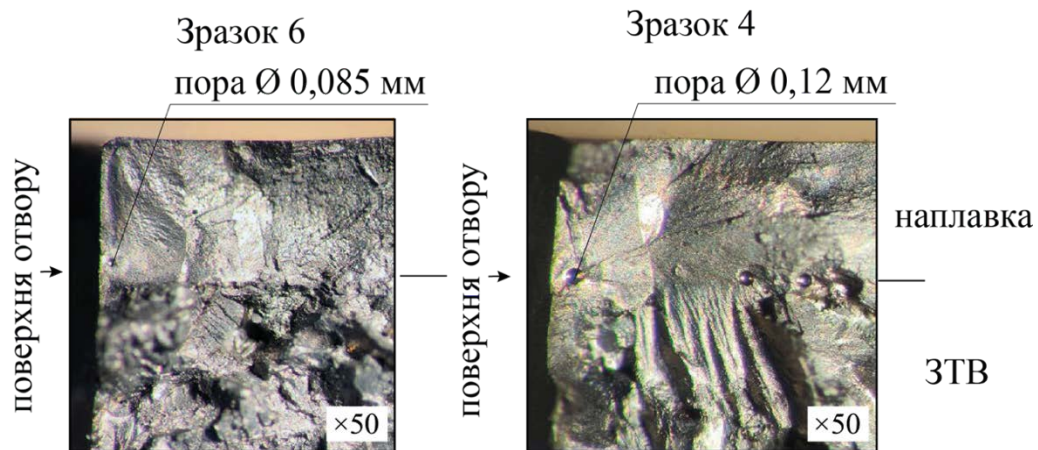


Рисунок 4.6 - Фотографії фрагменту зламів двох зразків 4 та 6 з порами в наплавленому шарі від яких почався розвиток втомних тріщин.

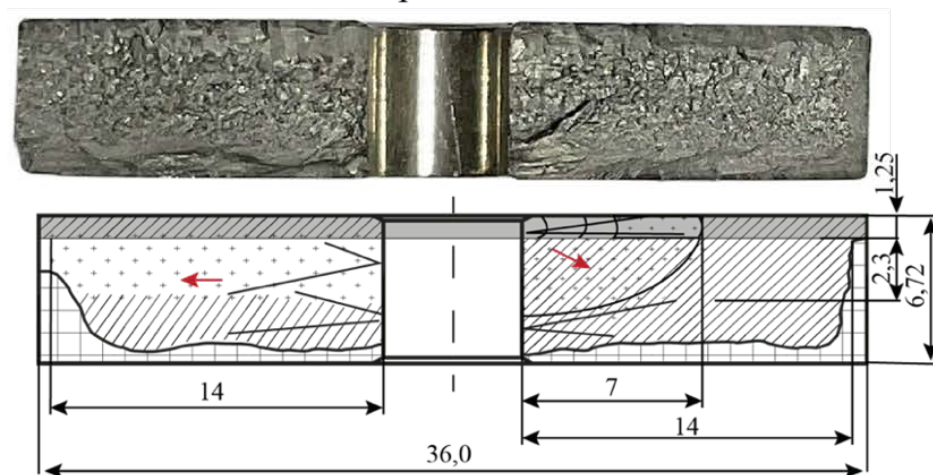
На відміну від зразків 4 і 6, у зразку 5 тріщини зароджувалися у зоні термічного впливу (ЗТВ). У зоні наплавлення цього зразка також спостерігалися поодинокі пори діаметром до 0,05 мм, які слугували концентраторами напружень. Однак основна зона зародження тріщин розташовувалася у ЗТВ, що можна пояснити локальними структурними неоднорідностями, характерними для цієї зони.

Макрофрактографічний аналіз зламів зразків 4 і 6 показав, що тріщини у цих зразках зароджувалися від пор поблизу отворів і розвивалися за змішаними механізмами крихкого та в'язкого руйнування. Початкові зони тріщин демонстрували ознаки втомного підростання, що свідчить про комбінований характер розвитку тріщини.

При досягненні зони термічного впливу (ЗТВ) поверхня зламів ставала нерівномірною, що було пов'язано з мікроструктурними змінами та підвищеною концентрацією напружень. У ЗТВ виявлялися такі ознаки:

- в'язке руйнування: проявлялося через пластичні деформації матеріалу навколо тріщини, що свідчить про локальну пластичну адаптацію до навантаження;
- крихке руйнування: спостерігалось як інтеркристалітно по межах β -зерен, так і транскристалітно через елементи структури. На завершальній стадії руйнування з'являлися ділянки ямкового мікрорельєфу із залишками фасеток, характерних для крихкого руйнування.

Зразок 4



Зразок 6

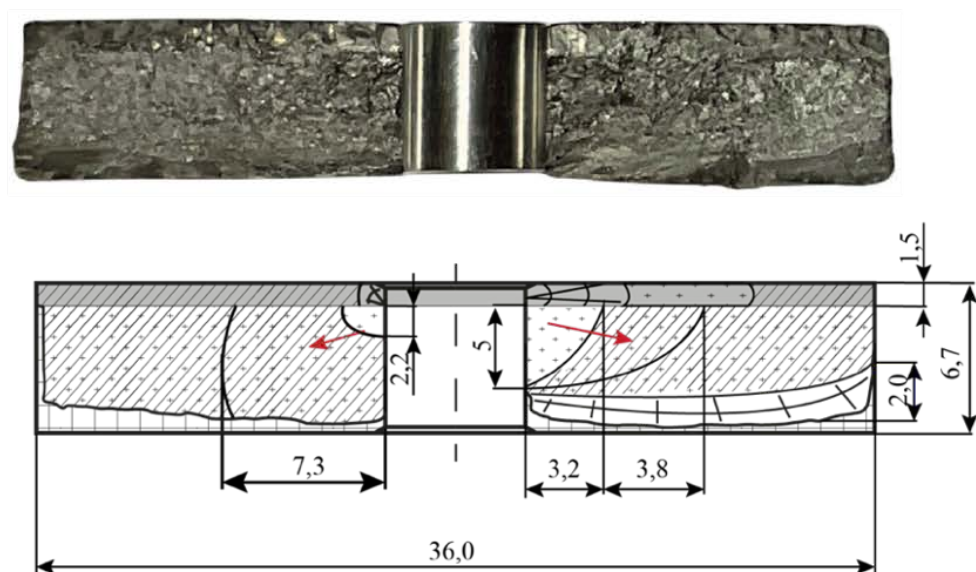
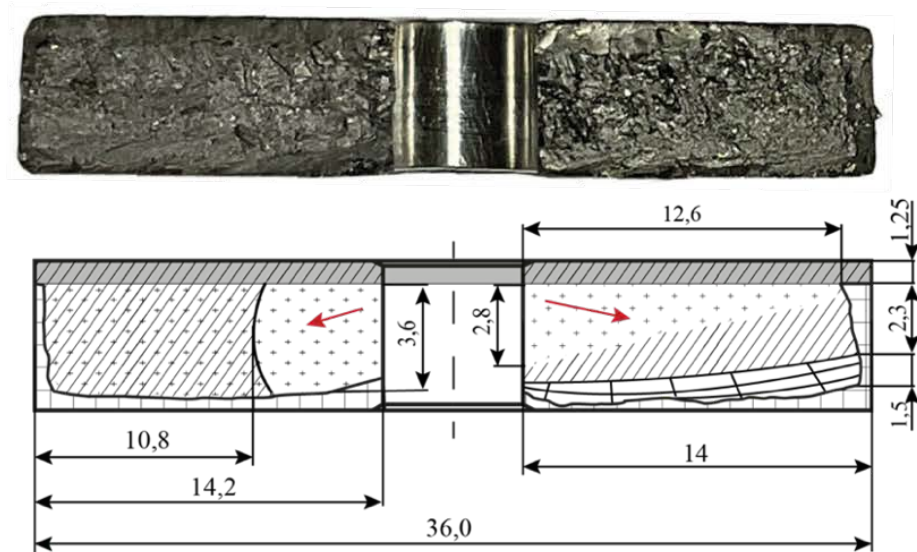


Рисунок 4.7 - Зовнішній вигляд та схеми будови зламів зразків 4, 6 другої групи

На відміну від зразків 4 і 6, у зразку 5 руйнування відбувалося у зоні термічного впливу поблизу наплавленого шару (рис. 4.8). Поверхня зламу мала більш згладжений рельєф, що вказує на підвищену пластичність цієї зони. Така поведінка може бути пов'язана з рівномірнішим фазовим складом ЗТВ у зразку 5, а також меншою концентрацією дефектів.

Зразок 5



Умовні позначення:








-  - зона наплавленого матеріалу;
-  - зона крихкого руйнування
-  - зона в'язкого статичного руйнування;
-  - зона змішаного руйнування (втомно-в'язкого);
-  - зона остаточного руйнування;
-  - напрямок розвитку тріщини;
-  - осередок тріщини.

Рисунок 4.8 - Зовнішній вигляд та схеми будови зламів зразка 4 другої групи

У ході дослідження зразків першої групи було проведено детальний аналіз осередків зародження та зон подальшого розвитку тріщин. Використання сканувального електронного мікроскопа дозволило виявити ключові макро- та мікроструктурні особливості механізмів руйнування.

На початкових ділянках тріщин було зафіксовано мікрорельєф із окремих стовпчастих зерен, які руйнувалися за механізмом злиття мікропор. На цих

ділянках чітко ідентифікувалися гладкі зони несплавлення з видимими слідами механічної обробки, ймовірно, утвореними під час підготовки пазів перед наплавленням (рис. 4.9 а).

У ЗТВ було виявлено змішаний мікрорельєф, що складався з зернограничних фасеток, ділянок сколу та квазісколу. Такий характер руйнування свідчить про складний механізм, який включає інтеркристалітне (по межах зерен) і транскристалітне (через зерна) руйнування (рис. 4.9 б).

У зоні основного металу, яка зазнала мінімального температурного впливу під час наплавлення та ЛТО, структура сплаву ВТ22 залишалася близькою до початкової. У цій зоні спостерігався борозчатий мікрорельєф, характерний для стабільного втомного підростання тріщини під дією циклічних навантажень (рис. 4.9 в).

Механізми руйнування у зразках першої групи визначалися зональними особливостями структури та наявністю мікродефектів.

У зоні часткового сплавлення були виявлені дефекти несплавлення та стовпчасті зерна, які стали концентраторами напружень. Це сприяло локалізованому крихкому руйнуванню в цих зонах.

У зоні термічного впливу руйнування відбувалося за змішаним механізмом, поєднуючи зернограничні та транскристалітні сколи. Такі механізми були обумовлені впливом високих температур, які викликали локальні мікроструктурні зміни.

У зоні основного металу руйнування мало втомний характер із довготривалим розвитком тріщини. Борозчатий мікрорельєф у цій зоні свідчить про стабільне втомне зростання тріщини під дією циклічних навантажень.

Аналіз руйнування зразків першої групи виявив, що основними зонами зародження тріщин є часткове сплавлення та зона термічного впливу. Несплавлення, стовпчасті зерна та локальні дефекти у цих зонах створювали концентрації напружень, сприяючи крихкому руйнуванню. У зоні основного металу втомне руйнування було обумовлено стабільним борозчатим

мікрорельєфом, що свідчить про тривалий розвиток тріщини під впливом циклічних навантажень.

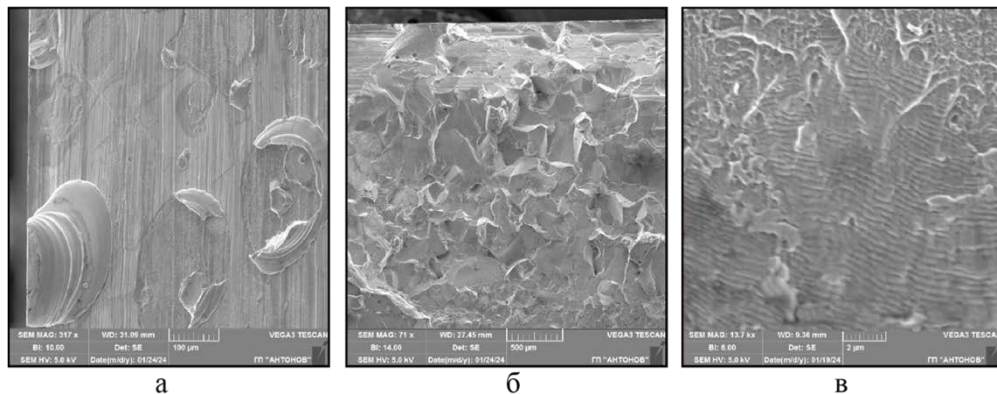


Рисунок 4.9 – Характерний вид поверхні зламів зразків першої групи в зоні наплавлення (а), ЗТВ (б) та в зоні втомного розвитку (в).

У процесі дослідження зразків другої групи (4, 5 і 6) встановлено, що механізми руйнування мали змішаний характер, включаючи повторно-статичний механізм (малоциклову втому) та крихкий міжзеренний механізм. Основні осередки зародження тріщин розташовувалися у зоні наплавлення або зоні термічного впливу (ЗТВ), залежно від розташування дефектів і локальних напружень.

У зразках 4 і 6 тріщини зароджувалися у зоні наплавлення від пор діаметром 0,05–0,12 мм, розташованих на відстані 80–100 мкм від поверхні отвору.

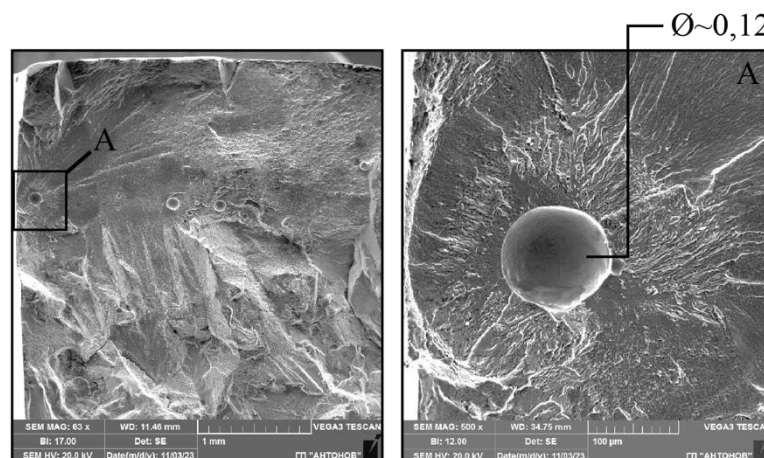


Рисунок 4.10 - Вид пори в осередку тріщини зразка 4, яка розвинулась в наплавленому шарі справа від поверхні центрального отвору.

Ці пори стали концентраторами напружень, що сприяло локалізованому зародженню тріщин. Макроструктурні дослідження підтвердили, що ці пори не виходили на поверхню отворів, але впливали на розвиток руйнування (рис. 4.10, 4.11).

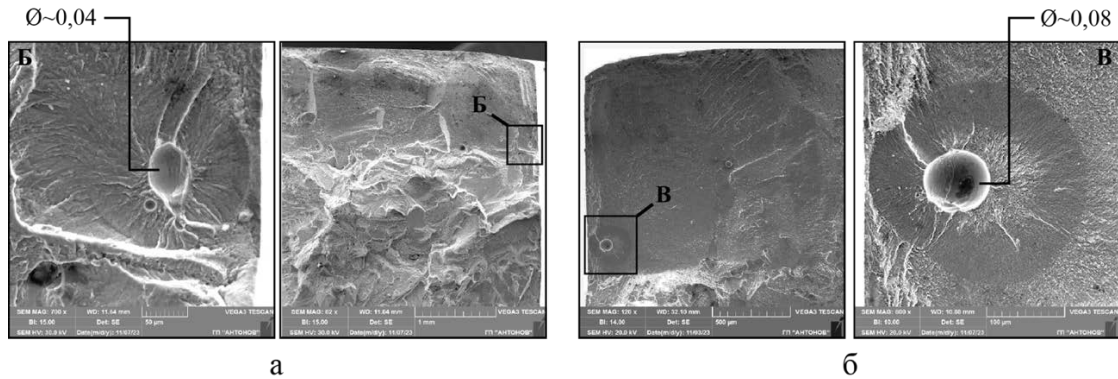


Рисунок 4.11 - Вид пор в осередку тріщини зразка б, які розвинулись від отвору у наплавленому шар ізліва (а) та справа (б) від поверхні отвору

Наявність вторинних мікротріщин, що розвинулися від пор, вказує на високу концентрацію напружень у цих зонах, які слугували осередками зародження руйнування (рис. 4.12, а). На початкових етапах розвитку тріщин у зоні наплавлення спостерігався борозенчастий мікрорельєф, характерний для втомного руйнування. Цей рельєф свідчить про стабільний розвиток тріщин під дією циклічних навантажень (рис. 4.12, б).

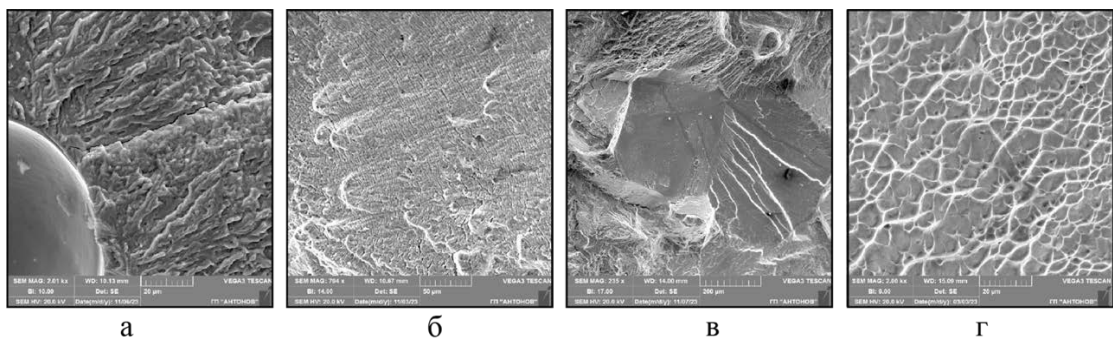


Рисунок 4.12 - Характерний мікрорельєф поверхні зламів зразків 4, б: а) вид початкового руйнування від пори при більшому збільшені; б) вид борозенчастого мікрорельєфу; в) фасетки сколу в ЗТВ; г) в'язкий ямковий мікрорельєф в зоні остаточного руйнування.

У ЗТВ поверхня зламів мала переважно крихкий характер із зернограничними фасетками сколу, а також ділянками транскристалітного руйнування. Виявлені ямкові ділянки свідчать про взаємодію пластичних і крихких механізмів руйнування (рис. 4.12, в, г).

У зоні остаточного руйнування переважали мікрорельєфи крихкого сколу, що вказує на зниження здатності матеріалу до пластичної адаптації в умовах локальних напружень.

У зразку 5 основний осередок тріщини розташовувався у ЗТВ поблизу поверхні отвору. В зоні наплавлення поблизу отвору також спостерігалася поодинокі пора діаметром до 0,05 мм, однак вона не мала суттєвого впливу на зародження та розвиток тріщини (рис. 4.13).

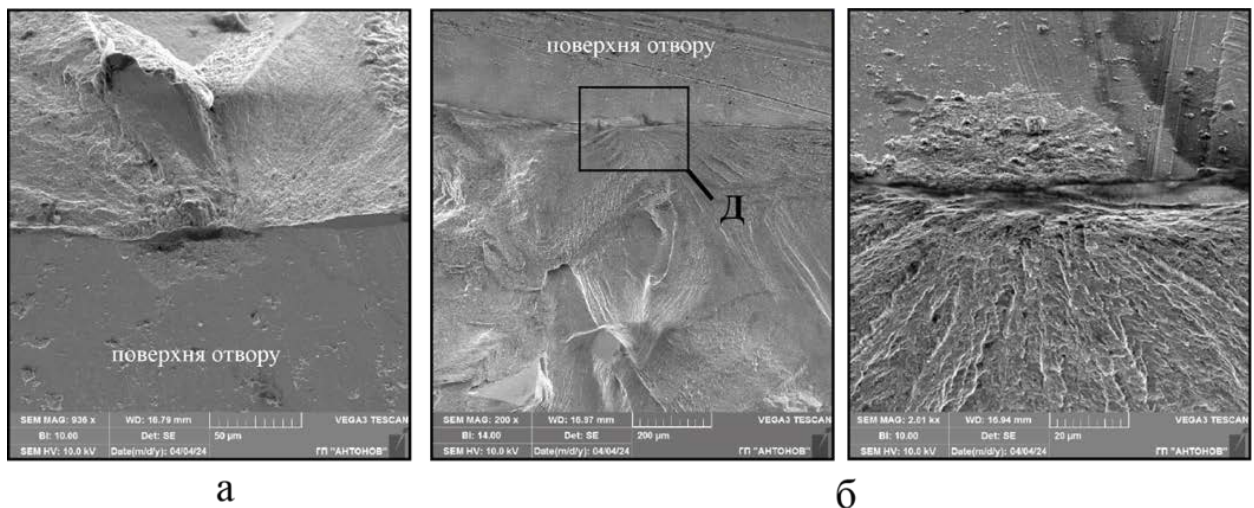


Рисунок 4.13 - Вид осередків тріщини зразка 5, які розвинулись в ЗТВ зліва (а) та справа (б) від поверхні отвору.

У зламі, в зоні наплавлення поблизу к поверхні отвору, фіксувалась пора діаметром 0,05 мм, але вона суттєво не вплинула на розвиток основної тріщини (рис. 4.14, а).

У початкових стадіях руйнування фіксувався згладжений мікрорельєф із характерним для втомного руйнування струмковим візерунком. На більш пізніх етапах виявлявся борозенчастий мікрорельєф, що свідчить про стабільний розвиток втомної тріщини під циклічними навантаженнями (рис. 4.14, б, в).

Поверхня зламів зразка 5 мала рівніший рельєф із меншою кількістю пор, що забезпечувало рівномірний розподіл напружень і покращувало стійкість до втомних руйнувань. Наявність дрібного ямкового рельєфу свідчить про ефективну пластичну адаптацію матеріалу перед руйнуванням (рис. 4.15, б).

Далі поверхня зламів ставала більш нерівномірною через мікроструктурні зміни та підвищену концентрацію напружень. Наявність плоских фасеток зерен із чіткими межами, на поверхні яких спостерігалися текстурні особливості та деталі морфології квазікрихкого руйнування, може вказувати на нерівномірний розподіл легуючих елементів у зернах під час термічної обробки зразка. Це могло сприяти утворенню зон із різними фазами та механічними властивостями (рис. 4.14, г).

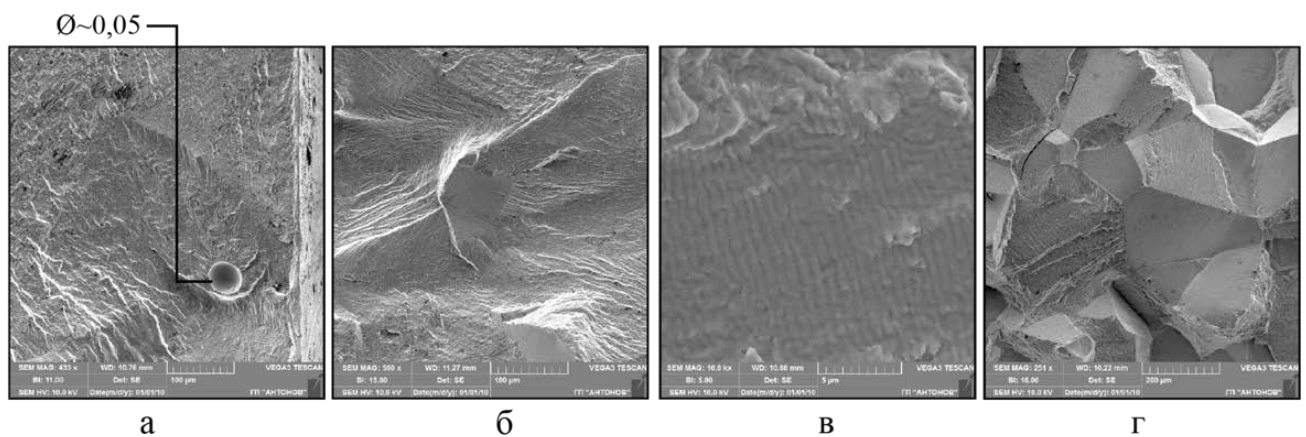


Рисунок 4.14 - Характерні мікрорельєфи поверхні зламу зразка 5: а) пора в наплавленні, поблизу поверхні отвору; б) втомний мікрорельєф на деякому віддаленні від осередка тріщини; в) вид борозенчастого мікрорельєфу; г) фасетки сколу зерен з ділянками крихкого руйнування.

У зразках 4, 5 та 6 було виявлено пори у зоні наплавлення, які відрізнялися за розмірами та розташуванням, що суттєво впливало на морфологію поверхні руйнування.

Поверхні зламів зразків 4 і 6 характеризуються множинними порами діаметром 0,05–0,10 мм, що стали концентраторами напружень і сприяли формуванню ямкового мікрорельєфу (рис. 4.15 а, в). Глибокі порожнини та

нерівномірний рельєф свідчать про низький рівень пластичної деформації у цих зонах. Наявність струмкових візерунків та ямкового рельєфу вказує на розвиток втомного руйнування через локальну концентрацію напружень. Така структура обмежує здатність матеріалу ефективно адаптуватися до циклічних навантажень і призводить до передчасного зародження тріщин.

Поверхня зламу зразка 5 демонструє більш рівний рельєф з поодинокими порами діаметром до 0,05 мм (рис. 4.15 б). Відсутність значної кількості пор забезпечила рівномірний розподіл напружень і підвищений рівень пластичної деформації. Це дозволило матеріалу чинити більший опір втомним навантаженням завдяки локальній пластичній адаптації перед руйнуванням. Наявність дрібного ямкового рельєфу свідчить про здатність матеріалу витримувати навантаження без утворення значних

Відмінності між зразками пояснюються характером деформації та розподілом напружень під навантаженням. У зразках 4 та 6 локалізовані напруження в зоні множинних пор призводили до більш вираженої нерівномірності розподілу деформації, тоді як у зразку 5 рівномірний розподіл напружень забезпечував стабільнішу механічну поведінку.

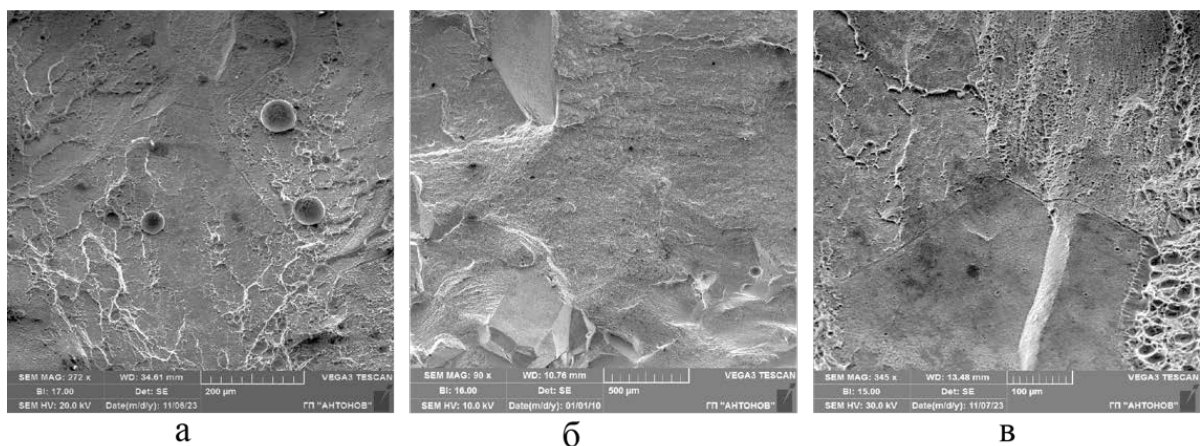


Рисунок 4.15. - Мікрорельєф поверхні руйнування зразків в зоні наплавлення
зразка 4 (а), 5 (б), 6 (в)

Аналіз поверхонь руйнування зразків другої групи показав, що морфологія тріщин і характер руйнування залежать від наявності та розташування дефектів у зоні наплавлення та ЗТВ. У зразках 4 і 6 множинні пори стали концентраторами напружень, сприяючи локалізованому зародженню тріщин і зниженню пластичності. Зразок 5, завдяки рівнішому рельєфу та меншій кількості дефектів, демонстрував стабільнішу механічну поведінку, що забезпечувало вищу стійкість до втомних навантажень.

4.3 Вплив локальної термічної обробки на мікроструктуру та хімічну однорідність зон наплавлення та термічного впливу

Для аналізу впливу локальної термічної обробки (ЛТО) на кінцеву структуру зразків другої групи було проведено підготовку шліфів у висотному та поздовжньому напрямках. Отримані результати дозволили оцінити рівень структурної однорідності наплавленого шару та зони термічного впливу (рис. 4.16).



Рисунок 4.16 - Фотографії шліфів фрагментів зразків другої групи

Зразок 4 демонструє зернисту структуру з вираженою фазовою неоднорідністю. Нерівномірний розподіл фаз і значні перепади у розмірі зерен є наслідком локальних температурних градієнтів під час наплавлення та подальшої ЛТО. Така структура може створювати локальні концентрації напружень, що впливають на механічні властивості матеріалу.

Зразок 5 характеризується рівномірною мікроструктурою з кращою травимістю порівняно із зразками 4 та 6. Це свідчить про більш однорідний процес фазових змін під час ЛТО, що сприяло стабілізації мікроструктури та покращенню однорідності матеріалу.

Зразок 6 має структуру, яка частково подібна до зразка 4, але з меншими проявами фазової неоднорідності. Це вказує на проміжний характер структури між зразками 4 та 5, що може бути результатом менш виражених температурних градієнтів під час ЛТО.

Усі зразки демонструють характерні відмінності в мікроструктурі, які обумовлені поєднанням умов локальної термічної обробки та особливостей процесу наплавлення. Виявлена неоднорідність структури, зокрема у зразках 4 та 6, свідчить про нерівномірний розподіл тепла та хімічних елементів у зоні наплавлення та термічного впливу.

Ці відмінності мають важливе значення, оскільки формування мікрофазових зон значною мірою визначає механічні властивості матеріалу. Зразок 5, із найбільш рівномірною структурою, демонструє кращий баланс фазового складу, що може сприяти підвищенню його експлуатаційних характеристик порівняно із зразками 4 і 6.

Подальше дослідження включало проведення рентгеноструктурного аналізу для визначення хімічного складу та структурних змін у зоні наплавлення та ЗТВ.

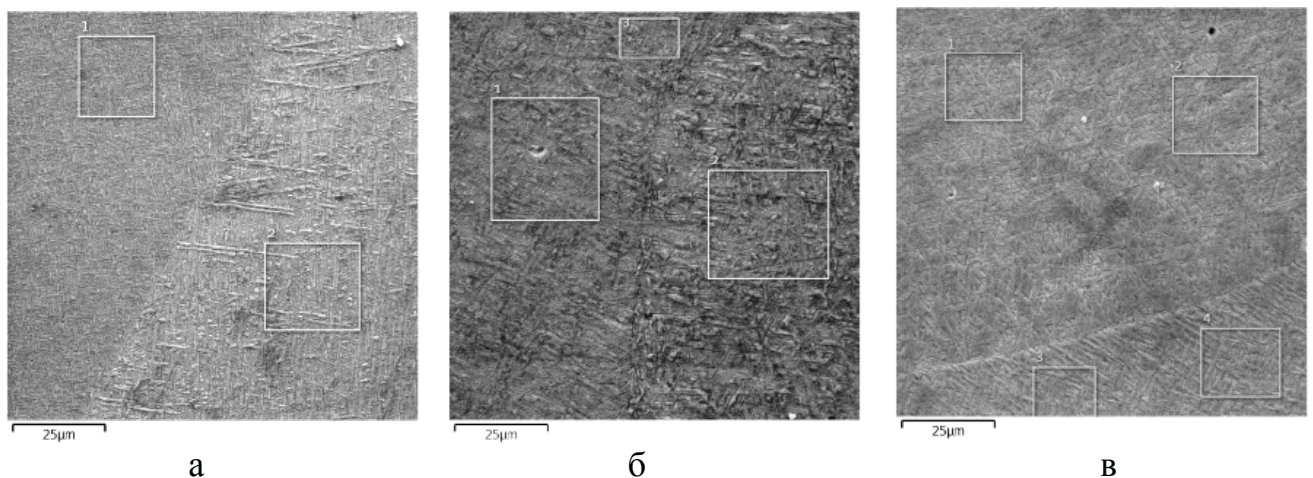


Рисунок 4.17 - Фото мікроструктур зразків в зоні наплавлення зразка 4 (а),
5 (б), 6 (в)

Таблиця 4.4 - Результати рентгенівського хімічного аналізу зони наплавлення зразків другої групи відповідно до мікроструктур на рис. 4.16.

№ спектру		Al	Ti	V	Cr	Fe	Mo
Зразок 4	1	3,66	88,49	3,38	0,97	0,75	2,76
	2	3,55	88,69	3,32	0,77	0,81	2,86
Зразок 5	1	2,95	90,09	2,78	0,73	0,76	2,69
	2	2,99	89,90	2,93	0,63	0,80	2,76
	3	2,90	89,94	3,11	0,55	0,71	2,79
Зразок 6	1	3,61	88,24	3,38	0,85	0,92	3,00
	2	3,60	88,50	3,27	0,88	0,90	2,85
	3	3,64	88,08	3,34	0,84	0,94	3,01
	4	3,64	88,51	3,35	0,82	0,87	2,82

Аналіз хімічного складу зони наплавлення зразків 4-6 виявив певні відмінності у розподілі основних легуючих елементів (Al, Ti, V, Cr, Fe, Mo), що можуть бути наслідком дифузійних процесів під час локальної термічної обробки (див. табл. 4.4). Вміст титану є найбільшим у зразку 5 (90,09 %), що свідчить про більш стабільний фазовий стан у структурі наплавлення, тоді як у зразках 4 та 6 його концентрація коливається в межах 88,08–88,69 %. Вміст алюмінію, який відіграє роль α -стабілізатора, є нижчим у зразках 5 (2,90–2,99 %) порівняно із зразками 4 та 6 (3,55–3,66 %), що може вказувати на неоднорідний розподіл фазових складових після ЛТО. Ванадій, як β -стабілізатор, демонструє стабільні значення у зразках 4 (3,32–3,38 %) та 6 (3,27–3,38 %), тоді як у зразках 5 його концентрація коливається у ширшому діапазоні (2,78–3,11 %), що може впливати на фазовий склад матеріалу.

Вміст хрому, який сприяє підвищенню жароміцності, є найнижчим у зразку 5_3 (0,55 %), що може бути наслідком його сегрегації під час охолодження. У зразках 4 та 6 його концентрація є дещо вищою (0,77–0,97 %), що може забезпечувати більш рівномірний розподіл β -фази. Вміст заліза у зразках 5 є найнижчим (0,71–0,80 %), що може позитивно впливати на в'язкість матеріалу, тоді як у зразках 4 та 6 його значення варіюються у межах 0,75–0,94 %, що, з одного боку, підвищує міцність, а з іншого – може сприяти утворенню крихких фазових складових. Молібден, як елемент, що стабілізує β -фазу, має найвищі значення у

зразках 6 (2,82–3,01 %), що забезпечує їхню кращу термічну стабільність, тоді як у зразках 4 та 5 концентрація Мо є нижчою (2,69–2,86 %), що може спричинити локальні зміни в термостабільності β -фази (рис. 4.18).

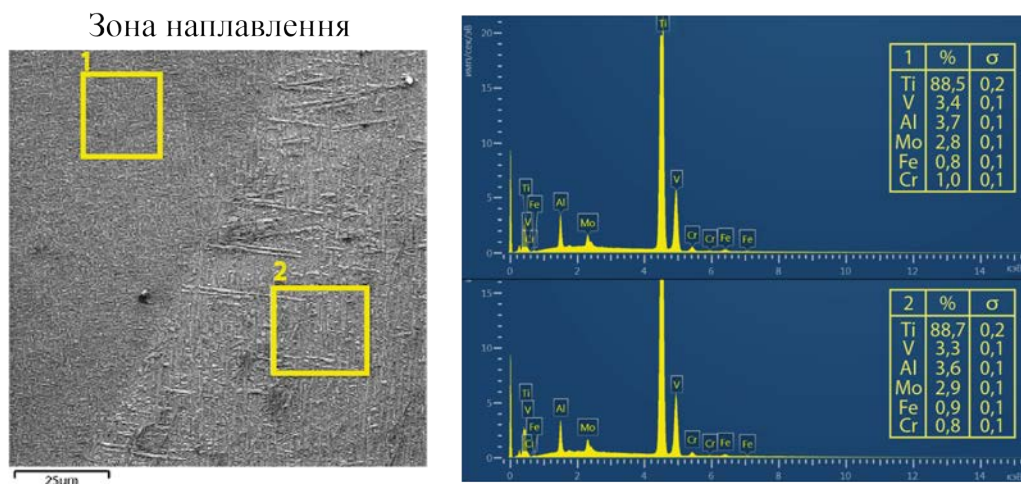


Рисунок 4.18 - Аналіз хімічного складу зони з наплавленням методом енергодисперсійної спектроскопії (EDS): розподіл легуючих елементів у зразку 4 сплаву BT22

Загалом, отримані результати свідчать, що зразок 5 демонструє найбільшу стабільність титанової матриці, що може сприяти рівномірнішій структурі, однак він характеризується зниженим вмістом Al, Cr та Fe. Зразок 6 має підвищену концентрацію Мо та Fe, що покращує термічну стабільність, але водночас може викликати локальні фазові неоднорідності. Зразок 4 демонструє проміжні значення усіх елементів, що вказує на збалансований хімічний склад із незначними варіаціями в розподілі хрому. Такі відмінності у хімічному складі можуть безпосередньо впливати на механічні властивості матеріалу, а також на його поведінку під навантаженням, що потребує подальших досліджень.

У зразках 4, 5 та 6 у зоні термічного впливу (ЗТВ) спостерігалися відмінності у фазовому складі (рис. 4.19), які зумовлені нерівномірним температурним впливом під час локальної термічної обробки (ЛТО).

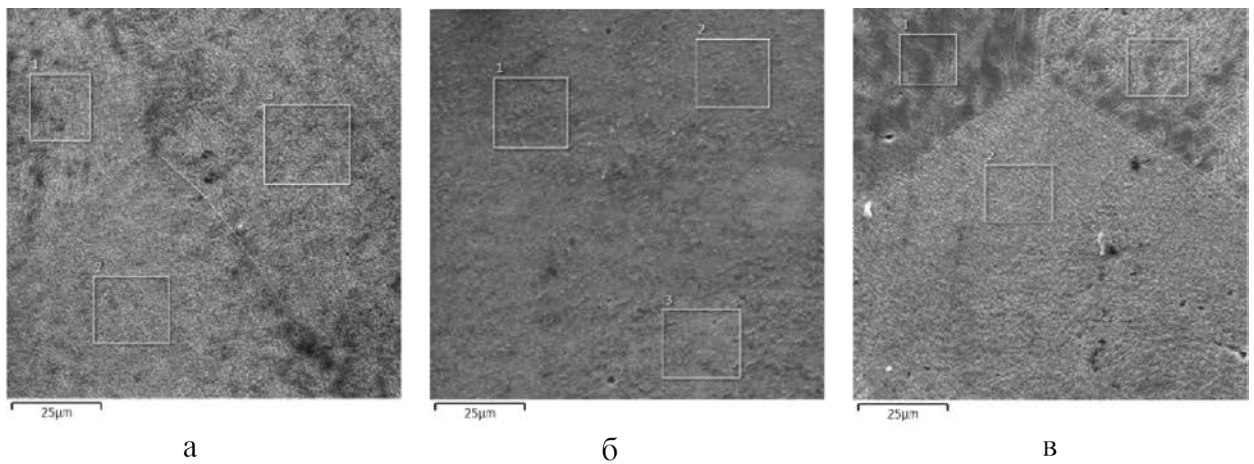


Рисунок 4.19 - Фото мікроструктур зразків 4 (а), 5 (б), 6 (в) в 3ТВ

За межами плями структура зразка 4 є більш однорідною, з типовою для термічно оброблених титанових сплавів $\alpha+\beta$ -двофазною морфологією (рис. 4.18 а). Спостерігається менша кількість β -фази, що свідчить про більш повне фазове перетворення.

Зразок 5 демонструє добре сформовану пластинчасту структуру α -фази, що може позитивно впливати на механічні властивості (рис. 4.19 б). Гомогенність фазового розподілу є вищою, що свідчить про рівномірне термічне вплив.

Структура зразка 6 є найбільш рівномірною серед аналізованих зразків, що вказує на стабільність термічних умов під час ЛТО (рис. 4.19 в). Збереження $\alpha+\beta$ -фазової морфології свідчить про більш ефективне термічне перетворення.

Зокрема, у межах плями структура демонструвала відмінну травимість, що свідчить про зміну фазового складу та локальну неоднорідність (рис. 4.20).

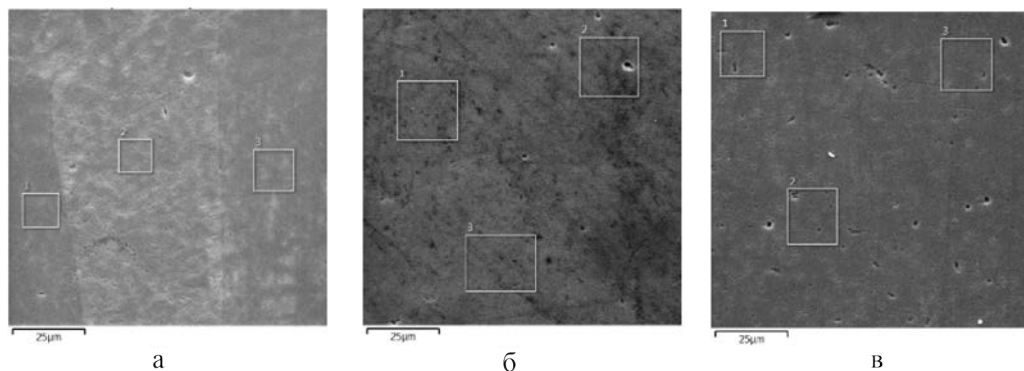


Рисунок 4.20 - Фото мікроструктур зразків 4 (а), 5 (б), 6 (в)

в зоні з відмінною травимістю

Структура зразка 4 у зоні з відмінною травимістю характеризується дрібнозернистою α -фазою з помітними проявами сегрегації легуючих елементів (рис. 4.20 а). Спостерігається локальна неоднорідність, яка може бути наслідком уповільненого охолодження після ЛТО. Виявлені окремі області із залишковою β -фазою, що може вказувати на неповне фазове перетворення.

Для зразка 5 відзначається переважно рівномірна структура з менш вираженою β -фазою порівняно із зразком 4 (рис. 4.20 б). Локальні зони неоднорідності менш розвинені, що свідчить про стабільніший температурний режим під час ЛТО.

Структура зразка 6 є більш однорідною, хоча зберігаються дрібнозернисті області з підвищеною кількістю β -фази (рис. 4.20 в). Це може бути пов'язано з місцевими особливостями процесу наплавлення та термообробки.

От же у зоні з відмінною травимістю (плямі) спостерігається підвищена неоднорідність фазового складу, що може бути зумовлено локальними варіаціями температурного впливу та швидкості охолодження під час ЛТО (рис. 4.21).

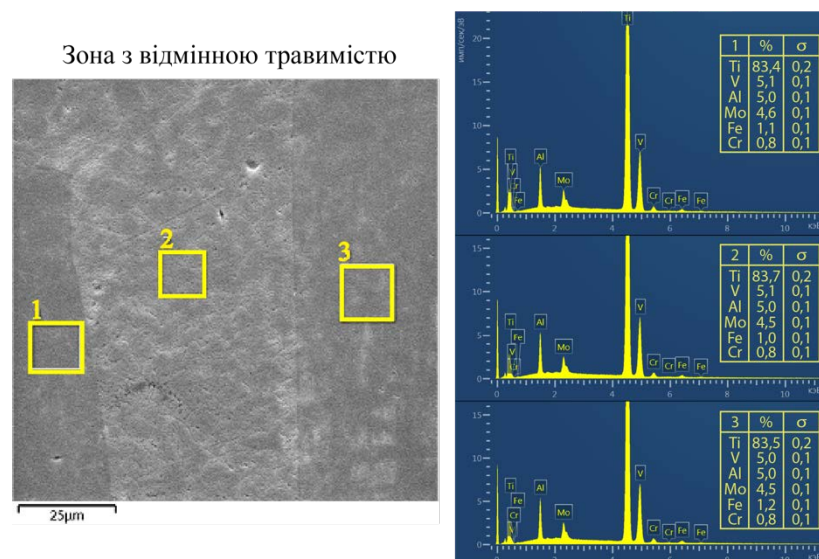


Рисунок 4.21 - Аналіз хімічного складу зони з відмінною травимістю методом енергодисперсійної спектроскопії (EDS): розподіл легуючих елементів у зразку 4 сплаву BT22

Поза плямою у ЗТВ демонструє вищу однорідність фазового складу, що є наслідком більш рівномірного термічного впливу. Найбільш стабільну структуру має зразок 5, який характеризується мінімальними проявами фазової неоднорідності. Зразок 6 демонструє збалансований фазовий склад та відносно рівномірний розподіл легуючих елементів, що може позитивно позначитися на механічних властивостях (рис. 4.22).

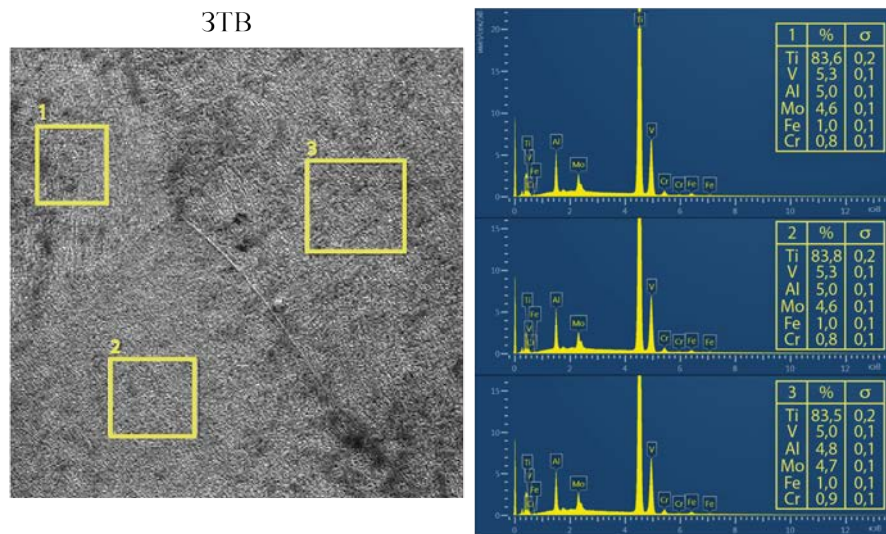


Рисунок 4.22 - Аналіз хімічного складу зон термічного впливу методом енергодисперсійної спектроскопії (EDS): розподіл легуючих елементів у зразку 4 сплаву BT22

У процесі аналізу хімічного складу зони термічного впливу (ЗТВ) у зразках 4–6 були виявлені суттєві відмінності між ділянками з плямою та поза її межами, що свідчить про локальні зміни фазового складу та розподілу легуючих елементів під час локальної термічної обробки (ЛТО). Зокрема, у зоні з плямою концентрація алюмінію (Al) залишалася стабільною та дещо вищою (у межах 4,8–5,0%), тоді як у ЗТВ поза плямою у зразку 5 спостерігалось значне зниження його вмісту до 3,85% (табл. 4.5, 4.6). Це може вказувати на локальну дифузію Al, яка вплинула на формування фазового складу матеріалу та стабілізацію певних фаз у зоні плями.

Таблиця 4.5 - Результати рентгенівського хімічного аналізу зони з плямою в ЗТВ зразків другої групи відповідно до мікроструктур на рис. 4.18.

№ спектру		Al	Ti	V	Cr	Fe	Mo
Зразок 4	1	5,00	83,40	5,05	0,84	1,06	4,65
	2	5,05	83,68	5,04	0,78	0,96	4,48
	3	4,97	83,58	5,03	0,78	1,17	4,48
Зразок 5	1	4,80	83,41	5,03	0,73	1,16	4,87
	2	4,83	83,39	4,98	0,78	1,16	4,86
	3	4,90	83,38	5,22	0,74	0,98	4,78
Зразок 6	1	5,00	83,60	4,89	0,76	1,15	4,60
	2	4,92	83,33	5,08	0,83	1,20	4,64
	3	4,92	83,65	4,92	0,80	1,07	4,64

Таблиця 4.6 - Результати рентгенівського хімічного аналізу ЗТВ зразків другої групи відповідно до мікроструктур на рис. 4.19.

№ спектру		Al	Ti	V	Cr	Fe	Mo
Зразок 4	1	5,00	83,59	5,05	0,79	0,98	4,58
	2	4,92	83,80	4,97	0,82	0,95	4,55
	3	4,97	83,51	4,83	0,93	1,02	4,74
Зразок 5	1	3,92	86,67	3,95	0,87	0,91	3,68
	2	3,85	87,46	3,59	0,87	0,74	3,49
	3	4,65	83,81	5,03	0,86	1,02	4,63
Зразок 6	1	4,98	83,53	4,94	0,89	1,24	4,42
	2	5,07	83,37	4,97	0,87	1,23	4,48
	3	4,96	83,41	5,19	0,85	1,21	4,38

Концентрація титану (Ti) у зоні плями була відносно стабільною (83,3–83,7%), тоді як у ЗТВ поза плямою вміст Ti зростав до 87,5% у зразку 5. Це свідчить про можливу локальну стабілізацію β -фази в зоні плями внаслідок уповільненого α - β перетворення. Ванадій (V), який є β -стабілізатором, у зоні плями мав значення в межах 4,9–5,2%, проте поза плямою в зразку 5 його вміст зменшувався до 3,6–3,9%. Це може бути наслідком перерозподілу легуючих елементів під час термообробки, що вплинуло на фазові зміни та механічні властивості матеріалу (табл. 4.5, 4.6).

Аналізуючи концентрацію хрому (Cr) та заліза (Fe), можна відзначити, що в зоні плями їхній вміст був нижчим (Cr: 0,73–0,83%, Fe: 1,0–1,2%), тоді як у ЗТВ

поза плямою у зразку 6 концентрація Fe зросла до 1,23%. Це свідчить про вибірковий розподіл цих елементів між фазами α та β , що могло впливати на кінцеві механічні властивості матеріалу. Вміст молібдену (Mo) у зоні плями становив 4,6–4,8%, тоді як у ЗТВ поза плямою у зразку 5 його концентрація зменшилася до 3,5–3,7%, що свідчить про можливе вибірконе легування β -фази.

Загалом, отримані результати підтверджують, що у зоні плями зберігається підвищений вміст β -стабілізаторів (Mo, V, Fe), що може бути наслідком уповільненого α - β перетворення під час ЛТО. Це може пояснювати знижену травимість зони плями, що свідчить про локальні структурні зміни. ЗТВ поза плямою демонструє більш однорідний розподіл хімічних елементів, що сприяє рівномірнішому фазовому складу та підвищенню стабільності механічних властивостей. Особливо значні хімічні зміни були зафіксовані у зразку 5, де концентрація легуючих елементів поза плямою суттєво відрізнялася від інших зразків, що може впливати на фазовий склад та довговічність матеріалу.

4.4 Зміни мікротвердості та мікроструктури зон наплавлення, термічного впливу і основного металу сплаву VT22 після локальної термічної обробки

Для оцінки впливу локальної термічної обробки (ЛТО) на механічні властивості зразків другої групи проведено дослідження мікротвердості у різних зонах матеріалу. Вимірювання виконано у трьох основних зонах: наплавленому шарі, зоні термічного впливу (ЗТВ) та основному металі, з аналізом у висотному та поздовжньому напрямках. Це дозволило отримати узагальнені середні значення мікротвердості для кожної зони та визначити закономірності розподілу твердості в матеріалі.

Результати вимірювань мікротвердості узагальнено в таблицях 4.7 та 4.8, які демонструють зміну механічних характеристик зразків унаслідок процесів наплавлення та ЛТО. Порівняння отриманих значень дозволило встановити вплив структурних особливостей матеріалу на його механічні властивості.

Таблиця 4.7 - Середні значення мікротвердості зон, що утворилися під час наплавлення (висотний напрямок)

Зона контролю	H, мм	Середні значення мікротвердості зразків, HV		
		Група 2		
		4	5	6
Наплавлений шар	0,5	355±13,4	371±12,3	357±10,8
Зона термічного впливу	2	346±3,68	425±24,0	371±15,3
	3,5	366±11,9	415±10,1	381±25,0
	5	370±12,4	438±8,1	375±19,0
Основний метал	6	413±16,3	445±9,2	412±8,48

Таблиця 4.8 - Середні значення мікротвердості зон, що утворилися під час наплавлення (повздовжній напрямок)

Зона контролю	Середні значення мікротвердості зразків, HV		
	Група 2		
	4	5	6
Наплавлений шар	368±11,9	398±19,8	368±16,3
	386±11,3	399±20,5	363±20,0
Пляма в ЗТВ	368±11,9	452±24,9	330±11,2
ЗТВ	386±19,0	461±11,2	382±22,7
Основний метал	329±9,0	467±16,8	294±5,6
	429±27,6	441±15,4	297±8,6

Наплавлений шар характеризується порівняно стабільними значеннями мікротвердості. У висотному напрямку мікротвердість варіювалася від 355 HV (зразок 4) до 371 HV (зразок 5), а в поздовжньому напрямку – від 368 HV (зразок 4) до 398 HV (зразок 5). Зразок 6 демонстрував проміжні значення (365 HV у висотному та 374 HV у поздовжньому напрямках), що свідчить про стабільність процесу наплавлення з незначними локальними.

У зоні з відмінною травимістю (плямі) спостерігалися значні варіації мікротвердості через локальну дифузію легуючих елементів. У висотному напрямку значення варіювалися від 346 HV (зразок 4) до 425 HV (зразок 5), тоді як у поздовжньому напрямку – від 352 HV (зразок 4) до 452 HV (зразок 5). Зразок 6

демонстрував стабільніші характеристики (405 HV у висотному та 432 HV у поздовжньому напрямках), що свідчить про зменшення локальних відхилень у структурі порівняно зі зразком 4.

У зоні термічного впливу без плями мікротвердість була значно вищою та стабільнішою. У висотному напрямку значення варіювалися від 366 HV (зразок 4) до 415 HV (зразок 5), тоді як у поздовжньому – від 375 HV (зразок 4) до 461 HV (зразок 5). Зразок 6 демонстрував підвищену однорідність у цій зоні з мікротвердістю 400 HV у висотному та 440 HV у поздовжньому напрямках, що забезпечувало кращу структурну стабільність.

Основний метал демонстрував найбільш стабільні значення мікротвердості. У висотному напрямку значення змінювалися від 430 HV (зразок 4) до 445 HV (зразок 5), а в поздовжньому напрямку – від 425 HV (зразок 4) до 467 HV (зразок 5). Зразок 6 мав проміжні значення у висотному (437 HV) та поздовжньому (455 HV) напрямках, що вказує на збереження однорідності початкової структури матеріалу. Вищі значення у зразка 5 свідчать про ефективніший розподіл легуючих елементів і збереження рівномірної фазової структури після ЛТО.

Аналіз мікрошліфів зразків 4, 5 та 6 другої групи показав, що зона наплавлення у всіх зразках складалася з великих витягнутих β -зерен розміром 500–600 мкм, орієнтованих у напрямку тепловідведення, з відманштетовою структурою, що утворилася після ЛТО. Частина мартенситної α' -фази, що сформувалася під час гартування, частково розклалася, утворивши тонкі пластини α -фази в матриці β -фази. Як видно з рисунка 4.23, мікроструктура наплавленого шару зразків другої групи має деякі відмінності: у зразка 5 спостерігаються більш тонкі виділення α -фази порівняно зі зразками 4 і 6, що може свідчити про незначні відхилення в умовах ЛТО.

У більшості зразків у зоні термічного впливу після ЛТО сформувалася двофазна структура ($\alpha+\beta$), яка забезпечує баланс між міцністю та пластичністю. Повільне охолодження на повітрі під час старіння сприяло перетворенню β -фази у рівноважну α -фазу з залишковою β -матрицею. Це підтверджується результатами вимірювань мікротвердості (рис. 4.23, 4.24).

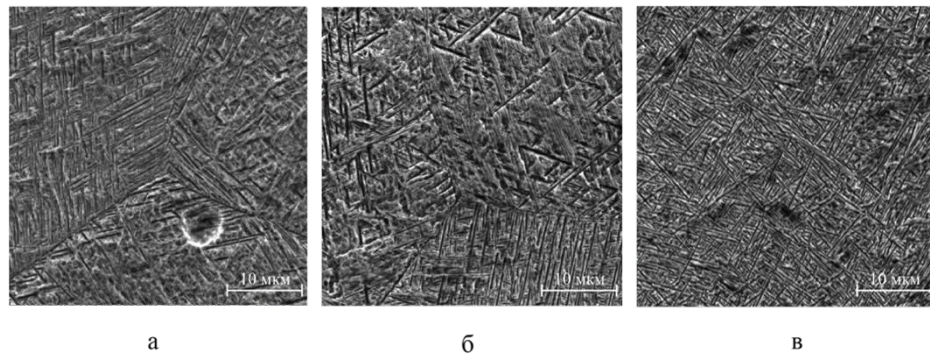


Рисунок 4.23 - Мікроструктура області наплавлення після ЛТО зразка 4 (а), 6 (б) та зразок 5 (в)

У більшості зразків у зоні термічного впливу (ЗТВ) після ЛТО сформувалася двофазна структура, що включала α - та β -фази. Формування такої двофазної структури стало наслідком відносно повільного охолодження зразків на повітрі під час старіння, що сприяло перетворенню високотемпературної β -фази у рівноважну α -фазу з залишковою β -матрицею. Вимірювання мікротвердості показали незначні коливання значень у ЗТВ зразків другої групи, що може вказувати на невеликі локальні ліквації легуючих елементів під час ЛТО.

Підсумовуючи можна стверджувати, що зразок 5 демонструє найвищі значення мікротвердості в зоні наплавлення, що свідчить про його вищу структурну стабільність.

В зоні термічного впливу найбільший рівномірний розподіл мікротвердості та мінімальні відхилення спостерігалися у зразка 5 (рис. 4.25). У зразку 6 мікротвердість була стабільнішою, ніж у зразка 4, що підтверджує меншу неоднорідність фазового складу.

В основному металі найвищі значення мікротвердості мав зразок 5, що свідчить про мінімальні структурні зміни після наплавлення та ЛТО, це забезпечило кращі експлуатаційні властивості матеріалу.

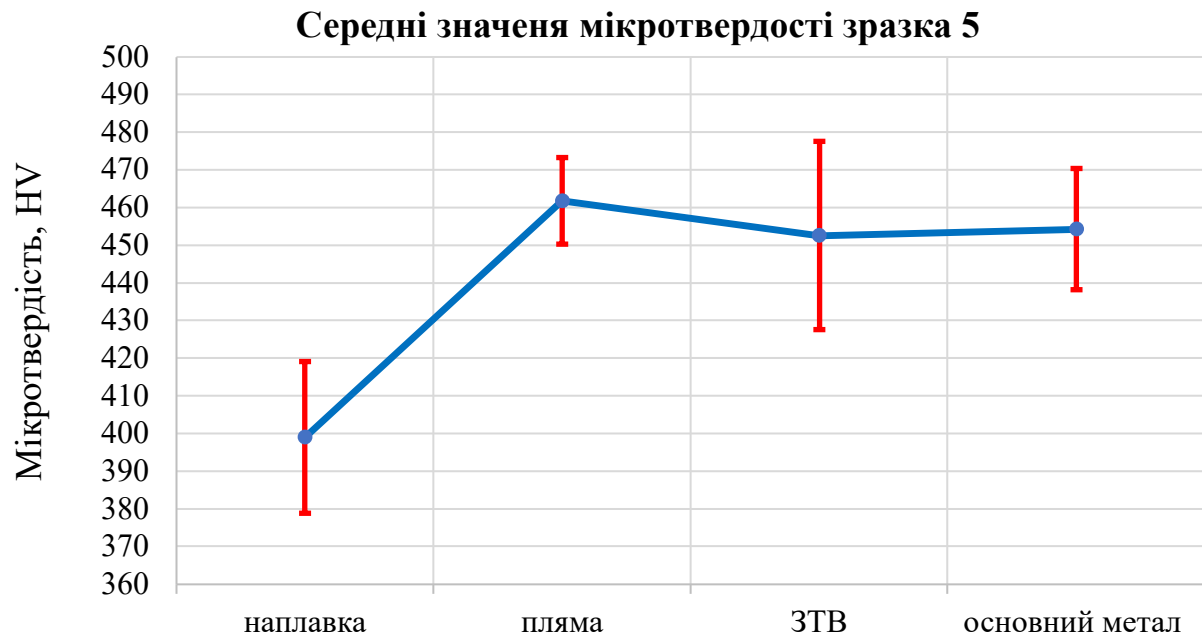


Рисунок 4.25 - Розподіл мікротвердості зон наплавлення, ЗТВ та основного металу зразка 5 після локальної термічної обробки

Наплавлений шар у всіх зразках мав витягнуті β -зерна, характерні для процесу наплавлення. У зоні термічного впливу після ЛТО сформувалася рівноважна $\alpha+\beta$ -структура, яка стабілізувала механічні властивості матеріалу.

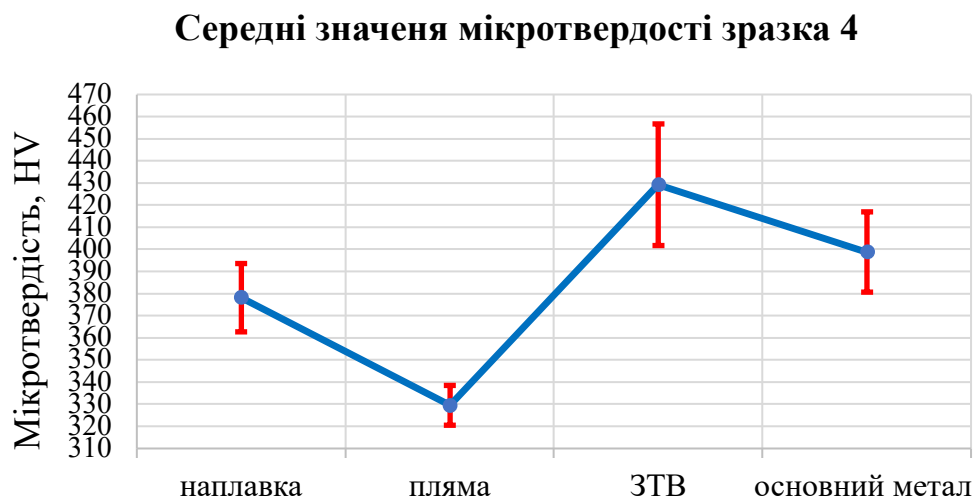


Рисунок 4.26 - Розподіл мікротвердості зон наплавлення, ЗТВ та основного металу зразка 4 після локальної термічної обробки

В зонах з плямою виявлено суттєві відмінності у фазовому складі та хімічному розподілі легуючих елементів, що вплинуло на локальні зміни мікротвердості (рис. 4.26).

ВИСНОВКИ

Аналіз зразків першої та другої груп зі сплаву ВТ22 після відновлювального наплавлення присадним дротом ВТ22СВ та локальної термічної обробки (ЛТО) дозволив встановити особливості їхнього руйнування, мікроструктури та механічних характеристик.

Зразки першої групи (1, 2, 3) зазнавали руйнування переважно у зоні сплавлення основного металу з наплавленим шаром. Основною причиною передчасного руйнування (напрацювання 3917–7054 циклів) була недостатня ефективність захисної атмосфери під час наплавлення, що призводило до утворення оксидних та нітридних включень. Ці дефекти сприяли концентрації напружень, локалізованому зародженню тріщин і крихкому руйнуванню. Через швидке руйнування зразки першої групи не піддавалися детальному аналізу мікроструктури та вимірюванням мікротвердості.

Зразки другої групи (4, 5, 6) демонстрували значно більший ресурс (напрацювання 14192–28388 циклів), причому механізм руйнування залежав від розташування осередків зародження тріщин. У зразках 4 і 6 тріщини зароджувалися у зоні наплавлення поблизу отвору через наявність пор діаметром 80-120 мкм, які слугували концентраторами напружень. Це призвело до зменшення їхнього напрацювання на 45–50% порівняно із зразком 5, у якому пори були відсутні. У зразку 5 тріщини ініціювалися у зоні термічного впливу (ЗТВ), що характеризувалася рівноважною фазовою структурою та підвищеною пластичністю, яка сприяла його максимальному напрацюванню ($N = 28388$ циклів).

У зразках другої групи було виявлено зони з відмінною травимістю у ЗТВ, що свідчить про локальну хімічну неоднорідність, викликану нерівномірним нагрівом під час ЛТО. У зоні з відмінною травимістю зафіксовано підвищений

вміст β -фази, що супроводжувалося зниженими значеннями мікротвердості (330–368 HV). Натомість у ЗТВ без плями мікротвердість досягала 382–461 HV, що вказує на стабільніші умови термічної обробки.

Наплавлений шар зразків другої групи складався з витягнутих β -зерен розміром 500–600 мкм із відманштетовою структурою. У зразку 5 спостерігалися більш тонкі α' -пластини у β -матриці, що свідчить про стабільніший фазовий розподіл. Вимірювання мікротвердості наплавленого шару показало, що у висотному напрямку значення змінювалися від $355 \pm 13,4$ HV (зразок 4) до $371 \pm 12,3$ HV (зразок 5), а у поздовжньому — від $368 \pm 11,9$ HV (зразок 4) до $398 \pm 19,8$ HV (зразок 5). Зразок 6 мав проміжні значення, що вказує на незначні локальні відхилення у структурі.

У зоні основного металу мікротвердість змінювалася від 294 HV (зразок 6) до 467 HV (зразок 5), що підтверджує збереження початкових механічних властивостей матеріалу.

Порівняння двох груп зразків продемонструвало, що зразки другої групи мають значно кращі експлуатаційні характеристики завдяки рівномірнішій мікроструктурі, зниженню кількості дефектів та ефективнішій локальній термічній обробці. Зразок 5 виявився найбільш стабільним завдяки мінімальній площі зон із відмінною травимістю та рівноважному фазовому складу у всіх досліджуваних зонах

РОЗДІЛ 5 Порівняльний аналіз впливу дефектів наплавлення дротами СП15св та ВТ22св на властивості титанового сплаву ВТ22 при втомних випробуваннях

У цьому розділі представлено комплексний аналіз впливу дефектів наплавлення на кінцеві механічні властивості та втомну міцність зразків зі сплаву ВТ22, які пройшли відновлювальне наплавлення присадними дротами СП15св та ВТ22св, а також локальну термічну обробку (ЛТО). Особливу увагу приділено зразкам першої групи, які мали мінімальні напруцювання під час втомних випробувань. Визначено основні фактори, що спричинили передчасне руйнування, серед яких: формування зон з відмінною травимістю, присутність поверхневих дефектів, неоднорідність фазового складу та наявність пор у зоні наплавлення.

Для оцінки впливу зазначених факторів виконано детальний аналіз мікроструктури, хімічного складу та мікротвердості різних зон зразків. Дослідження спрямоване на встановлення взаємозв'язку між порушеннями технологічних параметрів наплавлення, якістю формування наплавленого шару та кінцевими механічними характеристиками матеріалу. Спочатку розглянуто дефекти, що виникли внаслідок недостатнього захисту зварювальної ванни, порушень режимів ЛТО та утворення зон структурної неоднорідності. Окрему увагу приділено впливу поверхневих дефектів, зокрема рисок на поверхні отвору, які значно знижували втомну витривалість зразків.

Подальший аналіз дозволив встановити, які саме дефекти мали найбільш критичний вплив на швидкість зародження та розвиток втомних тріщин, а також визначити їхню роль у процесі деградації матеріалу. Отримані результати порівняно для зразків, наплавлених дротами СП15св та ВТ22св, що дозволило оцінити ефективність застосування цих матеріалів для відновлювального наплавлення деталей зі сплаву ВТ22. Висновки розділу можуть бути використані для вдосконалення технологічних процесів наплавлення та ЛТО з метою підвищення довговічності відновлених деталей авіаційної техніки.

5.1 Вплив зон структурної неоднорідності та поверхневих дефектів, що утворилися під час наплавлення дротами СП15св і ВТ22св, на втомну міцність зразків першої групи, які мали мінімальні напрацювання

Зразки перших груп при наплавленні двома дротами показали самі найнижчі напрацювання. У таблиці 5.1 наведені виявлені дефекти у зразках та відповідні напрацювання до руйнування залежно від типу дроту.

Таблиця 5.1 – Виявлені дефекти та напрацювання зразків залежно від типу дроту.

№ зразка		Виявлений дефект	Напрацювання N, цикл
Дріт СП15св	1	Риски на поверхні отвору, зони з відмінною травимістю (пляма)	3132
	2		4482
	3		4455
Дріт ВТ22св	1	Поганий захист зони зварювання інертним газом	3917
	2	Поганий захист зони зварювання інертним газом, пора поблизу отвору	7054
	3	Поганий захист зони зварювання інертним газом	6378

Зразки з наплавленням дротом СП15св мали характерні дефекти, які значно вплинули на процес руйнування. Зокрема, поверхневі дефекти отвору, такі як риски та нерівності, створювали концентратори напружень, що сприяло ранньому зародженню тріщин. Додатково, у зоні термічного впливу (ЗТВ) спостерігалися ділянки з різною травимістю, що вказувало на структурну неоднорідність матеріалу. Ця неоднорідність призводила до локальних напружень, які сприяли швидшому розвитку тріщин під час циклічного навантаження.

Зразки з наплавленням дротом ВТ22св також демонстрували дефекти, які знижували їхню витривалість. Основним дефектом був поганий захист зони наплавлення інертним газом, що спричинило утворення оксидів і небажаних включень, які негативно впливали на якість шва. У другому зразку цієї групи виявлено додатковий дефект — пора в наплавленому шарі поблизу отвору. Пора

виступала концентратором напружень, що прискорювало утворення тріщин. Руйнування цього зразка відбувалося одночасно у двох зонах: у зоні сплавлення (через поганий захист) та поблизу пори.

На рисунку 5.1 представлено діаграму середніх значень напрацювань до руйнування зразків першої групи після наплавлення дротами СП15св та ВТ22св. Аналіз отриманих даних демонструє, що наявність поверхневих дефектів, зокрема ризок у центральному отворі, а також зон із відмінною травимістю в зоні термічного впливу (ЗТВ), істотно знижує витривалість матеріалу під час втомних випробувань. Зразки, напавлені дротом СП15св, мали найнижчі напрацювання до руйнування, що обумовлено комбінованим впливом цих дефектів. Натомість, зразки з напавленням ВТ22св показали дещо вищі значення напрацювань, проте дефекти, пов'язані з недостатнім захистом інертним газом і утворенням оксидів, також спричинили зниження їхньої витривалості.

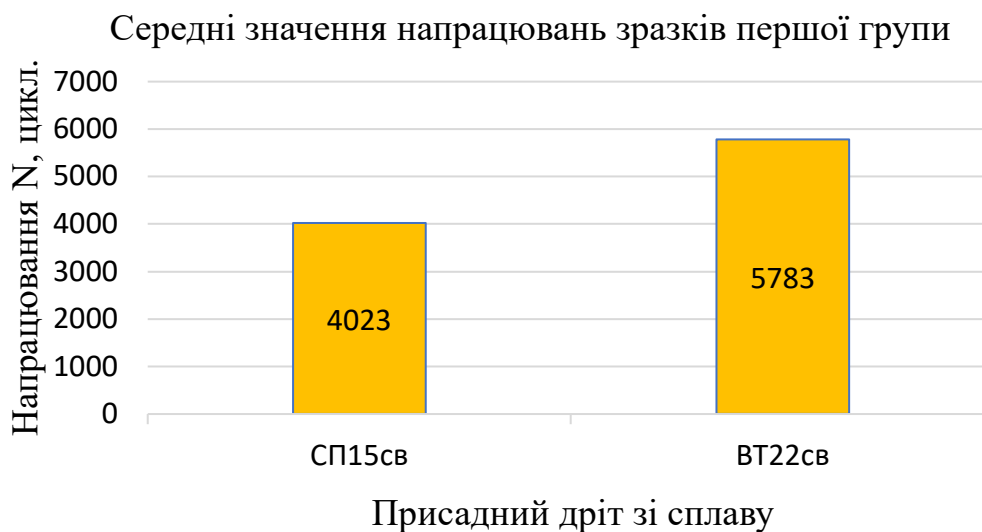


Рисунок 5.1 – Середнє напрацювання зразків першої групи залежно від типу присадного дроту

Як видно з рисунку 5.1, зразки, що містили зони з відмінною травимістю (плямою) в безпосередній близькості до центрального отвору, мали значно нижчі показники напрацювання до руйнування. Це пояснюється тим, що отвір є зоною концентрації напружень під час циклічних навантажень, а наявність локальної зони

зниженої мікротвердості додатково сприяла прискоренню зародження тріщин. Поєднання низької мікротвердості (323–335 HV у зоні плями) та механічних концентраторів напружень (риски на поверхні отвору) призвело до подвійного негативного ефекту – збільшення швидкості зародження та поширення тріщин у цих зразках.

Як показано на рисунку 5.2, рентгеноспектральний аналіз зон із плямою у ЗТВ підтвердив локальну хімічну неоднорідність. Було зафіксовано підвищений вміст легуючих елементів (Al до 5,02%, Mo до 4,98%) та зниження концентрації титану (до 83,3%), що спричинило зміну фазового складу. У цій зоні зберігається структура β -зерен, у межах яких спостерігаються дисперсні α -фази розміром до 1 мкм. Це свідчить про неповне дифузійне перетворення при ЛТО, що вплинуло на кінцеві механічні властивості матеріалу.

Результати рентгеноспектрального аналізу також підтверджують, що зона термічного впливу з плямою характеризується меншою кількістю α -фази та підвищеним вмістом залишкової β -фази, яка має знижену мікротвердість. Це безпосередньо впливає на локальну стійкість матеріалу до циклічних навантажень, сприяючи розвитку втомних тріщин.

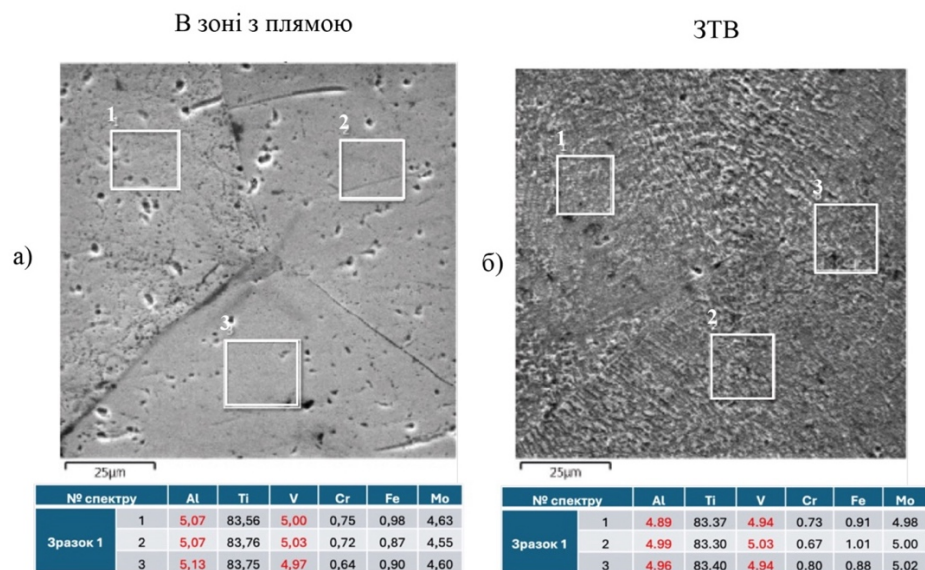


Рисунок 5.2 – Рентгеноспектральний аналіз зони термічного впливу зразка 1 з наплавленим шаром дротом СП15св.

Зразки першої групи, наплавлені дротом ВТ22св, мали дещо вищі напрацювання до руйнування порівняно із зразками з наплавленням СП15св. Однак вони також демонстрували дефекти, пов'язані з недостатнім захистом зони наплавлення аргонном, що спричинило утворення оксидних плівок і пор у наплавленому шарі. У другому зразку цієї групи було зафіксовано додатковий дефект – пора в зоні наплавлення поблизу отвору, яка виступала локальним концентратором напружень і прискорювала зародження тріщин. Руйнування цього зразка відбувалося одночасно у двох зонах: у зоні сплавлення (через оксидні включення) та поблизу пори.

Отримані результати вказують на те, що зона з плямою, особливо в критичних ділянках, таких як отвори, має значний вплив на втомні характеристики матеріалу. У поєднанні з поверхневими дефектами вона значно знижує опір матеріалу до циклічних навантажень. Зразки з наплавленням СП15св мали більш критичне розташування зони зниженої мікротвердості, що, у поєднанні з механічними концентраторами напружень, призвело до найменших значень напрацювань до руйнування. Зразки, наплавлені дротом ВТ22св, демонстрували вищі показники витривалості, однак дефекти, спричинені недостатнім захистом наплавлення, також суттєво впливали на їх довговічність.

На основі проведених вимірювань мікротвердості у двох напрямках (поздовжньому та висотному) були визначені середні значення мікротвердості для зон наплавлення, зони термічного впливу (ЗТВ) та основного металу (див. рис. 5.4). Отримані результати дозволили оцінити структурні зміни в кожній зоні та встановити залежність механічних характеристик від технологічних параметрів наплавлення та локальної термічної обробки (ЛТО).

Аналіз мікротвердості зразків 1, 2 і 3 при використанні дроту СП15св виявив такі закономірності:

- мікротвердість у зоні з плямою (ЗТВ) є найнижчою серед усіх зон і варіюється в межах 323–335 HV. Це свідчить про локальне зниження механічних властивостей, що зумовлено фазовими та хімічними неоднорідностями, які виникають внаслідок локального нагріву та нерівномірного розподілу легуючих

елементів під час ЛТО. Мінімальна твердість у цих ділянках вказує на високу ймовірність локалізованого зародження та розвитку втомних тріщин;

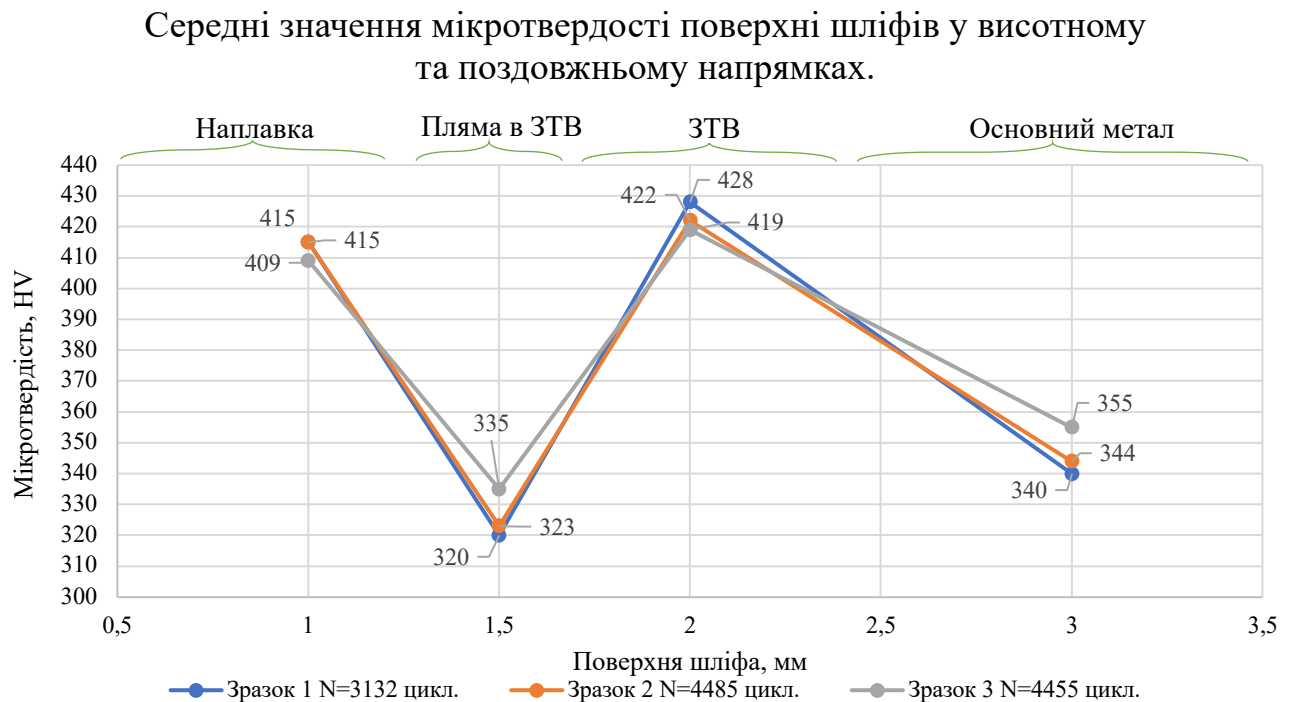


Рисунок 5.3 - Середні значення мікротвердості поверхні шліфів у висотному та поздовжньому напрямках зразків першої групи з наплавленням дротом СП15св

- мікротвердість у зоні термічного впливу (ЗТВ) без плями є максимальною серед досліджених зон і досягає 419–428 HV. Це свідчить про стабільнішу мікроструктуру та рівномірний розподіл $\alpha+\beta$ -фази, що забезпечує підвищені механічні властивості та зменшує ризики передчасного руйнування;

- мікротвердість у наплавленому шарі має відносно стабільні значення в межах 409–415 HV, що підтверджує рівномірність процесу наплавлення та забезпечує достатній рівень механічної міцності;

- мікротвердість у основному металі поступово знижується до 340–355 HV, що відповідає типовим характеристикам сплаву ВТ22 та не свідчить про значні зміни його структури внаслідок ЛТО.

Зразки 2 і 3 демонструють дещо вищі значення мікротвердості у зоні ЗТВ без плями порівняно із зразком 1, що може бути пов'язано з менш вираженими структурними неоднорідностями або відсутністю значного впливу дефектів.

Зона з плямою є критичною ділянкою матеріалу, оскільки характеризується найнижчими значеннями мікротвердості, що свідчить про її знижену опірність механічним навантаженням. Це пояснює прискорене зародження тріщин у цій зоні під час втомних випробувань.

Наплавлений шар та зона термічного впливу без плям демонструють стабільну мікротвердість, що вказує на їхню структурну однорідність і механічну міцність. Основний метал зберігає очікувані значення мікротвердості, оскільки не зазнає значних фазових перетворень після проведення ЛТО.

Наявність зон із мінімальними значеннями мікротвердості в зоні термічного впливу (ЗТВ) негативно позначається на втомній міцності сплаву ВТ22, сприяючи прискореному зародженню та розвитку тріщин під час експлуатації. Це підтверджує необхідність точного контролю параметрів локальної термічної обробки (ЛТО) для запобігання утворенню таких зон і підвищення довговічності відновлених деталей авіаційного призначення.

Оскільки процес ЛТО виконується шляхом швидкісного СВЧ-нагріву з подальшим охолодженням на повітрі, а старіння здійснюється при швидкому підйомі температури та короткій витримці (20 хв), навіть незначні відхилення у режимах можуть призвести до локальних структурних неоднорідностей, які впливають на механічні характеристики матеріалу. Висока швидкість нагріву та нетривала витримка створюють умови для нерівномірного розподілу легуючих елементів та фазових перетворень, що може формувати зони зі зниженою мікротвердістю та підвищеною концентрацією залишкових напружень.

Забезпечення стабільності параметрів нагріву, витримки та охолодження є критично важливим для формування однорідної фазової структури та запобігання появі зон із локальним зниженням твердості. Крім того, необхідна висока повторюваність цих умов для всіх зразків, що дозволить мінімізувати варіабельність механічних властивостей у відновлених деталях. Це сприятиме

підвищенню експлуатаційної надійності конструкцій зі сплаву ВТ22, що піддаються тривалому циклічному навантаженню в умовах авіаційної та аерокосмічної техніки.

5.2 Особливості мікроструктурних і механічних характеристик титанового сплаву ВТ22 із наплавленням дротами СП15СВ і ВТ22СВ за умови оптимальних показників напрацювання

Зразки другої групи, що пройшли відновлювальне наплавлення присадними дротами СП15СВ і ВТ22СВ та подальшу локальну термічну обробку (ЛТО), продемонстрували значно кращі показники напрацювань до руйнування у порівнянні з першою групою. Це свідчить про суттєве покращення структурної однорідності матеріалу, ефективність використання оптимізованих режимів ЛТО та зменшення негативного впливу технологічних дефектів у зоні наплавлення та термічного впливу (ЗТВ).

З метою систематизації отриманих результатів у таблиці 5.2 наведено виявлені дефекти у зразках другої групи, а також їх напрацювання до руйнування.

Таблиця 5.2 – Виявлені дефекти та напрацювання зразків залежно від типу дроту.

№ зразка		Виявлений дефект в ЗТВ	Напрацювання N, цикл
Дріт СП15св	4	Відсутня зона з плямою, поверхня має майже однорідну макробудову.	24796
	5	Зона з відмінною травимістю мала біль розмиті межі порівняно з першою групою (пляма).	19192
	6		19086
Дріт ВТ22св	4	Зона з відмінною травимістю займає меншу площу порівняно з першою групою (пляма), пори біля поверхні отвору.	14874
	5	Відсутня зона з плямою, поверхня має майже однорідну макробудову.	28388
	6	Зона з відмінною травимістю займає меншу площу порівняно з першою групою (пляма), пори біля поверхні отвору.	14192

Аналіз макро- і мікроструктури зразків другої групи показав, що використання дроту СП15СВ дозволило значно знизити кількість пор у наплавленому шарі порівняно зі зразками, виготовленими з дроту ВТ22СВ. Це може бути пов'язано з якістю виготовлення дроту: оскільки дріт ВТ22СВ має вищу міцність, його формування є більш складним, що може сприяти виникненню мікродфектів, які згодом переносяться в наплавлений метал.

Дослідження показало, що зразки, наплавлені дротом ВТ22СВ, демонструють наявність окремих пор розміром до 0,4 мм у зоні сплавлення, тоді як у зразках із СП15СВ пори були поодинокими та не перевищували 0,1 мм (рис. 5.5). Це вказує на вищу якість зварного шва, виконаного дротом СП15СВ.

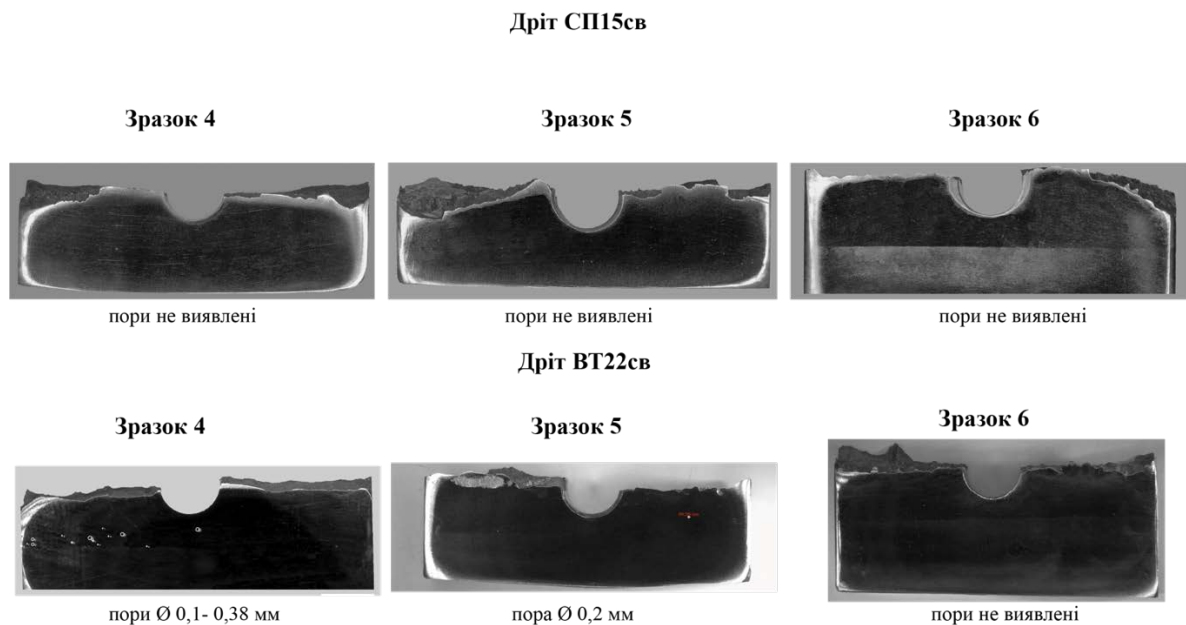


Рисунок 5.4 - Нетравлені поверхні шліфів із виявленими порами в зоні сплавлення

У зразках другої групи на поверхні поздовжніх шліфів також були виявлені плями з різною травимістю, однак їх інтенсивність була менш вираженою порівняно із зразками першої групи (рис. 5.6). Більш рівномірне розподілення легуючих елементів підтвердилось вимірюванням хімічного складу та мікро твердості в ЗТВ.

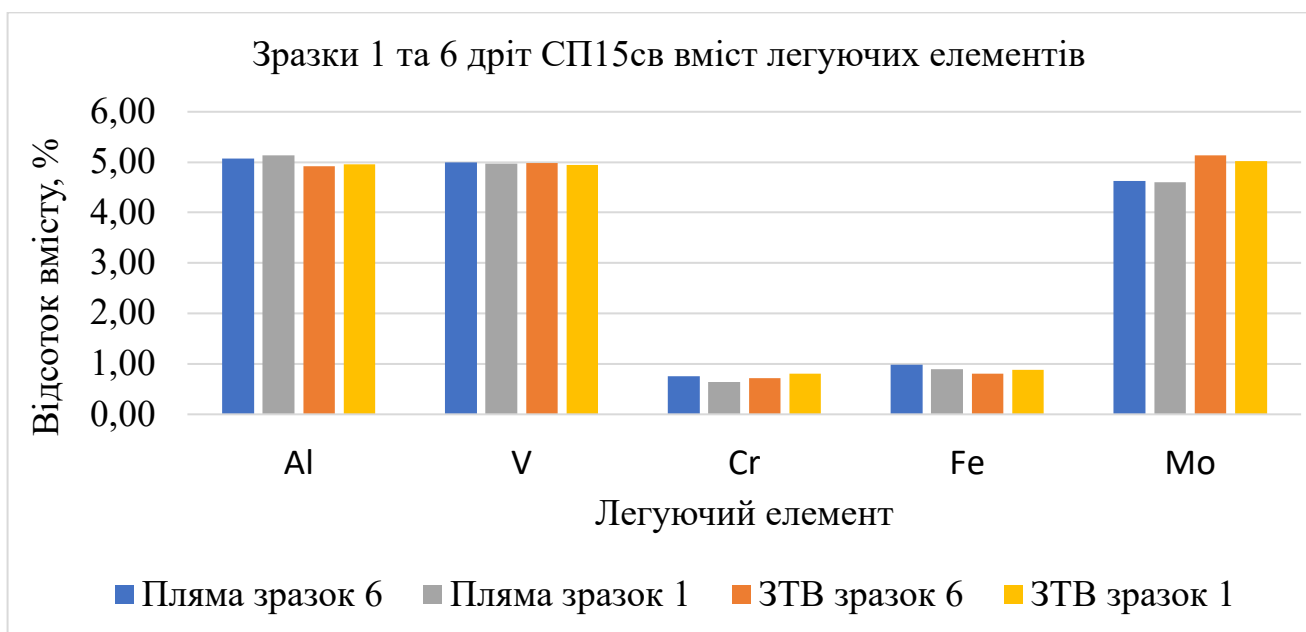


Рисунок 5.5 – Вміст легуючих елементів у плямах та ЗТВ зразків 1 і 6
(дріт СП15СВ)

Порівняльний аналіз зразків 1 та 6 у зоні з плямою та поза її межами в зоні термічного впливу (ЗТВ) дозволяє оцінити вплив локальної термічної обробки (ЛТО) та наплавлення дротом СП15СВ на розподіл легуючих елементів, мікроструктурну однорідність і, відповідно, механічні властивості матеріалу (рис. 5.6).

Зона з плямою у зразках 1 та 6 демонструє суттєві локальні відмінності у хімічному складі, що безпосередньо впливає на її фазовий стан і мікротвердість. Виявлено, що у зразку 1 ця зона має більш виражену неоднорідність, що підтверджується більшими варіаціями концентрації легуючих елементів. Вміст титану в зоні плями зразка 1 варіюється у межах 83,40–83,68%, тоді як у зразку 6 – 83,56–83,76%, що вказує на дещо стабільнішу хімічну рівновагу в останньому. Вміст алюмінію у зразку 1 знижений у порівнянні із ЗТВ без плями (4,97–5,05%), тоді як у зразку 6 він зберігає стабільніший рівень (5,07–5,13%). Вищий рівень алюмінію в зоні плями зразка 6 може свідчити про формування більш однорідної $\alpha+\beta$ -структури, що сприяє підвищенню механічної стабільності.

Вміст ванадію у зоні з плямою обох зразків знаходиться у межах 4,9–5,0%, що свідчить про його рівномірний розподіл. Однак відзначено, що у зразку 1 вміст

хрому є вищим (до 0,84%) у порівнянні із зразком 6 (0,64%). Це може бути наслідком локальних дифузійних процесів під час ЛТО, які призвели до його нерівномірного розподілу в зернистій структурі зразка 1. Залізо у зоні плями зразка 1 демонструє варіативність (0,96–1,17%), що свідчить про можливі мікроструктурні неоднорідності, тоді як у зразку 6 його концентрація стабільніша (0,87–0,98%). Молібден, який є одним із ключових стабілізаторів β -фази, також демонструє менші коливання у зразку 6 (4,60–4,64%) у порівнянні із зразком 1 (4,48–4,65%), що свідчить про рівномірніше розподілення фазових складових у цій зоні.

Зона термічного впливу поза плямою демонструє більш однорідний хімічний склад у порівнянні із зоною з плямою, однак відмінності між зразками також зберігаються. У зразку 1 відзначається незначне підвищення концентрації титану (до 83,80%), що може бути наслідком менш інтенсивних дифузійних процесів у цій зоні. Вміст алюмінію у ЗТВ поза плямою зразка 1 становить 4,92–5,00%, що є порівнянним із аналогічною зоною у зразку 6 (4,98–5,07%). Це вказує на стабільний рівень α -фази, яка відповідає за міцнісні характеристики матеріалу. Вміст ванадію залишається стабільним у межах 4,9–5,2% для обох зразків.

У зоні термічного впливу без плями концентрація хрому та заліза також більш рівномірна, що свідчить про формування стабільнішої фазової рівноваги після ЛТО. У зразку 1 концентрація хрому варіюється у межах 0,79–0,93%, тоді як у зразку 6 – 0,85–0,89%. Вміст заліза у зразку 1 (0,95–1,02%) є вищим у порівнянні із зразком 6 (1,15–1,24%), що може свідчити про кращу пластичність останнього. Найменші відхилення спостерігаються для молібдену, концентрація якого у ЗТВ без плями стабільніша у зразку 6 (4,38–4,48%) у порівнянні із зразком 1 (4,55–4,74%).

Таким чином, аналіз зразків 1 та 6 показав, що зона з плямою є більш вираженою у зразку 1, що супроводжується підвищеною неоднорідністю хімічного складу та більш різкими градієнтами концентрації легуючих елементів. Це може негативно впливати на механічні властивості, зокрема на втомну міцність, оскільки структурна неоднорідність сприяє локальному зниженню пластичності та

підвищенню рівня залишкових напружень. У свою чергу, ЗТВ поза плямою в обох зразках демонструє більш стабільні значення концентрації легуючих елементів, що забезпечує однорідніші механічні властивості та вищу стійкість до втомного руйнування. Це свідчить про необхідність контролю параметрів ЛТО з метою мінімізації площ зон з відмінною травимістю, які можуть бути критичними місцями зародження втомних тріщин.

Проведений порівняльний аналіз зон з плямою у двох зразках, що пройшли наплавлення різними дротами – СП15СВ та ВТ22СВ. Особливу увагу було приділено розподілу легуючих елементів у зоні термічного впливу (ЗТВ) та виявленню можливих відмінностей, що можуть впливати на механічні характеристики матеріалу.

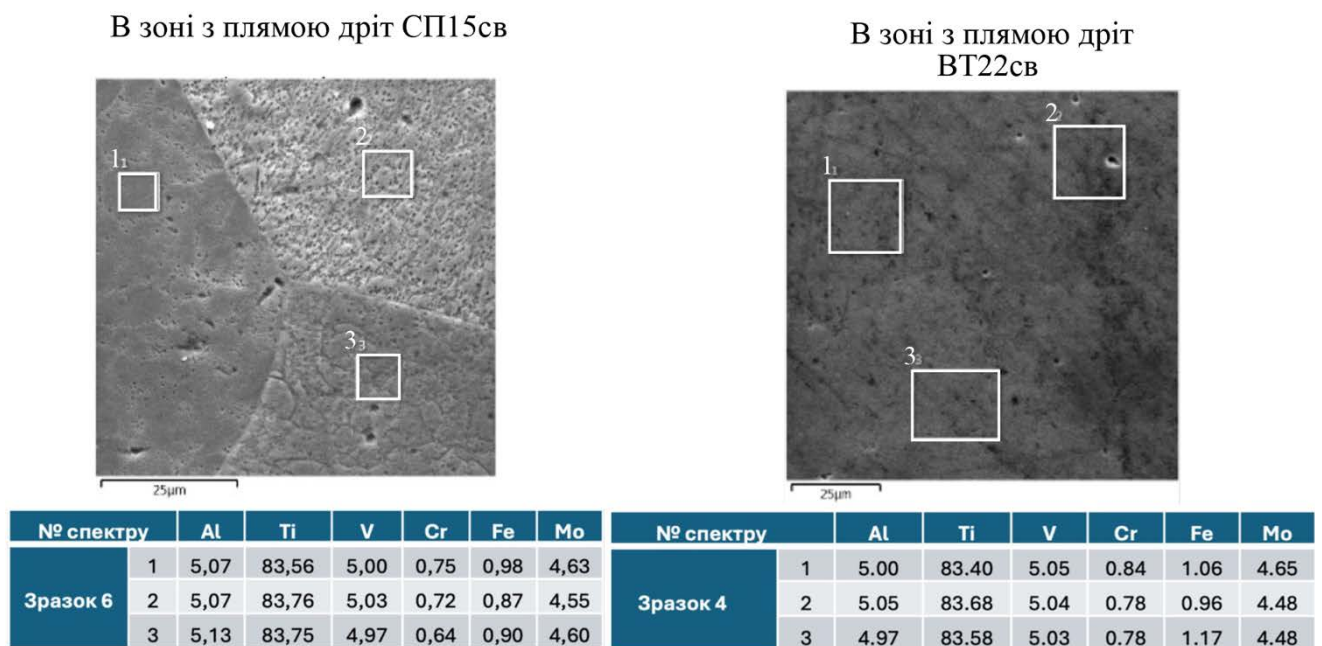


Рисунок 5.6 - Рентгеноспектральний аналіз зони термічного впливу зразка 6 та 4 з наплавленим шаром дротом СП15св да ВТ22св відповідно

На основі отриманих результатів хімічного аналізу (див. рис. 5.7) встановлено, що зони з плямою демонструють відмінності у розподілі легуючих елементів залежно від типу наплавленого дроту.

Для зразка 6 (дріт СП15св) вміст титану варіюється в межах 83,56 - 83,75%, алюмінію - 5,07-5,13%, ванадію - 5,00-5,03%, хрому - 0,64-0,97%, заліза - 0,87-0,90%, молібдену - 4,55-4,63%.

Для зразка 4 (дріт ВТ22св) концентрація титану дещо нижча і варіюється у межах 83,40–83,58%, алюмінію - 4,97-5,05%, ванадію - 5,03-5,05%, хрому - 0,75-0,78%, заліза - 0,96-1,17%, молібдену - 4,48-4,65%.

Аналіз отриманих даних показує що у зразку 6 (дріт СП15св) спостерігається більш стабільний розподіл легуючих елементів у зоні з плямою, що може бути наслідком більш рівномірного термічного впливу при ЛТО. Зразок 4 (дріт ВТ22св) демонструє більшу варіативність у вмісті титану, хрому та заліза, що може бути свідченням локальних хімічних неоднорідностей, які виникли внаслідок неоднорідного нагріву або впливу процесів дифузії під час термічної обробки.

На основі проведених вимірювань мікротвердості поверхні шліфів у двох напрямках (поздовжньому та висотному) були визначені середні значення мікротвердості для зон наплавлення, зони термічного впливу (ЗТВ) та основного металу у зразках другої групи, що пройшли наплавлення дротами СП15св та ВТ22св (див. рис. 5.8 та 5.9). Аналіз отриманих результатів дозволив оцінити структурні зміни в кожній зоні та визначити вплив технологічних параметрів процесу наплавлення та подальшої локальної термічної обробки (ЛТО) на механічні властивості матеріалу.

Отримані результати свідчать, що зразки 4 та 5 демонструють більш стабільні значення мікротвердості в зоні термічного впливу (ЗТВ) порівняно із зразком 6, у якого спостерігалася зона з неоднорідною травимістю. Загалом, зразки другої групи з наплавленням дротом СП15св характеризуються рівномірним розподілом твердості у всіх зонах (наплавлений шар, ЗТВ, основний метал), що забезпечило їхню високу витривалість у процесі втомних випробувань. Це свідчить про якість наплавлення дротом СП15св та ефективність виконаної термічної обробки.

На відміну від зразків другої групи, що пройшли наплавлення дротом СП15св, зразки з наплавленням дротом ВТ22в продемонстрували більш рівномірний розподіл твердості у всіх зонах, що потенційно сприяє стабільності

механічних властивостей матеріалу. Проте у зразках 4 та 6 з наплавленням дротом ВТ22СВ було виявлено пори у наплавленому шарі, що суттєво вплинуло на кінцеві напруження до руйнування. Наявність пор виступала концентраторами напружень, сприяючи зародженню та прискореному росту тріщин під дією циклічних навантажень, що негативно вплинуло на довговічність матеріалу.

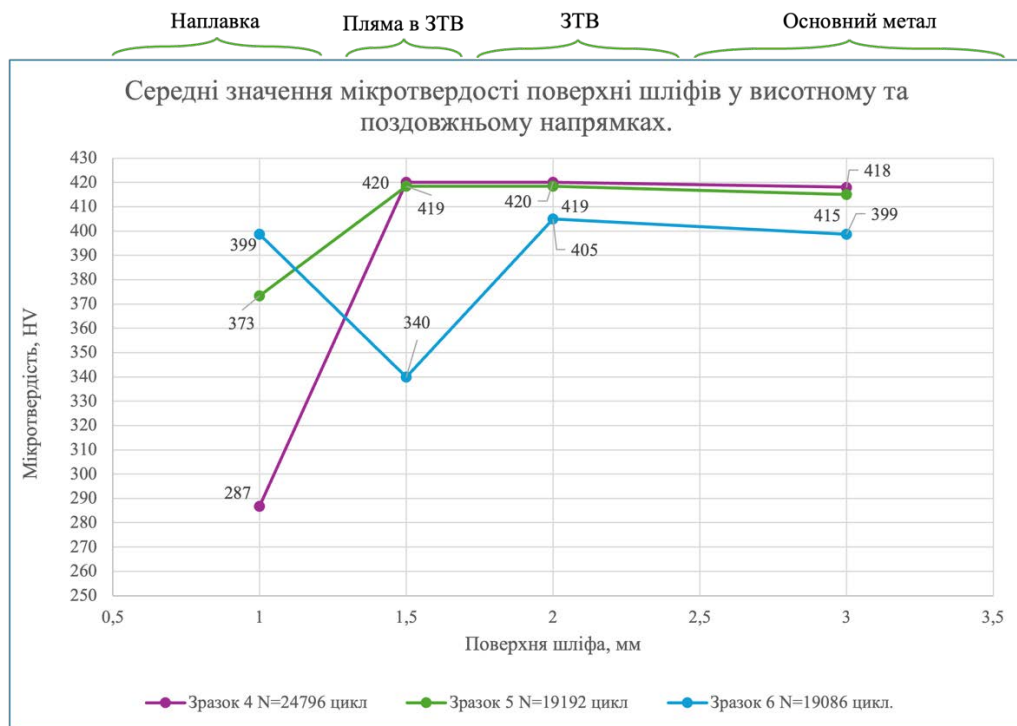


Рисунок 5.7 - Середні значення мікротвердості поверхні шліфів у висотному та поздовжньому напрямках зразків другої групи з наплавленням дротом СП15СВ

Таким чином, аналіз мікротвердості та виявлених дефектів показав, що рівномірність розподілу твердості у зразках другої групи є важливим фактором, що впливає на їхню втомну витривалість. Зразки з наплавленням дротом СП15СВ демонстрували стабільніші значення твердості та кращу довговічність, тоді як у зразках з наплавленням дротом ВТ22СВ, незважаючи на рівномірний розподіл мікротвердості, наявність пор у наплавленому шарі сприяла передчасному руйнуванню. Це вказує на необхідність ретельного контролю якості наплавлення, зокрема усунення пор у зразках з наплавленням дротом ВТ22СВ, для забезпечення більшої довговічності матеріалу в умовах циклічного навантаження.

Отримані результати показують, що зразки 4 та 5 демонструють більш стабільні показники мікротвердості в зоні термічного впливу (ЗТВ) порівняно із зразком 6, який мав зону з неоднорідною травимістю. Загалом, зразки другої групи характеризуються відносно рівномірною зміною мікротвердості у всіх зонах (наплавлення, ЗТВ, основний метал), що забезпечило їхню високу витривалість під час проведення втомних випробувань. Це свідчить про якість наплавлення дротом СП15св та ефективність виконаної термічної обробки.

На відміну від зразків другої групи з наплавленням дротом СП15св, зразки з наплавленням дротом ВТ22св продемонстрували більш рівномірні показники мікротвердості у всіх зонах (наплавлення, ЗТВ, основний метал). Однак наявність пор у зоні наплавлення поблизу поверхні отвору сприяла прискореному зародженню тріщин, що негативно вплинуло на напрацювання зразків 4 і 6 цієї групи. Це свідчить, що, незважаючи на рівномірність механічних властивостей, дефекти у наплавленому шарі залишаються ключовим фактором, який обмежує довговічність матеріалу (рис. 5.9).

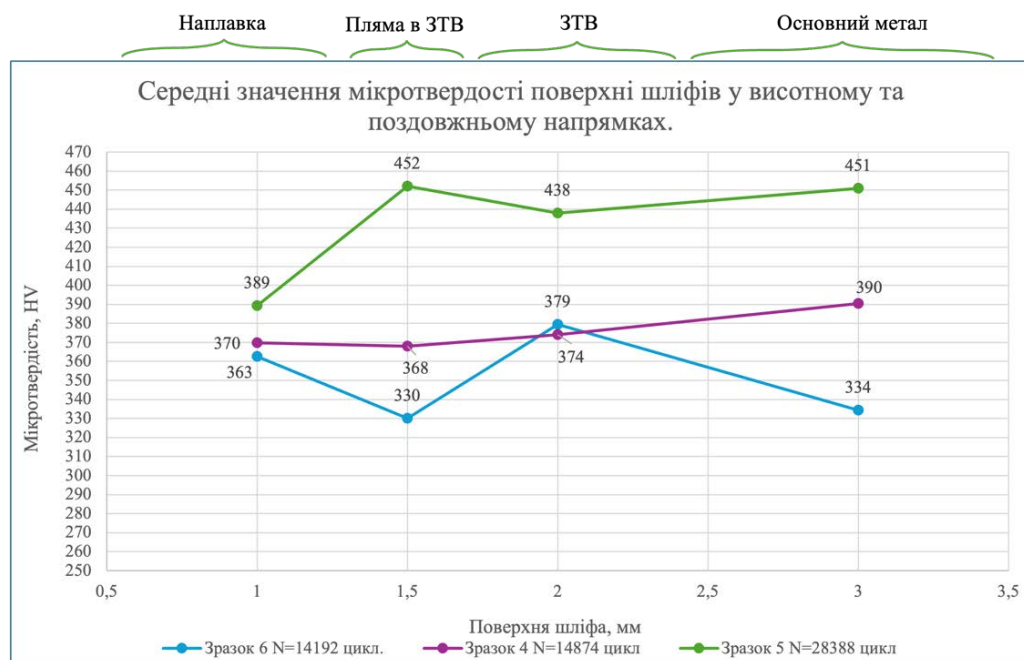


Рисунок 5.8 - Середні значення мікротвердості поверхні шліфів у висотному та поздовжньому напрямках зразків другої групи з наплавленням дротом ВТ22св

Серед усіх зразків другої групи найвищі показники напрацювань до руйнування продемонстрували зразок 4 (наплавлений дротом СП15св) та зразок 5 (наплавлений дротом ВТ22св). Їхні напрацювання суттєво перевищували результати інших зразків у своїй серії, що обумовлено стабільними структурними характеристиками та рівномірним розподілом механічних властивостей. Зокрема, у цих зразках була відсутня зона з відмінною травимістю в ЗТВ, а зміна мікротвердості відбувалася рівномірно по всій зоні термічного впливу (рис. 5.5).

Металографічний аналіз підтвердив, що у матеріалі наплавлення та в зоні термічного впливу сформувався стабільний двофазний ($\alpha+\beta$) стан, що сприяв рівномірному розподілу напружень і покращенню втомних властивостей. Незважаючи на деяке підвищення мікротвердості в перехідній зоні, загальний рівень залишкових напружень залишався низьким, що позитивно впливало на довговічність матеріалу під дією циклічних навантажень.

Додатково, проведені металографічні дослідження дозволяють зробити висновок, що зразки 4 та 5 мали сталі умови відновлення поверхні та подальшої локальної термічної обробки (ЛТО). Саме це забезпечило формування однорідної структури та стабільні механічні властивості, що, у свою чергу, сприяло максимальним показникам втомної витривалості серед усіх досліджених зразків. Висока відтворюваність умов ЛТО є ключовим фактором забезпечення довговічності відновлених деталей, що підтверджується отриманими експериментальними даними.

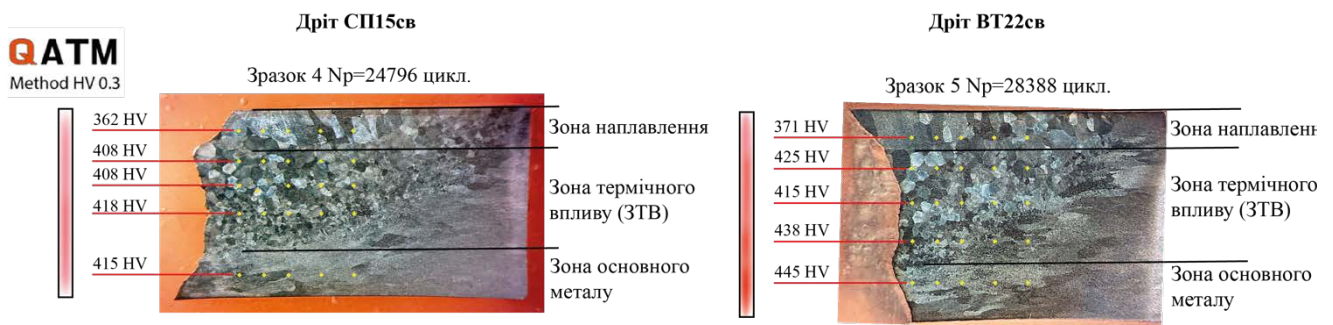


Рисунок 5.9 - Результати вимірювання мікротвердості зразків другої групи у висотному напрямі.

5.3 Оптимізація виявлення зон із відмінною травимістю у ЗТВ після відновлювального наплавлення та ЛТО сплаву ВТ22

У ході дослідження було встановлено, що під час виготовлення шліфів на стадії кінцевого полірування поверхні контури зон із відмінною травимістю стають більш помітними під косим освітленням (рис. 5.10). Це дозволяє ідентифікувати такі зони без необхідності проведення хімічного травлення поверхні. Даний ефект є надзвичайно важливим для оцінки структурної однорідності матеріалу та контролю якості наплавлення та локальної термічної обробки (ЛТО) деталей з титанових сплавів.

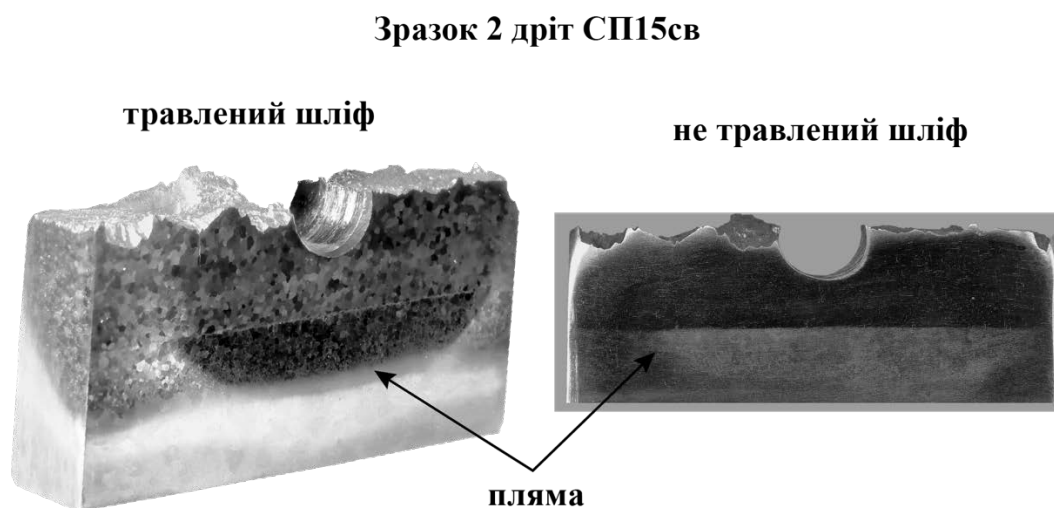


Рисунок 5.10 – Фотографії мікрошліфа зразка 2 після наплавлення дротом СП15св в зоні термічного впливу до та після травлення поверхні.

Зони з відмінною травимістю в ЗТВ, ("плями"), мають відмінний хімічний склад і фазову структуру у порівнянні з рештою матеріалу. Аналіз показав, що в цих зонах:

- спостерігається підвищений вміст β -фази, що пов'язано з локальною стабілізацією легуючих елементів, таких як молібден (Mo) та ванадій (V), які сприяють збереженню β -фази під час ЛТО;

- спостерігається варіативність мікротвердості – зона з плямою має значно знижені значення мікротвердості (323–335 HV) порівняно з оточуючими ділянками (420–450 HV), що вказує на відмінний рівень деформаційного зміцнення;

- має місце різний коефіцієнт світловідбивання через неоднорідний розподіл фаз α і β , що призводить до утворення оптичного контрасту на поверхні під певним кутом освітлення.

Оптична видимість зон із відмінною травимістю без травлення пояснюється розходженням у структурному стані, що впливає на здатність матеріалу відбивати світло. Аналогічний ефект спостерігався при дослідженні неоднорідностей у титанових сплавах після термічної обробки, коли залишкова β -фаза утворює мікроскопічні поверхневі дефекти, що підсилюють дифузне відбиття світла.

Виявлення зон із відмінною травимістю без застосування хімічного травлення має кілька переваг:

- швидка та неінвазивна діагностика – використання косого освітлення дозволяє виявляти неоднорідності в ЗТВ на стадії полірування без необхідності додаткових агресивних впливів, які можуть змінювати мікроструктуру поверхні;

- можливість візуального контролю відновлених деталей – метод може бути застосований для оцінки деталей авіаційної та енергетичної техніки після відновлювального наплавлення;

- зниження ймовірності відмови деталей – зони з низькою твердістю у ЗТВ можуть бути прихованими осередками зародження тріщин, тому їхнє вчасне виявлення дозволяє оптимізувати технологічні параметри наплавлення та ЛТО.

- можливість автоматизованого контролю – враховуючи, що зміни у відбитті світла залежать від фазового складу, розробка автоматизованих систем контролю із застосуванням лазерної або цифрової оптики може підвищити точність оцінки мікроструктури після наплавлення.

Дана методика контролю структури та мікротвердості є надзвичайно важливою для високолегованих титанових сплавів, які використовуються у авіаційній галузі виключно у зміцненому стані. Для забезпечення необхідного рівня міцності та довговічності авіаційних деталей критично важливо підтримувати

стабільність параметрів ЛТО, що дозволяє уникати утворення локальних зон зі зниженими механічними характеристиками. Запропонований підхід може бути ефективно застосований для оптимізації технології відновлення деталей авіаційних конструкцій із титанових сплавів, що експлуатуються в умовах високих динамічних навантажень.

ВИСНОВКИ

Проведений аналіз впливу дефектів наплавлення дротами СП15св та ВТ22св на мікроструктуру, механічні властивості та втомну витривалість зразків титанового сплаву ВТ22 дозволив зробити такі висновки:

1. Матеріали першої групи з мінімальними напрацюваннями мали характерні дефекти наплавлення, які значно знижували їхню довговічність. Для зразків, наплавлених дротом СП15св, критичним чинником стало формування зони з відмінною травимістю в безпосередній близькості до отвору, що збільшувало концентрацію напружень. У поєднанні з ризиками на поверхні отвору це сприяло передчасному зародженню та розвитку втомних тріщин.

Для матеріалів з наплавленням дротом ВТ22св основним негативним фактором стало утворення пор у зоні наплавлення, що значно знижувало їхню втомну міцність через формування концентраторів напружень.

2. Аналіз зон з відмінною травимістю у матеріалах першої групи, показав локальну зміну хімічного складу, зокрема підвищений вміст молібдену та алюмінію при одночасному зниженні концентрації титану. Це призводило до нерівномірного фазового складу, що негативно впливало на мікротвердість та сприяло локальному зниженню опору втомному руйнуванню.

У матеріалах другої групи (з вищими напрацюваннями) розподіл легуючих елементів був більш рівномірним, що забезпечувало стабільність фазового складу та покращені механічні характеристики у зоні термічного впливу (ЗТВ).

3. У матеріалах першої групи зона з відмінною травимістю характеризувалася найнижчими значеннями мікротвердості (323–335 НV), що

вказує на локальне ослаблення матеріалу та підвищену чутливість до втомного руйнування.

Водночас, у матеріалах другої групи, де зона з відмінною травимістю або була відсутня, або мала менш виражену неоднорідність, мікротвердість залишалася стабільною (419–428 HV у ЗТВ). Це сприяло підвищенню опору втомному навантаженню.

4. У матеріалах другої групи з найвищими напрацюваннями (зразки 4 та 5) була забезпечена стабільність параметрів ЛТО, що сприяло формуванню рівномірної двофазної ($\alpha+\beta$) структури в зоні наплавлення та ЗТВ.

Виявлено, що контрольовані параметри ЛТО, зокрема точність швидкісного нагріву та витримки, забезпечують мінімізацію локальних неоднорідностей у хімічному складі та твердісних характеристиках.

5. Отримані результати підтверджують критичне значення контролю структурної однорідності та мікротвердості при відновлювальному наплавленні титанових сплавів, що використовуються в авіаційній галузі.

Запропонований підхід до оцінки якості наплавлення та ЛТО дозволяє визначати ділянки з пониженими механічними характеристиками та коригувати технологічні параметри відновлення для підвищення експлуатаційної надійності авіаційних деталей із титанових сплавів BT22.

ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ

У процесі виконання досліджень було встановлено основні фактори, що впливають на довговічність виробів зі сплаву ВТ22 після наплавлення присадними дротами СП15св, ВТ22св та подальшої локальної термічної обробки. Визначено закономірності впливу мікроструктурних особливостей на зародження та розвиток тріщин у процесі втомних випробувань.

1. Аналіз руйнування матеріалу після втомних випробувань показав, що наявність поверхневих дефектів та зон з відмінною травимістю значно впливає на швидкість зародження та розвитку тріщин. Метал із наплавленим шаром із дроту СП15св руйнувався переважно в зоні термічного впливу (ЗТВ), де спостерігалася знижена мікротвердість (323–335 НV) та поверхневі дефекти у вигляді рисок глибиною до 25 мкм, які могли прискорювати зародження тріщин. Водночас метал із наплавленим шаром із дроту ВТ22СВ руйнувався переважно в зоні сплавлення через наявність оксидних включень і дефектів, що виникли внаслідок недостатнього захисту розплаву інертним газом.
2. Випробувальні елементи без зон із локальними змінами фазового складу та відмінною травимістю мали найвищу довговічність у втомних випробуваннях, що пояснюється рівномірним розподілом фаз та стабільною мікротвердістю (419–428 НV). Це забезпечує рівномірний розподіл напружень і запобігає утворенню зон локального руйнування.
3. Аналіз дефектності наплавленого шару, виконаний методами оптичної та сканувальної електронної мікроскопії, показав, що наявність пор у приповерхневому шарі суттєво впливає на втомну міцність матеріалу. У наплавленому шарі, сформованому дротом ВТ22св, виявлено пори діаметром 80–120 мкм, які не виходили на поверхню, але слугували концентраторами напружень. Це спричинило зниження напрацювання до руйнування на 45–50% порівняно з матеріалом, у якому в даній зоні пори були відсутні. Основним механізмом зниження довговічності є зародження та розвиток втомних тріщин на межі пор за рахунок локального підвищення напружень.

4. Встановлено, що в зоні термічного впливу, яка формується під час локальної термічної обробки, можуть виникати ділянки з відмінною фазовою структурою. Нерівномірні фазові перетворення в цій зоні змінюють механічні властивості матеріалу, що може впливати на його довговічність. Виявлено, що такі зони можуть ідентифікуватися завдяки змінам оптичних властивостей поверхні після полірування, що дозволяє своєчасно виявляти потенційно слабкі ділянки матеріалу та здійснювати корекцію технологічних параметрів відновлених деталей зі сплаву VT22, які працюють в умовах втомних навантажень.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Froes F. H. (ред.) Titanium: Physical Metallurgy, Processing, and Applications. – Materials Park, OH: ASM International, 2015. – 450 с.
2. Горынин И. В., Чечулин Б. Б. Титан в машиностроении. – М.: Машиностроение, 1990. – 224 с.
3. Jaffee R. I., Promisel N. F. The Science, Technology and Application of Titanium. – Oxford: Pergamon Press, 1970. – 480 p.
4. Макквиллен М. К. Фазовые превращения в титане и его сплавах / пер. с англ. К. М. Борзиловской, О. В. Каспаровой; под ред. Н. Ф. Аняшкина. – М.: Металлургия, 1967. – 336 с.
5. Jaffee R. I., Burke H. M. Titanium: Science and Technology. – New York: Proceedings of the 2nd Conference, 1972. – 350 p.
6. Ильин А. А., Колачев Б. А., Полькин И. С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства: справочник. – М.: ВИЛС–МАТИ, 2009. – 512 с.
7. Leyens C., Peters M. (ред.) Titanium and Titanium Alloys: Fundamentals and Applications. – Weinheim: Wiley-VCH, 2003. – 540 p.
8. Пульцин Н. М. Взаимодействие титана с газами. – М.: Металлургия, 1969. – 120 с.
9. Замков В. Н. (ред.) Металлургия и технология сварки титана и его сплавов. – К.: Наукова думка, 1979. – 301 с.
10. Глазунов С. Г., Колачев Б. А. Металлография титановых сплавов. – М.: Металлургия, 1980. – 464 с.
11. Глазунов С. Г., Моисеев В. Н. Конструкционные титановые сплавы. – М.: Металлургия, 1974. – 368 с.
12. Хорев А. И. Комплексное легирование и термомеханическая обработка титановых сплавов. – М.: Машиностроение, 1979. – 272 с.
13. Heat Treating of Nonferrous Alloys / ред. G. E. Totten. – Materials Park: ASM International, 2016. – 796 с. – (ASM Handbook; Vol. 4E). – ISBN 978-1-62708-097-8.

14. Lütjering G. The Metallurgy of Titanium and Its Alloys. – London: Springer, 2013. – 369 p. – ISBN 978-3-642-22519-3.
15. Kuşhan M. C., Gürgen S., Sofuoğlu M. A. Materials, Structures and Manufacturing for Aircraft. – Cham: Springer, 2022. – 389 p. – ISBN 978-3-030-91872-9.
16. Мушегян В. О., Моляр А. Г., Грабин В. В. Розробка та отримання напівфабрикатів із титанових сплавів ВТ6 способом електронно-променевої плавки з подальшою термомеханічною обробкою // Титан. Технології. Обладнання. Виробництво. – 2014. – Вип. 4. – С. 8–12.
17. Abolikhina O. V., Antonyuk S. L., Molyar O. H. Structure, strength, and plasticity of semifinished products of VT22 titanium alloy // Materials Science. – 2008. – Vol. 44, No. 3. – P. 400–404.
18. Нестеренков В. М., Русиник М. О., Берднікова О. М., Матвійчук В. А., Страшк В. Р. Мікроструктура зразків титанового сплаву марки Ti6Al4V, отриманих методом пошарового електронно-променевого наплавлення дротом // Автоматичне зварювання. – 2020. – № 5. – С. 31–36.
19. Сидоренко О. М., Іваненко Л. П., Бойко Ю. Г. Мікроструктура зразків титанового сплаву марки Ti–6Al–4V, виготовлених пошаровим вирощуванням за допомогою електронно-променевої адитивної технології // Автоматичне зварювання. – 2020. – № 5. – С. 35–40.
20. Ахонін С. В., Білоус В. Ю., Селін Р. В., Вржижевський Е. Л., Петриченко І. К., Антонюк С. Л. Вплив термічної обробки на структуру та властивості зварних з'єднань високоміцних титанових сплавів на основі β -фази // Сучасна електрометалургія. – 2021. – № 4. – С. 51–58.
21. Titanium Science and Technology: Proc. 5th Int. Conf. on Titanium (1984, Munich). – Vols. 1–4. – 1705 p.
22. Лясоцкая В. С. Термическая обработка сварных соединений титановых сплавов. – М.: ЭКОМЕТ, 2003. – 256 с.
23. Цвиккер У. Титан и его сплавы. – М.: Металлургия, 1979. – 304 с.

24. Колачев Б. А., Лясоцкая В. С., Шишкунова Н. В. О закономерностях образования метастабильных фаз в титановых сплавах // Известия вузов. Цветная металлургия. – 1976. – № 6. – С. 85–89.
25. Лясоцкая В. С., Лясоцкий И. В., Белов С. П. К вопросу о метастабильных фазах в титановых сплавах, образующихся при закалке и других видах обработки // Известия вузов. Цветная металлургия. – 1985. – № 3. – С. 82–89.
26. Бокштейн С. З., Зюліна Н. П., Мирський Л. М. Термоциклічна обробка титанових сплавів. – М.: Металургія, 1987. – 184 с.
27. Бочвар Г. А., Семенова Н. М., Утевский Л. М. Дефекты упаковки и двойники отжига в титановых сплавах с термически нестабильной β -фазой // Физика металлов и металловедение. – 1969. – Т. 28, № 6. – С. 1041–1045.
28. Гриднев В. Н., Ивасишин О. М., Свечников В. Л. Структура альфа-фазы в двухфазных титановых сплавах // Физика металлов и металловедение. – 1982. – Т. 54, № 2. – С. 302.
29. Sixth World Conference on Titanium / Ed. by P. Lacombe, R. Tricot, G. Beranger. – Paris: Les Editions de Physiques, 1989. – 1872 p.
30. Титан. Металловедение и технология: Труды 3-й Международной конференции по титану. – М.: ВИЛС, 1978. – Т. 1–3. – 1654 с.
31. Носова Г. И. Фазовые превращения в сплавах титана. – М.: Металлургия, 1968. – 320 с.
32. McCabe K. K., Sars S. L. // Philosophical Magazine. – 1971. – Vol. 23. – P. 957–970.
33. Perkins A. I., Jaffe P. E., Nehiman R. F. // Metallography. – 1971. – Vol. 4. – P. 303.
34. Власова Е. С., Дьяконова Н. Б., Лясоцкий И. В. Влияние низкотемпературного старения на несоизмеримые структуры в сплавах титана // Физика металлов и металловедение. – 1984. – Т. 57, Вып. 3. – С. 599–608.
35. Лясоцкий И. В., Дьяконова Н. Б. Исследование структуры аномальных твердых растворов сплавов титана // Физика металлов и металловедение. – 1982. – Т. 53, № 6. – С. 1161–1168.

36. Pol'kin I. S., Kasparova O. V., Korobov O. S., Lebedev Yu. M., Semenova N. M. Decomposition of β phase in titanium alloy VT22 // *Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov*. – 1971. – No. 9. – P. 47–48.
37. Effenterre P., Liassotskaia V., Cizeron G., Lacombe P. Evolution structurale, au cours d'un revenu anisotherme, de l'alliage zirconium à 8 % poids niobium // *C. R. Sc., Paris*. – 1969. – Vol. 268. – P. 2273–2276.
38. Иванов А. С., Томсинский В. С. Распад метастабильных фаз в титановом сплаве ВТ3-1 // *Известия АН СССР. Металлы*. – 1974. – № 5. – С. 173–176.
39. Yu Y., Hui S. X., Ye W. J., Xiong B. Q. Mechanical properties and microstructure of an $\alpha+\beta$ titanium alloy with high strength and fracture toughness // *Rare Metals*. – 2009. – Vol. 28(4). – P. 346.
40. Baeslack III W. A., Liu P. S., Barbis D. P., Schley J. R., Wood J. R. Postweld Heat Treatment of GTA Welds in a High-Strength Metastable Titanium Alloy-Beta-C™ // *Titanium '92, Science & Technology* / Ed. by F. H. Froes, I. Chaplan. – TMS, 1993. – P. 1469–1476.
41. Moiseev V. N., Zakharov Yu. I., Kirillov Yu. G., Dolzhanskii Yu. M., Danilina T. G. Heat treatment of titanium alloy VT22 // *Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov*. – 1990. – No. 3. – P. 46–49.
42. Akhnonin S. V., Bilous V. Yu., Selin R. V., Vrzhyzhevskiy E. L., Petrychenko I. K., Antonyuk S. L. Influence of heat treatment on the structure and properties of welded joints of high-strength titanium alloys based on β -phase // *Electrometallurgy Today*. – 2021. – No. 4. – P. 51–58. DOI: 10.37434/sem2021.04.08.
43. Parshin A. M., Ushkov S. S., Yarmolovich I. I. Cracking of titanium alloy VT22 during aging // *Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov*. – 1973. – No. 8. – P. 37–40.
44. Ivasyshyn O. M., Markovskiy P. E., Havrysh I. M., Karasevska O. P. Influence of cooling rate in the process of hardening on the aging and formation of the mechanical characteristics of VT22 titanium alloy // *Materials Science*. – 2014. – Vol. 50, No. 1. – P. 60–69. DOI: 10.1007/s11003-014-9692-9.

45. Orlova L. M., Lemesh A. D., Belozub G. P., Filatova T. V. Metallographic study of β -solid solution decomposition for titanium alloy VT22 // *Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov*. – 1986. – No. 1. – P. 56–58.
46. Ivasyshyn O. M., Markovsky P. E., Havrysh I. M. Formation of the microstructure and mechanical properties of VT22 titanium alloy under nonequilibrium conditions of rapid heat treatment // *Materials Science*. – 2015. – Vol. 50, No. 1. – P. 60–66. DOI: 10.1007/s11003-015-9823-y.
47. Markovsky P. E. Application of local rapid heat treatment for improvement of microstructure and mechanical properties of titanium products // *Key Engineering Materials*. – 2010. – Vol. 436. – P. 185–194.
48. Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением / под ред. Б. Е. Патона. – М.: Машиностроение, 1974. – 512 с.
49. Zhao J., Liu W., Tang D., Zhang S. Sensitivity to surface roughness of Ti64 and Ti407 alloys // *International Journal of Fatigue*. – 2020. – Vol. 134. – P. 105478.
50. Редиц В. В., Никифоров Г. Д., Вакс И. А. Предупреждение пор в сварных швах тонколистного титана и его сплавов // *Сварочное производство*. – 1974. – № 4. – С. 7–10.
51. Акулов А. И., Бельчук Г. А., Демянцевич В. П. Технология и оборудование сварки плавлением. – М.: Машиностроение, 1977. – 320 с.
52. Багрянский К. В. Электродуговая сварка и наплавка под керамическими флюсами. – К.: Техника, 1976. – 280 с.
53. *Welding Handbook. Volume 2: Welding Processes - Arc and Gas Welding and Cutting, Brazing and Soldering* / American Welding Society. – Miami: American Welding Society, 1978. – 700 p.
54. Kou S. *Welding Metallurgy*. – 2nd ed. – Hoboken: Wiley-Interscience, 2003. – 480 p. – ISBN 978-0-471-43491-7.
55. Ахонин С. В., Белоус В. Ю., Антонюк С. Л., Петриченко И. К., Селин Р. В. Властивості з'єднань високоміцного титановго сплаву Т110, виконаних зваркою плавленням // *Автоматична зварка*. – 2014. – № 1. – С. 54–59.

56. Ахонин С. В., Белоус В. Ю., Селин Р. В., Петриченко И. К., Вржижевский З. Л. Структура и свойства сварных соединений высокопрочных двухфазных титановых сплавов, выполненных ЭЛС и ТИГ // Автоматическая сварка. – 2015. – № 8. – С. 16–23.
57. Григоренко Г. М., Задорожнюк О. М. Структура, механічні властивості та зварюваність псевдо- α - і $(\alpha+\beta)$ -Ті сплавів, зміцнених силіцидами // Сучасна електрометалургія. – 2016. – № 2 (123). – С. 6–12.
58. Пикулин А. Н. Электронно-променевое оплавление литков сложнолегированных титановых сплавов // Сучасна електрометалургія. – 2016. – № 3 (124). – С. 26–31.
59. Гуревич С. М., Замков В. Н., Компан Я. Ю., Кушниренко Н. А., Харченко Г. К., Блащук В. Е., Волков В. Б., Загребенюк С. Д., Прилуцкий В. П., Сабокаръ В. К. Металлургия и технология сварки титана и его сплавов. – Киев: Наукова думка, 1979. – 320 с.
60. Гуревич С. М., Замков В. Н., Блащук В. Е. та ін. Металургія і технологія зварювання титану та його сплавів: монографія. – Київ: Наукова думка, 1986. – 350 с.
61. Прилуцький В. П., Єрошенко Л. Є. Вплив умов захисту зварювальної ванни аргонном на властивості швів при ТІГ-зварюванні титану // Автоматичне зварювання. – 2021. – № 6. – С. 39–43.
62. Balasubramanian T. S., Balakrishnan M., Balasubramanian V., Muthu Manickam M. A. Effect of welding processes on joint characteristics of Ti-6Al-4V alloy // Science and Technology of Welding and Joining. – 2011. – Vol. 16. – P. 702–708.
63. French R., Marin-Reyes H. Welding performance evaluation of the VBC instrument engineering IP50 TIG orbital heat management system // Proceedings of the 68th IIW Annual Assembly High-Strength Materials. Challenges and Applications, Helsinki, Finland, 2–3 July, 2015.
64. Mukherjee R., Bhandari B., Chandrasekaran S., et al. Oxidation Induced Mechanisms During Directed Energy Deposition Additive Manufactured Titanium

- Alloy Builds // Journal of Manufacturing Processes. – 2023. – Vol. 94. – P. 215–229.
65. French R., Marin-Reyes H. Investigation of the TIG orbital welding process on tube-to-tube joints in titanium & stainless steel thin wall tubes // Proceedings of the 68th IIW Annual Assembly High-Strength Materials. Challenges and Applications, Helsinki, Finland, 2–3 July, 2015.
 66. Гуревич С. М., Замков В. Н., Кушнirenко Н. А. та ін. Изыскание присадочного материала для сварки ($\alpha+\beta$)-титановых сплавов // В кн.: Актуальные проблемы сварки цветных металлов. – Киев: Наукова думка, 1980. – 220 с.
 67. Ленивкин В. А., Дюргеров Н. Г., Сагиров Х. Н. Технологические свойства сварочной дуги в защитных газах. – М.: Машиностроение, 1989. – 160 с.
 68. Гуревич С. М. Справочник по сварке цветных металлов. – Киев: Наукова думка, 1990. – 400 с.
 69. Сварка в машиностроении: справочник: в 4 т. / под ред. А. И. Акулова. – Т. 4. – М.: Машиностроение, 1979. – 350 с.
 70. Горячев А. П., Зеленин В. А. Механизированная сварка неплавящимся электродом углубленной дугой // Автоматическая сварка. – 1964. – № 12. – С. 24–29.
 71. Prilutsky V. P., Akhonin S. V., Schwab S. L., et al. Restoration surfacing of parts of titanium alloy VT22 // The Paton Welding Journal. – 2017. – № 1. – С. 32–35. DOI: 10.15407/tpwj2017.01.05.
 72. Kralya V. O., Molyar O. H., Khimko A. M., Puhachevs'kyi D. O. Fatigue characteristics of VT22 titanium alloy with wear-resistant coatings // Materials Science. – 2006. – Vol. 42, No. 6. – P. 853–857.
 73. Akhonin S. V., Belous V. Yu., Petrichenko I. K., Selin R. V. Influence of filler metal on structure and properties of welded joints of high-strength two-phase titanium alloys produced using argon arc welding // Automatic Welding. – 2016. – № 1. – P. 39–43. DOI: 10.15407/tpwj2016.01.06.

74. Prilutsky V. P., Shvab S. L., Petrichenko I. K., Akhonin S. V., Rukhansky S. B., Radkevich I. A. Argon arc welding of titanium VT22 alloy using filler flux-cored wire // *Automatic Welding*. – 2016. – № 9. – С. 10–14. DOI: 10.15407/as2016.09.02.
75. Akhonin S. V., Shvab S. L. Filler flux-cored wire for TIG welding and surfacing of titanium alloy VT22 // *Automatic Welding*. – 2019. – № 6. – С. 39–43. DOI: 10.15407/as2019.06.06.
76. Шоршоров М. Х., Назаров Г. В. Сварка титана и его сплавов. – М.: Машгиз, 1959. – 240 с.
77. Куликов Ф. Р., Васькин Ю. В., Кишкина С. И. и др. Влияние технологических факторов на малоцикловую усталость сварных соединений сплава ВТ22 // *Авиационная промышленность*. – 1977. – № 6. – С. 65–71.
78. Paton B. E., Zamkov V. N., Prilutsky V. P. Narrow-groove welding proves its worth on thick titanium // *Welding Journal*. – 1996. – № 5. – P. 37–41.
79. Куликов Ф. Р., Кириллов Ю. Г., Васькин Ю. В. и др. Выбор систем легирования металла шва при сварке сплавов титана больших толщин // *Сварочное производство*. – 1969. – № 7. – С. 10–13.
80. Radkevich I. A., Shvab S. L., Prilutsky V. P., Akhonin S. V. Peculiarities of arc control by external magnetic field (Review) // *Automatic Welding*. – 2010. – № 10. – P. 10–12. ISSN: 0957-798X.
81. Радкевич І. А., Шваб С. Л., Прилуцький В. П., Ахонін С. В. Особенності управління дугою зовнішнім магнітним полем (Обзор) // *Автоматическая сварка*. – 2010. – № 10 (690). – С. 14–17. URI: dspace.nbuv.gov.ua.
82. Belous V. Yu., Akhonin S. V. System for automatic regulation of position of tungsten electrode in narrow-gap magnetically controlled arc welding of titanium // *Automatic Welding*. – 2011. – № 7. – P. 30–33.
83. Шваб С. Л., Ахонін С. В., Петриченко І. К., Антонюк С. Л. Особливості структури металу шва при відновлювальному аргонодуговому наплавленні титанового сплаву ВТ22 // *Сучасна електрометалургія*. – 2020. – № 4. – С. 44–48. DOI: 10.37434/tpwj2020.11.08.

84. Лис Г. Ф., Пашенко И. Р. Дефекты сварных швов. – Киев: Наукова думка, 1984. – 240 с.
85. Троїцький В. О. Рівні якості зварних з'єднань та допустимі дефекти у зварних швах // Автоматичне зварювання. – 2021. – № 6. – С. 57–61.
86. Моисеев В. Н., Куликов Ф. Р., Кириллов Ю. Г. Сварные соединения титановых сплавов. – М.: Металлургия, 1978. – 280 с.
87. Черныш В. П., Кузнецов В. Д., Матяш В. И., Шеленков Г. М. Способ импульсной электродуговой сварки с электромагнитным перемешиванием труб с трубными решетками из сплавов // В кн.: II Всесоюзная конференция по сварке цветных металлов: (Тезисы докладов). – Ташкент, 1982. – Киев: ИЭС им. Е. О. Патона АН УССР. – С. 74.
88. Прилуцький В. П., Петриченко І. К. Вплив концентрації кисню в аргоні на властивості і колір поверхні зварних швів при TIG-зварюванні титану // Автоматичне зварювання. – 2021. – № 7. – С. 57–61.
89. Левченко В. А., Борисенко В. А., Романив В. И., Казюкова А. Н. Влияние вольфрамовых включений на качество сварных соединений титана BT1-0 // Сварочное производство. – 1981. – № 3. – С. 20–21.
90. Борисова Е. А., Шашенкова И. И., Мануйлов Н. Н. Влияние количества и качества подварок на работоспособность сварных соединений титановых сплавов // Сварочное производство. – 1976. – № 10. – С. 37–39.
91. Руссо В. Л. Дуговая сварка в инертных газах. – Л.: Судостроение, 1984. – 120 с.
92. Горпенко А. О., Семенець О. І., Доній О. М., Валуйська К. О. Вплив стану поверхні деталей шасі з високоміцного титанового сплаву BT-22 в процесі випробувань на втому // Успіхи матеріалознавства. – 2021. – № 2. – С. 45–53. DOI: 10.15407/materials2021.02.045.
93. Wang J., Peng W., Yu J., Wang J., Ding M., Zhang Y. Effect of surface roughness on the fatigue failure and evaluation of TC17 titanium alloy // Materials Science and Technology. – 2021. – Vol. 37, No. 3. – P. 301–313.
94. Сварка в машиностроении: справочник: в 4 т. / под ред. А. И. Акулова. – Т. 3. – М.: Машиностроение, 1979. – 320 с.

95. Lütjering G. Influence of processing on microstructure and mechanical properties of ($\alpha+\beta$) titanium alloys // *Materials Science and Engineering: A.* – 1998. – Vol. 243, No. 1–2. – P. 32–45. DOI: 10.1016/S0921-5093(97)00778-8.
96. Burns J. R., Halford S. R., Gray G. T. Influence of microstructure on small crack growth in Ti-6Al-4V // *International Journal of Fatigue.* – 1997. – Vol. 19, No. 3. – P. 187–193.
97. Барабошкин В. А., Полухин Е. А., Халатников В. Ф. и др. Усталостная прочность мелкозернистого титанового сплава ВТ6 // *Журнал прикладной механики и технической физики.* – 2023. – Т. 64, № 4. – С. 98–104.
98. Банников М. В., Оборин В. А., Наймарк О. Б. Исследование стадийности разрушения титановых сплавов в режиме много- и гигацикловой усталости на основе морфологии поверхности разрушения // *Вестник ПНИПУ. Механика.* – 2015. – № 3. – С. 20–29.
99. Fedorov V. P., Korneev A. I., Loginov M. S. Cyclic fracture resistance of titanium alloy VT22 // *Strength of Materials.* – 1984. – № 6. – P. 43–47.
100. Polkin I. S., Rodionov V. L., Stroshkov A. N., Ishunkina T. V., Kudryashov V. G., Korobov O. S. Structure and mechanical properties of VT22 ($\alpha+\beta$) high-strength titanium alloy semiproducts // *Titanium '92: Science and Technology* / Ed. by F. H. Froes, I. Caplan. – Warrendale: TMS, 1992. – P. 1569–1578.
101. Zhao Q., Qin X., Ji C., Li Y., Sun D., Jin Y. Tool life and hole surface integrity studies for hole-making of Ti-6Al-4V alloy // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology.* – 2015. – Vol. 79, No. 1–4. – P. 379–392.
102. Куликов Ф. Р., Персидский А. С., Гуревич С. М. и др. Электродная проволока для сварки в контролируемой атмосфере: А. с. № 187277 (СССР) // *Опубл. в Б. И.* – 1966. – № 21.
103. Васильєв Д. М., Трофимов В. В. Сучасний стан рентгенівського методу вимірювання макронапружень (огляд) // *Заводська лабораторія.* – 1984. – Т. 50, № 7. – С. 20–29.
104. Гриднев В. Н., Ошкадеров С. П., Ивасишин О. М. Физические основы скоростного термоупрочнения сплавов. – К.: Наукова думка, 1986. – 386 с.

105. Ivasishin O. M., Markovsky P. E. Enhancing the Mechanical Properties of Titanium Alloys with Rapid Heat Treatment (Overview) // JOM. – 1996. – № 7. – P. 48–52.
106. Ivasishin O. M., Markovsky P. E., Matviychuk Yu. V., Semiatin S. L. Precipitation and Recrystallization Behavior of Beta Titanium Alloys during Continuous Heat Treatment // Metallurgical and Materials Transactions, A. – 2003. – Vol. 34A. – P. 147–158.
107. Івасишин О. М. Розробка технології локальної термічної обробки деталей із високоміцних титанових сплавів після відновлення дефектів зносу методами наплавлення. – Київ: Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, 2009. – 86 с.
108. ТУ У 14-2-1234:2019. Нормативний документ на деформовані напівфабрикати із титанових сплавів. – Київ: Міненерго, 2019.
109. Курган Н. М., Сухоставець Р. М., Ланге С. С. Мікроструктура зразків титанового сплаву марки Ti6Al4V, отриманих методом пошарового електронно-променевого наплавлення дротом // Автоматична зварка. – 2020. – № 5. – С. 29–35. DOI: 10.37434/as2020.05.05.
110. Ахонін С. В., Білоус В. Ю., Березос В. О., Петриченко І. К., Селін Р. В., Северин А. Ю., Пікулін О. М. Структура та властивості конструкційних економнолегованих сплавів на основі титану, одержаних способом ЕПП // Електронна обробка матеріалів. – 2020. – № 4. – С. 11–19. – УДК 669.187.526:51.001.57. – DOI: 10.37434/sem2020.04.02.