

НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ
Інститут електрозварювання ім. Є. О. ПАТОНА

НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ
Інститут електрозварювання ім. Є. О. ПАТОНА

Кваліфікаційна наукова праця
на правах рукопису

БІЛОУС ВАЛЕРІЙ ЮРІЙОВИЧ

УДК 621.791.053: 621.791.722

ДИСЕРТАЦІЯ

**НАУКОВІ ОСНОВИ АРГОНОДУГОВОГО
ТА ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОГО ЗВАРЮВАННЯ
ПЕРСПЕКТИВНИХ ВИСОКОМІЦНИХ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ**

05.03.06 - Зварювання та споріднені процеси і технології

Подається на здобуття наукового ступеня

доктора технічних наук

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

В. Ю. Білоус

Науковий консультант: Ахонін Сергій Володимирович, академік
НАН України, доктор технічних наук, професор

Київ – 2023

АНОТАЦІЯ

Білоус В.Ю. Наукові основи аргонодугового та електронно-променевого зварювання перспективних високоміцних титанових сплавів. - Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня доктора технічних наук за спеціальністю 05.03.06 – «Зварювання та споріднені процеси і технології». – Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона Національної академії наук України.

Дисертація присвячена вирішенню важливої науково-практичної проблеми забезпечення рівноміцності і високої пластичності зварних з'єднань високоміцних титанових сплавів з $\sigma_B > 1100$ МПа шляхом розвитку наукових основ формування структури та комплексу властивостей зварних з'єднань нових високоміцних титанових сплавів, і на цій основі удосконалення технології аргононо-дугового зварювання та електронно-променевого зварювання що забезпечать високий комплекс механічних властивостей зварних з'єднань цих сплавів.

Загальносвітова тенденція застосування високоміцних титанових сплавів полягає зростанні обсягів використання в конструкціях, які розробляються високоміцних титанових сплавів з рівнем міцності понад 1100 МПа. Ефективне застосування титанових сплавів в конструкціях можливо лише при можливості виконувати зварні з'єднання, бажано також досягнення рівноміцності зварних з'єднань. Однак у зв'язку з високою хімічною активністю титану, фізико-хімічними особливостями титанових сплавів, та рівнем розвитку зварювального виробництва в сучасній промисловості України переважна більшість з'єднань виконується аргонодуговим зварюванням вольфрамовим електродом (АДЗ) та електронно-променевим зварюванням (ЕПЗ) в вакуумних камерах. ЕПЗ дозволяє легко виконувати додаткову термічну обробку з'єднань безпосередньо у вакуумній камері де проводилось зварювання. АДЗ вольфрамовим електродом дозволяє виконувати зварювання у різних просторових положеннях, в широких межах змінювати погонну енергію процесу

зварювання і застосовувати присадний матеріал, що відрізняється за складом від основного металу, та зварювальні флюси.

В першому розділі проаналізовано сучасний стан зварювального виробництва стосовно титанових сплавів, стан уявлень про формування фазового складу в легованих титанових сплавах, та про механізм впливу термічного циклу зварювання на структурні перетворення в зварних з'єднаннях та їх вплив на властивості з'єднань. Проаналізовано вплив додаткової термічної обробки на властивості зварних з'єднань високоміцних титанових сплавів. Встановлено шляхи підвищення якості зварних з'єднань перспективних високоміцних титанових сплавів, виконаних ЕПЗ та АДЗ – зварювання на режимах які забезпечуть оптимальний фазовий склад металу шва і ЗТВ, використання присадного матеріалу який містить на 20...30% менше легуючих елементів та застосування при необхідності післязварювальної термічної обробки.

В другому розділі наведено хімічний склад та механічні властивості дослідних високоміцних сплавів, устаткування для АДЗ та ЕПЗ, методики визначення теплофізичних властивостей багатоконпонентних титанових сплавів. Наведено розрахункову методику дослідження впливу термічного циклу аргонодугового зварювання на формування зварних швів високоміцних титанових сплавів. Для проведення досліджень обрано високоміцні титанові сплави з $K_{\beta} = 0,7-1,7$. З $(\alpha+\beta)$ -сплавів обрано конструкційні сплави, такий як розроблений в Україні Ti-5.5Al-2.8Mo-2.3V-4.2Nb-1.1Cr-1Fe-2.5Zr (T120) та економно-легований сплав Ti-3.6Fe-0.25O. З використанням псевдо- β -сплавів досліджено властивості зварних з'єднань конструкційного сплаву Ti-5.5Mo-5.5Cr-3.5Fe-3Al-Zr (BT19) та економнолегованих сплавів Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe (LCB-5.1), Ti-6.3Mo-4.4Fe-1.5Al (Timet LCB). З використанням псевдо α -сплавів досліджено вплив зварювання на властивості з'єднань жароміцного сплаву Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1.0V-0.6Si.

Третій розділ присвячено дослідженню закономірностей впливу термічного циклу аргонодугового варювання на фазовий склад зварних з'єднань ви-

сокоміцних титанових сплавів. Досліджено вплив АДЗ та ЕПЗ на утворення метастабільних β - і α'' -фаз. Запропоновано методику визначення впливу аргонодугового зварювання на швидкості охолодження в металі шва та ЗТВ при АДЗ титанових сплавів таких як VT19, LCB-5.1, T120 шляхом математичного моделювання за методом кінцевих елементів, що дозволяє визначити розміри зон, в яких протікають поліморфні перетворення з утворенням метастабільних α' - та β -фаз.

Побудовані діаграми анізотермічних перетворень при охолодженні ($\alpha+\beta$) сплавів T120, титанових псевдо- β -сплавів VT19 та LCB-5.1 із зазначенням ліній початку та кінця анізотропічних перетворень $\beta\rightarrow\alpha$ і $\beta\rightarrow\alpha''$. Також були отримані залежності кількості β -фази від швидкості охолодження. Отримані діаграми разом з розробленою методикою розрахунків теплових процесів при АДЗ титанового двофазного ($\alpha+\beta$)-сплаву T120, титанових псевдо- β -сплавів VT19, LCB-5.1 дозволяють визначити розміри та форму шва та ЗТВ, в яких протікають поліморфні перетворення з утворенням метастабільних α'' - та β -фаз, миттєві швидкості охолодження при температурах початку і кінця $\beta\rightarrow\alpha_n$ та прогнозувати фазовий склад отриманих зварних з'єднань.

В четвертому розділі приведено результати експериментальних досліджень впливу АДЗ з попереднім підігрівом, а також ЕПЗ з локальною термічною обробкою в вакуумній камері (ЛТО) на властивості зварних з'єднань високоміцних титанових сплавів легованих кремнієм. Проведені дослідження дозволили встановити, що для запобігання утворенню холодних тріщин при АДЗ та ЕПЗ необхідно застосування попереднього підігріву з'єднань до 200°C. Застосування ЛТО при ЕПЗ з попереднім підігрівом 200°C дозволило забезпечити рівномірний розподіл легуючих елементів в металі з'єднання. Застосування попереднього підігріву з'єднань до 200 °C при ЕПЗ та 400 °C при АДЗ забезпечує формування в зварному з'єднанні структур кошикового плетіння з пластин α -фази товщиною 1-5 мкм та дисперсних зерен β -фази товщиною до 1 мкм та міцність зварних з'єднань на рівні 1160...1190 МПа при показниках ударної в'язкості 5,5...8,5 Дж/см² відповідно.

В п'ятому розділі приведено експериментальні дослідження впливу ЕПЗ, АДЗ, а також післязварювальної термічної обробки на властивості високоміцних титанових ($\alpha+\beta$)-сплавів. Застосування ЛТО дозволило знизити кількість β -фази в металі шва сплаву Т120 до значень основного металу. Встановлено вплив як погонної енергії зварювання, так і ступеню легування металу шва при АДЗ на властивості складно легованих титанових ($\alpha+\beta$)-сплавів. Застосування режимів зварювання з більшою погонною енергією призводить до формування структури металу шва та зони термічного впливу (ЗТВ), які мають більш високі значення міцності при більших значеннях показників ударної в'язкості. Застосування нелегованого присадного матеріалу дозволило зменшити кількість β -фази в металі шва зварних з'єднань в стані після зварювання практично до рівня основного металу, однак кількість присадного металу в шві сплаву Т120 доцільно обмежувати на рівні не більше 10%.

Досліджено вплив 3-х видів термообробки – відпалу, регламентованого відпалу та загартування та старіння - нагрівання до температури 850°C, витримка 1 година, загартування у воду, старіння при 550°C, витримка 4 години, охолодження на повітрі. Найбільше збільшення міцності відзначається у зварних з'єднань сплаву Т120, виконаних ЕПЗ після гарту у воду і подальшого старіння, в цьому випадку $\sigma_B=1348$ МПа. Застосування гартування та старіння забезпечує формування в металі зварного з'єднання ($\alpha+\beta$)-сплаву Т120 однорідної структури з найменшим розміром структурних елементів.

Шостий розділ присвячено експериментальним дослідженням впливу ЕПЗ, АДЗ, а також післязварювальної термічної обробки на властивості псевдо- β -сплавів. Застосування локальної термообробки і попереднього підігріву до 400°C дозволило збільшити міцність з'єднань і зменшити кількість β -фази в металі шва зварних з'єднань сплаву ВТ19 та LCB-5.1. Для титанових псевдо- β -сплавів Ti-5.5Mo-5.5Cr-3.5Fe-3Al-Zr (ВТ19), Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe (LCB-5.1) визначено залежність залишкової кількості β -фази від швидкості охолодження та побудовані відповідні діаграми анізотермічних перетворень

$\beta \rightarrow \alpha$ і $\beta \rightarrow \alpha''$ при охолодженні. Встановлено пропорційну залежність міцності з'єднань титанових конструкційних та економно-легованих псевдо- β -сплавів Ti-5.5Mo-5.5Cr-3.5Fe-3Al-Zr (BT19), Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe (LCB-5.1) від кількості залишкової β -фази в металі шва, згідно якої збільшення кількості β -фази в металі шва з 45 до 80% призводить до зменшення межі міцності з'єднань сплаву BT19 з 960 МПа до 910 МПа, а економнолегованого сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe – з 1140 МПа до 940 МПа. Встановлено залежність межі міцності зварних з'єднань в діапазоні 860...960 МПа для сплаву Ti-5.5Mo-5.5Cr-3.5Fe-3Al-Zr (BT19) та 960...1070 МПа для економнолегованого сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe (LCB-5.1) від сумарного вмісту легуючих елементів в металі шва. Так, зменшення вмісту легуючих елементів в шві до 11,5% для сплаву LCB-5.1 та 14,6% для сплаву BT19 призводить до збільшення міцності з'єднань за рахунок зменшення кількості залишкової β -фаз, подальше зменшення вмісту легуючих елементів призводить до зниження показників міцності з'єднань за рахунок зменшення твердорозчинної міцності металу шва сплаву LCB-5.1. На підставі проведених досліджень розроблено технологічний процес ЕПЗ перспективних високоміцних титанових сплавів, що включає попередній підігрів до 200°C та післязварювальний відпал 900°C протягом 10 хвилин та забезпечує рівномірність зварних з'єднань основному металу.

В цьому розділі приведено рекомендації зі зварювання перспективних високоміцних титанових сплавів методом ЕПЗ і АДЗ. для кількісної оцінки впливу режиму та способу зварювання на експлуатаційні характеристики зварних з'єднань титанових сплавів запропоновано використовувати коефіцієнт якості зварного з'єднання, який розраховується як половина суми відношень межі міцності та ударної в'язкості зварного з'єднання до відповідних показників основного металу, та встановлено, що найбільші значення коефіцієнту якості забезпечує АДЗ сплаву Ti-5.5Mo-5.5Cr-3.5Fe-3Al-Zr (BT19) з присадним матеріалом та ЕПЗ економнолегованого Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe (LCB-5,1) з попереднім підігрівом та ЛТО.

Отримані в дисертаційній роботі результати є теоретичним узагальненням та підґрунтям для вирішення важливої науково-практичної проблеми що має народногосподарське значення – а саме забезпечать високого конкурентноспроможного виробництва деталей та зварних конструкцій з високоміцних титанових сплавів

Ключові слова: Титан, титанові сплави, зварювання, аргоно-дугове зварювання, електронно-променеве зварювання, ($\alpha+\beta$)-сплави, псевдо- β -сплави, псевдо- α сплав, погонна енергія, фазові перетворення, міцність, ударна вязкість, швидкість охолодження.

ABSTRACT

Bilous V.Yu. Scientific basis of TIG and electron beam welding of promising high-strength titanium alloys. - Qualifying scientific work on manuscript rights.

Dissertation for obtaining the scientific degree of Doctor of Technical Sciences in the specialty 05.03.06 - "Welding and related processes and technologies". - E.O. Paton Electric Welding Institute of the National Academy of Sciences of Ukraine.

The dissertation is devoted to solving the important scientific and practical problem of ensuring uniform strength and high plasticity of high-strength titanium alloys welded joints with $UTS > 1100 \text{ MPa}$ by developing the scientific foundations of forming the structure and complex properties of the new high-strength titanium alloys welded joints, and on this basis, improving the technology of TIG welding and electron beam welding, which will ensure a high complex of mechanical properties of welded joints of these alloys.

The global trend in the use of high-strength titanium alloys is the increasing use of such alloys with a UTS level of more than 1100 MPa in structures that are developed. Effective use of titanium alloys in structures is possible only if it is

possible to perform welded joints, it is also desirable to achieve uniform strength of welded joints. However, due to the high chemical activity of titanium, the physical and chemical characteristics of titanium alloys, and the level of development of welding production in the modern industry of Ukraine, the vast majority of joints are performed by tungsten inert gas (TIG) welding and electron beam welding (EBW) in vacuum cameras. EBW allows you to easily perform additional heat treatment of joints directly in the vacuum chamber where welding was performed. TIG welding allows you to perform welding in different spatial positions, to change the driving energy of the welding process within wide limits, and to use filler material, which differs in composition from the base metal, and welding fluxes.

The first chapter analyzes the current state of welding production in relation to titanium alloys, the state of ideas about the formation of phase composition in titanium alloys, and the mechanism of the welding thermal cycle influence on structural transformations in welded joints and their effect on the properties of joints. The effect of additional heat treatment on the properties of welded joints of high-strength titanium alloys is analyzed. Ways to improve the quality of welded joints of promising high-strength titanium alloys made by EBW and TIG welding are established - welding in modes that will ensure the optimal phase composition of the weld metal and HAZ, the use of filler material that contains 20-30% less alloying elements and, if necessary, the use of post-weld heat treatment.

In the second chapter, the chemical composition and mechanical properties of experimental high-strength alloys, equipment for TIG welding and EBW, methods of determining the thermophysical properties of multicomponent titanium alloys are given. The calculation methodology of the study of the TIG welding thermal cycle influence on the formation of welds of high-strength titanium alloys is given. High-strength titanium alloys with $K\beta = 0.7-1.7$ were chosen for the research. Structural alloys were selected from $(\alpha+\beta)$ -alloys, such as Ti-5.5Al-2.8Mo-2.3V-4.2Nb-1.1Cr-1Fe-2.5Zr (T120) developed in Ukraine and low-cost Ti-3.6Fe-0.25O alloy alloy. With the use of pseudo- β -alloys, properties of welded joints

were studied for such alloys as Ti-5.5Mo-5.5Cr-3.5Fe-3Al-Zr (VT19) and low-cost alloys Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe (LCB -5.1), Ti-6.3Mo-4.4Fe-1.5Al (Timet LCB). With the use of pseudo α -alloys, the influence of welding on the properties of high temperature Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1.0V-0.6Si alloy welded joints were investigated.

The third chapter is devoted to the study of the regularities of the TIG welding thermal cycle influence on the phase composition of high-strength titanium alloys welded joints. The effect of TIG welding and EBW on the formation of metastable β - and α'' -phases was studied. A technique for determining the effect of TIG welding on the cooling rate in the weld metal and HAZ of the titanium alloys such as VT19, LCB-5.1, T120 by the mathematical modeling using the finite element method is proposed, which allows to determine the sizes of zones in which polymorphic transformations occur with the formation of metastable α' - and β -phases.

Diagrams of anisothermic transformations during cooling of $(\alpha+\beta)$ -alloy T120, pseudo- β titanium alloys VT19 and LCB-5.1 are build with the lines of beginning and the end of anisotropic transformations $\beta \rightarrow \alpha$ and $\beta \rightarrow \alpha''$ being shown. The dependences of the amount of the β -phase on the cooling rates were also obtained. The obtained diagrams, together with the developed methodology for calculating thermal processes in the case of TIG welding of titanium two-phase $(\alpha+\beta)$ -alloy T120, pseudo- β titanium alloys VT19, LCB-5.1, makes it possible to determine the dimensions and shape of the weld metal and HAZ, in which polymorphic transformations occur with the formation of metastable α'' - and β -phases, momentary cooling rates at the beginning and end temperatures $\beta \rightarrow \alpha$ and allow to predict the phase composition of obtained welded joints.

In the fourth chapter, the results of experimental studies of the influence of pre-welding heat treatment, as well as EBW with local heat treatment on the properties of welded joints of high-strength titanium alloys alloyed with silicon are given. The conducted research made it possible to establish that in order to prevent the formation of cold cracks in TIG welding and EBW,, it is necessary to apply pre-heating of up to 200°C. The use of local heat treatment during electron beam weld-

ing with temperature up to 200°C made it possible to ensure a uniform distribution of alloying elements in the weld metal. The application of preheating of joints to 200 °C during EBW and 400 °C during TIG welding ensures the formation of basket weave structures from α -phase plates 1-5 μm thick and dispersed β -phase grains up to 1 μm thick in the welded joint and strength of welded joints at the level of 1160...1190 MPa with impact toughness at the level of 5.5...8.5 J/cm², respectively.

The fifth chapter presents experimental studies of the effect of TIG welding, electron beam welding, as well as post-weld heat treatment on the properties of high-strength titanium ($\alpha+\beta$)-alloys. The use of local heat treatment made it possible to reduce the amount of β -phase in the weld metal of the T120 alloy to the base metal values. The influence of both the welding heat input and the degree of the weld metal alloying during welding on the properties of complexly alloyed titanium ($\alpha+\beta$)-alloys was established. The application of welding modes with a higher heat input leads to the formation of such weld metal and HAZ structure, which have higher strength values with higher values of impact toughness indicators. The use of unalloyed filler material made it possible to reduce the amount of β -phase in the weld metal of welded joints in the state after welding almost to the level of the base metal, but the amount of filler metal in the T120 alloy weld metal should be limited to not more than 10%.

The influence of 3 types of heat treatment - annealing, regulated annealing and quenching and aging - heating to a temperature of 850°C, holding for 1 hour, quenching in water, aging at 550°C, holding for 4 hours, cooling in air was studied. The greatest increase in strength is observed in welded joints of T120 alloy made by EBW after quenching in water and further aging, in this case UTS=1348 MPa. Application of quenching and aging ensures the formation of a homogeneous structure with the smallest size of structural elements in the metal of the welded joint ($\alpha+\beta$)-alloy T120.

The sixth chapter is devoted to experimental studies of the effect of EBW, TIG welding, as well as post-weld heat treatment on the properties of pseudo- β -

alloys. The use of local heat treatment and preheating to 400°C made it possible to increase the strength of the joints and reduce the amount of β -phase in the weld metal of welded joints of the VT19 and LCB-5.1 alloys. For the pseudo- β -titanium alloys Ti-5.5Mo-5.5Cr-3.5Fe-3Al-Zr (VT19), Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe (LCB-5.1), the dependence of the residual amount of the β -phase on the cooling rate was determined and corresponding diagrams of $\beta \rightarrow \alpha$ and $\beta \rightarrow \alpha''$ anisothermic transformations during cooling were built. The proportional dependence of the pseudo- β -alloys Ti-5.5Mo-5.5Cr-3.5Fe-3Al-Zr (VT19), Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe (LCB-5.1) titanium alloys strength the amount of residual β -phase in the weld metal, according to which an increase in the amount of β -phase in the weld metal from 45 to 80% leads to a decrease in the strength limit of the VT19 alloy joints from 960 MPa to 910 MPa, and that of the low-cost Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe – from 1140 MPa to 940 MPa. The dependence of the strength limit of welded joints in the range of 860...960 MPa for the Ti-5.5Mo-5.5Cr-3.5Fe-3Al-Zr alloy (VT19) and 960...1070 MPa for the low-cost Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe (LCB 5.1) alloy from the total content of alloying elements in the weld metal was established. Thus, reducing the content of alloying elements in the weld to 11.5% for the LCB-5.1 alloy and 14.6% for the VT19 alloy leads to an increase in the strength of the joints due to a decrease in the amount of residual β -phases, a further reduction in the content of alloying elements leads to a decrease indicators of joint strength due to a decrease in the solid solution strength of the weld metal of the LCB-5.1 alloy. On the basis of the conducted research, a technological process of EBW of perspective high-strength titanium alloys has been developed, which includes preheating to 200°C and post-welding annealing at 900°C for 10 minutes that ensures uniform strength of welded joints to the base metal.

The seventh chapter contains recommendations for welding of perspective high-strength titanium alloys using the EBW and TIG welding methods. For the quantitative assessment of the influence of the mode and method of welding on the operational characteristics of titanium alloys welded joints, it is proposed to use the quality coefficient of the welded joint, which is calculated as half the sum of the

ratios of the strength limit and impact toughness of the welded joint to the corresponding indicators of the base metal, and it was established that the highest values of the quality factor are provided by TIG welding with filler material of the alloy Ti-5.5Mo-5.5Cr-3.5Fe-3Al-Zr (VT19) and the EBW of low-cost Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe (LCB-5,1) alloy with preheating and local heat treatment.

The results obtained in the dissertation work are a theoretical generalization and a basis for solving an important scientific and practical problem of national economic importance - that is, they will ensure a highly competitive production of parts and welded structures from high-strength titanium alloys.

Keywords: Titanium, titanium alloys, welding, TIG welding, electron beam welding, ($\alpha+\beta$)-alloys, pseudo- β alloys, pseudo- α alloys, heat input, phase transformations, strength, impact toughness, cooling rates.

СПИСОК ОПУБЛІКОВАНИХ ПРАЦЬ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

Мнографії:

1. Ахонін С.В., Білоус В.Ю., Селін Р.В. Аргонодугове та електронно-променеве зварювання псевдо- β титанового сплаву VT19. Монографія. Київ: Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, 2022. 128 с. ISBN978-617-7785-49-0.

Статті проіндексовані в міжнародних наукометричних базах даних:

2. Akhonin S.V., Belous V.Yu., Berezos V.A., Selin R.V. Effect of TIG-Welding on the Structure and Mechanical Properties of the Pseudo- β Titanium Alloy VT19 Welded Joints. *Materials Science Forum*, Vol. 927, pp. 112-118, 2018 DOI: 10.4028. (*Scopus*).

3. Akhonin S.V., Belous V.Yu., Selin R.V. Electron Beam Welding, Heat Treatment and Hardening of Beta-Titanium. IOP Conf. Series: *Materials Science and Engineering* 582 (2019) 012050 DOI: <http://10.1088/1757-899X/582/1/012050> (*Scopus*).

4. Akhonin S.V., Belous V.Yu., Selin R.V., Berezos V.O. Structure and Properties of High-Strength Titanium Alloy Ti-6.5Al-3Mo-2.5V-4Nb-1Cr-1Fe-2.5Zr Welded Joints. *Solid State Phenomena Submitted*, Vol. 313, pp 82-93 2021 Trans Tech Publications Ltd, Switzerland. (*Scopus*).

DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.313.82>

5. Hryhorenko, G., Akhonin, S., Berdnikova, O., Bilous, V., Kushnaryova, O. Fine Structure of Heat-Resistant Titanium Alloys Welded Joints. Proceedings of the 2019 *IEEE 9th International Conference on Nanomaterials: Applications and Properties*, NAP 2019, 2019, 9075755. <http://10.1109/NAP47236.2019.219071>

6. Akhonin S.V., Belous V.Yu., Selin R.V., Kostin V.A. Influence of TIG Welding Thermal Cycle on Temperature Distribution and Phase Transformation in Low-cost Titanium Alloy. *IOP Conf. Series: Earth and Environmental Science*, 688(2021), 012012. DOI: 10.1088/1755-1315/688/1/012012/ (*Scopus*).

7. Akhonin S.V., Belous V.Yu., Selin R. Effect of Electron Beam Welding on the Microstructure and Mechanical Properties of Low-Cost Titanium Alloys. *Materials Science Forum*, 2022, Vol. 1059, pp 15-20. <https://doi.org/10.4028/p-j08xw2/> (*Scopus*).

8. Akhonin S.V., Belous V.Yu., Selin R.V. Effect of Pre-Heating and Post-Weld Local Heat Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of Low-Cost β -Titanium Alloy Welding Joints, Obtained by EBW (2022) *Defect and Diffusion Forum*, 416, pp. 87-92. DOI: 10.4028/p-o8uehr. (*Scopus*).

Статті в наукових фахових виданнях України

9. Шелягин В.Д., Хаскин В.Ю., Ахонин С.В., Белоус В.Ю., И.К.Петриченко, А.В.Сиора, А.Н.Палагеша, Селин Р.В. Особенности лазерно-дуговой сварки титановых сплавов. *Автоматическая сварка*. 2012. №12. С.36–40.

10. Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Мужиченко А.Ф., Селин Р.В. Математическое моделирование структурных превращений в ЗТВ титанового сплава ВТ23 при сварке TIG. *Автоматическая сварка*. 2013. №3. С.26 –29.

11. Ахонин С.В., **Белоус В.Ю.**, Антонюк С.Л., Селин Р.В. Свойства соединений высокопрочного титанового сплава Т110, выполненных сваркой плавлением. *Автоматическая сварка*. 2014. №1. С.54 –57.

12. Ахонин С.В., **Белоус В.Ю.**, Селин Р.В., Петриченко И.К., Вржижевский Э.Л. Структура и свойства сварных соединений высокопрочных двухфазных титановых сплавов. *Автоматическая сварка*. 2015. №8. С16-19.

13. Ахонин С.В., **Белоус В.Ю.**, Петриченко И.К., Селин Р.В. Влияние присадочного материала на структуру и свойства сварных соединений высокопрочных двухфазных титановых сплавов, выполненных аргонодуговой сваркой. *Автоматическая сварка*. 2016. №1. С. 42 –46.

14. Ахонин С.В., Григоренко С.Г., **Белоус В.Ю.**, Таранова Т.Г., Селин Р.В., Вржижевский Э.Л. Электронно-лучевая сварка сложнолегированного высокопрочного титанового сплава. *Автоматическая сварка*. 2016. №5-6. С. 69 –73.

15. Ахонин С. В., Вржижевский Э. Л., **Белоус В. Ю.**, Петриченко И. К. 3D электронно-лучевая наплавка титановых деталей. *Автоматическая сварка», №5-6, 2016, с. 141-144.*

16. Grigorenko S.G., Akhonin S.V. **Belous W.Ju.**, Selin R.W. Wplyw obrobki cieplnej na structure I wlasnosci polaczen wysokostopowego stopu tytanu spawanych electronowo. *Biuletyn Instytutu Spawalnictwa*. 2016. №5. С. 80–83.

17. Ахонин С. В., **Белоус В. Ю.**, И. Влияние флюсов на процесс АДС титана. *Автоматическая сварка*. 2017. №2. С.8-14.

18. Ахонин С. В., Вржижевский Э. Л., **Белоус В. Ю.**, Петриченко И. К. Влияние предварительного подогрева и локальной термообработки на структуру и свойства соединений дисперсионно-упрочненных титановых сплавов легированных кремнием, выполненных электронно-лучевой сваркой. *Автоматическая сварка*. 2017. №7. С53-58.

19. Ахонин С.В., **Белоус В.Ю.**, Северин А.Ю., Березос В.А., Пикулин А.Н., Ерохин А.Г. Структура и свойства нового высокопрочного титанового

сплава Т120, полученного способом ЭЛП после деформационной и термической обработки. *Современная электрометаллургия*. 2017. №2. С. 11-16.

20. Ахонин С. В., **Белоус В. Ю.**, Селин Р. В. Воздействие термического цикла аргонодуговой сварки на структуру и свойства псевдо- β -титановых сплавов. *Автоматическая сварка*. 2018. №8. С.32-38.

21. Ахонин С. В., **Белоус В. Ю.**, Селин Р. В., Вржижевский Э. Л., Петриченко И. К.. Электронно-лучевая сварка и термообработка сварных соединений высокопрочного псевдо- β -титанового сплава ВТ19. *Автоматическая сварка*. 2018. №7. С.12-17.

22. Swietłana G. Grigorenko, **Valerij Ju. Belous**. Wpływ spawania elektronowego i obróbki cieplnej na strukturę i własności tytanu technicznego z domieszką stopową boru. *Biuletyn Instytutu Spawalnictwa*. 2018. №5. С. 61–72.

23. Григоренко С.Г., **Белоус В.Ю.**, Таранова Т.Г., Вржижевский Э.Л., Костин В.А. Структура и свойства жаропрочного псевдо- α -титанового сплава системы Ti–Al–Sn–Zr–Mo–V–Si и его сварных соединений. *Современная электрометаллургия*, № 2, 2019, С.27-34.

24. Ахонин С.В., Березос В.А., **Белоус В.Ю.** Новые перспективные сплавы на основе титана. *Современная электрометаллургия*. 2019. №3. С. 35 – 44. DOI: http://dx.doi.org/10.15407/sem2019.03.03_10.

25. Ахонин С.В., **Белоус В.Ю.**, Селин Р.В., Петриченко И.К. Термічна обробка отриманого способом ЕПП високоміцного псевдо- β -титанового сплаву та його зварних з'єднань. *Современная электрометаллургия*. 2020. №1. С. 14–25.

26. Ахонін С.В., **Білоус В.Ю.**, Селін Р.В., Петриченко І.К. Структура та механічні властивості з'єднань титанового псевдо- β -сплаву при ТІГ зварюванні. *Автоматическая сварка*. 2020. №2. С. 11-17. <https://doi.org/10.37434/as2020.02.02>.

27. 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 методом ЕПП. *Сучасна*

електрометалургія. 2020. №4. С. 18-22. DOI:

<http://dx.doi.org/10.37434/sem2020.02.03>.

28. Ахонін С.В., Білоус В.Ю., Селін Р.В., Костін В.А. Структурні перетворення при охолодженні економнолегованого псевдо- β -титанового сплаву Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe. *Сучасна електрометалургія*. 2021. №1. С. 17-26.

29. Ахонін С.В., Білоус В.Ю., Селін Р.В., Петриченко І.К., Радченко Л.М. Аргонодугове зварювання високоміцного економнолегованого псевдо- β -титанового сплаву Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe. *Автоматичне зварювання*, № 5, 2021, С. 34-39.

30. Григоренко С.Г., Таранова Т.Г. Костін В.А., Соломійчук Т.Г., Білоус В.Ю., Вржижевський Е.Л. Вплив термічної обробки на структуру та характер руйнування зварних з'єднань економнолегованого титанового сплаву. *Сучасна електрометалургія*, № 3, 2021, С 42-48.

<https://doi.org/10.37434/sem2021.03.07>

31. 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*. № 4, 2021, С....

32. Ахонін С.В., Білоус В.Ю., Селін Р.В., Петриченко І.К., Радченко Л.М., Руханський С.Б. Аргонодугове зварювання жароміцного титанового сплаву легованого кремнієм. *Автоматичне зварювання*. 2022. №5. С. 33–39.

<http://doi.org/10.37434/as2022.05.05>

33. Ахонін С.В., Білоус В.Ю., Селін Р.В., Петриченко І.К., Радченко Л.М., Руханський С.Б. Вплив присадного матеріалу на структуру та властивості зварних з'єднань високоміцного титанового сплаву VT19. *Сучасна електрометалургія*. 2022. №3. С. 53-62. <http://doi.org/10.37434/sem2022.03.08>

34. Ахонін С.В., Білоус В.Ю., Костін В.А., Григоренко С.Г., Пузрін О.Л., Вржижевський Е.Л. Підвищення механічних властивостей зварних з'єднань економнолегованого титанового сплаву Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe термі-

чною обробкою. *Автоматичне зварювання*. 2022. №12. С.22-28.

<http://doi.org/10.37434/as2022.12.05>

Наукові праці, які засвідчують апробацію матеріалів дисертації:

35. Ахонин С.В., Мужиченко А.Ф., Селин Р.В. Исследование влияния термического цикла сварки на структурные превращения в зоне термического влияния титанового сплава ВТ23 методами математического моделирования. Сб. тр. Шестой межд. конф. «*Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах*». 29 мая-1 июня 2012г. Кацивели, Крым, Украина. С. 13–16.

36. Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Петриченко И.К., Селин Р.В., Антонюк С.Л. Фазовые превращения при охлаждении в металле шва и зоне термического влияния при сварке вольфрамовым электродом двухфазных титановых сплавов. Сборник трудов Межд. конф. «*Титан-2013 в СНГ*». Донецк, Украина, 26-29 мая 2013г. С.324-328.

37. Белоус В.Ю., Ахонин С.В., Селин Р.В., Антонюк С.Л. Сварка высокопрочного титанового сплава Т110. Сборник тезисов стендовых докладов международной конференции «*Сварка и родственные технологии – настоящее и будущее*». Украина, Киев, 25-26 ноября 2013. С. 59-60.

38. Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Селин Р.В., Григоренко С.Г. Математическое моделирование влияния термического цикла аргонодуговой сварки с поперечными колебаниями на структурные превращения в зоне термического влияния двухфазного титанового сплава. Сб. тр. Седьмой межд. конф. «*Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах*». 15-19 сентября 2014г. Одесса, Украина. С. 5-7.

39. Селин Р.В. Белоус В.Ю. Оценка влияния термического цикла сварки вольфрамовым электродом по флюсу на фазовые превращения в металле шва и зоне термического влияния сложнолегированного титанового сплава ВТ23. Материалы VIII научно-технической конференции молодых учёных и

специалистов «Сварка и родственные технологии», 20-22 мая, 2015, смт Ворзель, Киевская область, Украина С.247.

40. Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Вржижевский Э.Л., Петриченко И.К. Электронно-лучевая 3-d наплавка с применением сварочной титановой проволоки. Тези доповідей IV Міжнародної науково-практичної конференції «Титан 2016: виробництво та використання в авіабудуванні» Запоріжжя 2016 р. 152с., С.11-12.

41. Akhonin S.V. Belous V., Selin R. Effect evaluation of the flux coated gas tungsten arc welding thermal cycle on phase transformation in the weld metal and heat affected zone of ($\alpha+\beta$) titanium alloy VT23 using mathematical modeling. *Сучасні проблеми зварювання та споріднених технологій*. К.: ТОВ «НВП Інтерсервіс», 2016. С. 327-335.

42. Белоус В.Ю., Костин В.А., Григоренко С.Г., Селин Р.В. Влияние режима дуговой сварки на фазовый состав сварных соединений высокопрочного титанового сплава системы Ti-6.5Al-3Mo-2.5V-4Nb-1Cr-1Fe-2.5Zr. Сб. тр. Восьмой межд. конф. «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах». 15-19 сентября 2016 г. Одесса, Украина. С. 5-7.

43. Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Селин Р.В., Вржижевский Э.Л. Влияние электронно-лучевой сварки и локальной термической обработки на свойства сварных соединений высокопрочного псевдо β -титанового сплава VT19. Сб. трудов восьмой международной конференции «Лучевые технологии в сварке и обработке материалов», 11-15 сентября 2017 г., Одесса, Украина. Киев: Международная Ассоциация «Сварка», с.7-10.

44. С. В. Ахонин, В. Ю. Белоус, Р. В. Селин, Э. Л. Воздействие термического цикла аргонодуговой сварки на структуру и свойства псевдо- β -титановых сплавов. *Титан 2018: Производство и применение в Украине*: Тез. докл. Межд. конф. Киев: Международная ассоциация «Сварка», 2018, стр. 37.

45. Ахонин С. В., Белоус В. Ю., Селин Р. В. Аргонодуговая сварка вольфрамовым электродом высокопрочного псевдо- β -титанового сплава VT19. *Титан 2018: Производство и применение в Украине: Тез. докл. Межд. конф.* Киев: Между-народная ассоциация «Сварка», 2018, с. 37.
46. Ахонин С. В., Березос В.А., Белоус В. Ю.. Разработка новых сплавов и технологии их получения методом электронно-лучевой плавки. *Титан 2018: Производство и применение в Украине: Тез. докл. Межд. конф.* Киев: Между-народная ассоциация «Сварка», 2018, с. 38.
47. Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Селин Р.В. Влияние предварительного подогрева на термический цикл аргоно-дуговой сварки экономно легированных титановых сплавов. Сб. тр. Восьмой межд. конф. «*Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах*». 10-14 сентября 2018г. Одесса, Украина. С. 23-27.
48. Белоус В.Ю., Костин В.К., Селин Р.В., Григоренко С.Г. Влияние режима дуговой сварки на формирование метастабильных фаз в металле шва и ЗТВ высокопрочного псевдо β -титанового сплава VT19. Сб. тр. Восьмой межд. конф. «*Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах*». 10-14 сентября 2018г. Одесса, Украина. С. 28-30.
49. Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Селин Р.В., Вржижевский Э.Л., Петриченко И.К. Сварка и термобработка псевдо β -титановых сплавов. *Зварювання та споріднені технології сьогодення і майбутнє: Тези стенд. доп. Міжднародна Асоціація «Зварювання»*. Київ, 2018. 136 с. С.23.
50. Akhonin S., Hryhorenko G., Berdnikova O., Hryhorenko S., Bilous V., Kushnarova O. Fine structure of heat-resistant titanium alloys welded joints. Proc. of the 2019 IEEE 9th Int. Conf. on Nanomaterials: *Applications & Properties (NAP-2019)*. Part 1. Odessa, Ukraine, September 15-20, 2019. Sumy, Sumy State University. 2019. Pp.1-5.
51. Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Селин Р.В., Вржижевский Э.Л., Петриченко И.К. ЭЛС и локальная термообработка экономно легированных титано-

вых сплавов на основе β -фазы. Сб. трудов IX межд. конф. «*Лучевые технологии в сварке и обработке материалов*», 9-13 сентября 2019 г., Одесса, Украина. -Киев: Межд. Ассоциация «Сварка», 2019. С. 12-15.

52. Ахонін С.В., Білоус В.Ю., Селін Р.В., Петриченко І.В., Радченко Л.М. Аргонодугове зварювання високоміцного економнолегованого псевдо β -сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe. Тези доповідей міжнародної конференції . «Сучасні технології з'єднання матеріалів». 31 травня-2 червня 2021. м.Київ. Київ: Міжн. Асоціація «Зварювання», 2021. С.18.

53. Ахонін С.В., Білоус В.Ю., Селін Р.В., Вржижевський Е.Л., Петриченко І.В., Максимов С.Ю. Електронно-лучевая сварка и упрочняющая термобработка высокопрочных титановых сплавов на основе β -фазы. Збірка тез доповідей X Міжн. Конф. «Променеві технології в зварюванні і обробці матеріалів». 6-10 вересня 2021. м. Одеса. Київ: Міжн. Асоціація «Зварювання», 2021. С.12.

54. Ахонін С.В., Білоус В.Ю., Селін Р.В. Вплив попереднього підігріву на термічний цикл аргоно-дугового зварювання жароміцних титанових сплавів нового покоління. Збірка тез допов. наук. конф. «*Зварювання та технічна діагностика для відновлення економіки України*», 17 листопада 2022 р., м. Київ, Україна. Київ. Міжн. Асоціація «Зварювання», 2022. С. 26.

Патенти України:

55. Ахонін С.В. Березос В.О., Білоус В.Ю., Пікулин О.М., Петриченко І.К., Селін Р.В., Єрохін О.Г. Високоміцний титановий сплав. Патент України 111002 С22С 14/00, С22В 34/12. - №а2014 06878, Зареєстровано 19.06.2014р. Опубл. Бюл. №5 від 10.03.2016.

ЗМІСТ

ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ.....	26
ВСТУП.....	27
РОЗДІЛ 1 ОСОБЛИВОСТІ ЗАСТОСУВАННЯ, ЗВАРЮВАННЯ ВИСОКОМІЦНИХ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ, ТА ОТРИМАННЯ ЇХ ЯКІСНИХ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ.....	38
1.1 Перспективні високоміцні титанові сплави, їх області застосування та властивості.....	38
1.2 Способи зварювання титанових сплавів плавленням.....	58
1.3 Зварюваність високоміцних титанових сплавів.....	66
1.4 Присадні матеріали для зварювання високоміцних титанових сплавів.....	78
1.5 Термічна обробка зварних з'єднань високоміцних титанових сплавів.....	82
1.6 Шляхи підвищення якості зварних з'єднань високоміцних титанових сплавів.....	89
1.7 Мета і завдання дослідження.....	94
Висновки до розділу 1.....	95
РОЗДІЛ 2 МАТЕРІАЛИ, ОБЛАДНАННЯ, ТА МЕТОДИКИ ПРОВЕДЕННЯ ДОСЛІДЖЕНЬ, МЕТОДИКА АНАЛІТИЧНОГО ВИВЧЕННЯ ВПЛИВУ ТЕРМІЧНОГО ЦИКЛУ ЗВАРЮВАННЯ НА ФОРМУВАННЯ ЗВАРНИХ ШВІВ ВИСОКОМІЦНИХ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ	97
2.1 Високоміцні титанові сплави та інші матеріали, використані в дослідженнях.....	97
2.2 Устаткування та методика аргонодугового зварювання вольфрамовим електродом високоміцних титанових сплавів.....	101
2.3 Устаткування та методика для електронно-променевого зварювання високоміцних титанових сплавів.....	106

2.4	Визначення теплофізичних властивостей багатокомпонентних високоміцних титанових сплавів.....	109
2.5	Методика вивчення впливу термічного циклу зварювання на формування зварних швів високоміцних титанових сплавів	113
2.6	Методика експериментального визначення термічного циклу при ЕПЗ і АДЗ високоміцних титанових сплавів.....	122
2.7	Методики дослідження мікроструктури і механічних властивостей.....	128
	Висновки до розділу 2.....	131
	РОЗДІЛ 3 ЗАКОНОМІРНОСТІ ВПЛИВУ ТЕРМІЧНОГО ЦИКЛУ ЗВАРЮВАННЯ НА ФАЗОВИЙ СКЛАД ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ВИСОКОМІЦНИХ ТИТАНОВИХ СПЛВІВ	133
3.1	Вплив термічного циклу зварювання на форму шва і ЗТВ зварних з'єднань високоміцних титанових сплавів.....	133
	3.1.1 Аргоно-дугове зварювання ($\alpha+\beta$)-сплаву Т120.....	133
	3.1.2 Аргоно-дугове зварювання псевдо- β -сплаву ВТ19.....	137
	3.1.3 Аргоно-дугове зварювання з попереднім підігрівом економно-легованого сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe.....	141
3.2	Вплив режиму зварювання на швидкості охолодження шва і ЗТВ в зварних з'єднаннях високоміцних титанових сплавів.....	145
	3.2.1 Вплив режиму зварювання на розподіл швидкостей охолодження з'єднання титанового ($\alpha+\beta$)-сплаву Т120.....	145
	3.2.2. Вплив режиму зварювання на розподіл швидкостей охолодження з'єднання титанового псевдо- β -сплаву ВТ19.....	152
	3.2.3 Вплив режиму зварювання з попереднім підігрівом економно-легованого сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe на розподіл швидкостей охолодження.....	157

3.3 Анізотермічне перетворення при охолодженні і фазовий склад зварних з'єднань ($\alpha+\beta$)- і псевдо- β високоміцних титанових сплавів.....	160
3.3.3 Аргоно-дугове зварювання складно легованого титанового ($\alpha+\beta$)-сплаву Т120.....	160
3.3.2 Вплив режиму зварювання на фазовий склад зварних з'єднань високоміцного титанового псевдо- β -сплаву ВТ19.....	167
3.3.3 Вплив режиму аргоно-дугового зварювання з попереднім підігрівом на фазовий склад зварних з'єднань економнолегованого титанового сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe.....	177
Висновки до розділу 3.....	188
РОЗДІЛ 4 ЗВАРЮВАННЯ ВИСОКОМІЦНИХ ПСЕВДО-α-СПЛАВІВ, ЛЕГОВАНИХ КРЕМНІЄМ	192
4.1 Вплив локальної термічної обробки при ЕПЗ високоміцних титанових легованих кремнієм псевдо- α сплавів на властивості зварних з'єднань.....	192
4.2 Вплив попереднього підігріву при дуговому зварюванні вольфрамовим електродом на властивості зварних з'єднань високоміцних титанових псевдо- α сплавів легованих кремнієм.....	202
Висновки до розділу 4.....	216
РОЗДІЛ 5 ЗВАРЮВАННЯ ВИСОКОМІЦНИХ ТИТАНОВИХ ($\alpha+\beta$)-СПЛАВІВ.....	217
5.1 Вплив погонної енергії при ЕПЗ і локальної термічної обробки у вакуумній камері при ЕПЗ високоміцних ($\alpha+\beta$)-титанових сплавів на їх властивості	217
5.2 Вплив погонної енергії і галогенідних флюсів при аргонодуговому зварюванні вольфрамовим електродом на властивості зварних з'єднань..	229
5.3 Вплив хімічного складу металу шва зварних з'єднань на їх механічні	

властивості при аргонодуговому зварюванні вольфрамовим електродом	238
5.4 Підвищення механічних показників зварних з'єднань за рахунок пічної термічної обробки	247
Висновки до розділу 5	281
РОЗДІЛ 6. ЗВАРЮВАННЯ ВИСОКОМІЦНИХ ТИТАНОВИХ ПСЕВДО-β-СПЛАВІВ	283
6.1 Вплив погонної енергії при ЕПЗ на властивості зварних з'єднань ...	283
6.2 Вплив погонної енергії при дуговому зварюванні вольфрамовим електродом на властивості зварних з'єднань	294
6.3 Вплив хімічного складу металу шва зварних з'єднань на їх механічні властивості при аргонодуговому зварюванні вольфрамовим електродом	309
6.4 Вплив локальної термічної обробки і попереднього підігріву при ЕПЗ високоміцних титанових псевдо- β -сплавів на їх властивості	323
6.5 Підвищення механічних показників зварних з'єднань за рахунок пічної термічної обробки зварних з'єднань	337
Висновки до розділу 6	384
РОЗДІЛ 7. РОЗРОБКА РЕКОМЕНДАЦІЙ З ЕПЗ І АДЗ ПЕРСПЕКТИВНИХ ВИСОКОМІЦНИХ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ	387
7.1 АДЗ титанових сплавів	387
7.1.1 АДЗ титанового ($\alpha+\beta$)-сплаву Т120.....	388
7.1.2 АДЗ титанових псевдо- β -сплавів	392
7.1.3 АДЗ жароміцного титанового псевдо- α -сплаву	395
7.2 ЕПЗ титанових сплавів із застосуванням попереднього підігріву та локальної термічної обробки	397
7.2.1 ЕПЗ титанового ($\alpha+\beta$)-сплаву Т120.....	397
7.2.2 ЕПЗ титанових псевдо- β -сплавів	398
7.2.3 ЕПЗ жароміцного титанового псевдо- α -сплаву	400
7.3 Ефективність застосування попереднього підігріву, післязварювальної термообробки для підвищення якості зварних	

з'єднань високоміцних титанових сплавів	402
Висновки до розділу 7	405
ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ	407
СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖРЕЛ.....	410
ДОДАТОК А.....	450
ДОДАТОК Б	451
ДОДАТОК В	452
ДОДАТОК Г	453

ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ

АДЗ – аргонодугове зварювання вольфрамовим електродом;

ЕПЗ – електронно-променеве зварювання

ТО – термічна обробка;

ЛТО – локальна термічна обробка в вакуумній камері при ЕПЗ;

ЗТВ – зона термічного впливу;

ОМ – основний метал;

$I_{зв}$ – зварювальний струм, А;

U_{δ} – напруга на дузі, В;

L_{δ} – передумовлена довжина дугового проміжку, мм;

$T_{підігр}$ – температура попереднього підігріву;

$T_{п.п.}$ – температура поліморфного перетворення;

$V_{зв}$ – швидкість зварювання;

$V_{п.пр.}$ – швидкість подавання присадного дроту;

$\sigma_{в}$ – тимчасовий опір руйнуванню, МПа;

σ_{02} – умовна границя плинності, МПа;

ψ – відносне звуження, %;

δ – відносне видовження, %;

КСV – ударна в'язкість зразків з гострим надрізом, Дж / см²;

КСU – ударна в'язкість зразків з круглим надрізом, Дж / см²,

K_{β} – умовний коефіцієнт стабільності β -фази в сплаві;

[Mo]екв, – сумарний еквівалентний вміст молібдену в сплаві, %;

[Al]екв, – еквівалент α -стабілізаторів та нейтральних зміцнювачів по алюмінію %;

ВСТУП

Стан питання. Інтерес до титанових сплавів виникає через їх високу міцність та високу стійкість до корозії властивості, які знайшли застосування у космічній, медичній та військовій галузях протягом багатьох років. Конструкційні титанові сплави можна розділити за рівнем міцності на наступні групи: низької (300-600 МПа), середньої (600-900 МПа), високої (900-1300 МПа) і надвисокої (1300-1900 МПа) міцності. Численними дослідженнями встановлено, що найбільший економічний ефект як в авіабудуванні, так і в суднобудуванні дає застосування титанових сплавів високої і надвисокої міцності. Особливо ефективним є застосування таких сплавів для виготовлення кульових балонів високого тиску, паливних баків, циліндричних корпусів, що знаходяться під тиском, а також корпусів для глибоководних апаратів, що працюють на стискання. Однак саме для таких сплавів вплив термічного циклу зварювання плавленням істотно знижує міцність і пластичність з'єднання. В ряді випадків, таких наприклад, як циліндричні конструкції зі сплаву ВТ16 для досягнення рівноміцності необхідно робити потовщення на кромках що зварюються. Значний внесок у вирішення проблем зварювання титанових сплавів внесли роботи А.І. Хорева, М.Х. Шоршорова, С.М. Гуревича, В.Н. Замкова та інших. Аналіз проведених досліджень і опублікованих робіт показує, що одним із шляхів забезпечення прийняттого комплексу механічних і експлуатаційних характеристик зварних з'єднань високоміцних сплавів, таких як ВТ23, ВТ23М, ВТ43, є зниження ступеня легування металу шва. Для деяких зарубіжних високоміцних псевдо- β -сплавів наприклад Beta-21S зварювання застосовувати не рекомендується. Немає досвіду зварювання і експериментальних високоміцних псевдо- α -сплавів, призначених для роботи при підвищених температурах. Висока вартість і складність виготовлення експериментальних присадних матеріалів для зварювання високоміцних титанових сплавів вимагають вивчення можливості забезпечувати необхідний рівень міцності з'єднань, без зміни хімічного складу металу шва за рахунок термічного циклу зварювання і супутньої термічної обробки.

Один з факторів, що перешкоджає використанню титану та його сплавів в розробці деталей для більш широкого застосування в промисловості - це висока вартість кінцевого продукту порівняно з витратами на продукцію, виготовлену із заліза чи сталі. В даний час висока виробнича вартість є основною проблемою, що обмежує застосування титанових сплавів, що запобігає використанню титанових сплавів настільки ж широко, як сталі та алюмінієві сплави. Висока вартість складається з вартості виготовлення полуфабрикатів та вартості процесів зварювання та післязварювальної термообробки. Крім того, багато високотехнологічних титанових сплавів мають складну систему легування і містять дефіцитні і дорогі легуючі елементи, а також для виконання їх зварювання найбільш розповсюдженим методом – аргонодуговим зварюванням вольфрамовим електродом відсутні відповідні присадні дроти. Тим не менш, автомобільна промисловість і транспортна галузь загалом виявляють інтерес до титанових сплавів, оскільки їх використання може зменшити споживання нафти та забруднення навколишнього середовища.

Також в дійсний час промисловість потребує нових матеріалів конструкційного призначення з високою питомою міцністю, які здатні витримувати навантаження за надважких умов роботи. Гарні передумови для того, щоб задовольнити ці вимоги мають високолеговані та жароміцні сплави на основі титану. Основним напрямком подальшого підвищення експлуатаційних характеристик є створення нових титанових сплавів з дисперсійним зміцненням тугоплавкими інтерметалідними та хімічними сполуками на основі Ti_3Al , $TiAl$, Ti_5Si_3 та ін. Розроблені вітчизняними вченими нові титанові сплави дозволяють значно покращити їх експлуатаційні характеристики, наприклад, підвищити робочі температури деталей двигунів на 100-150 °С. Але усі ці сплави мають обмежену пластичність, тому розробка технології їх зварювання потребує спеціальних досліджень.

Рішення проблеми забезпечення рівномірності і високої пластичності зварних з'єднань високоміцних титанових сплавів може бути реалізовано за рахунок створення наукових основ розробки технологічних процесів зварювання

високоміцних титанових сплавів, що дозволить в широких межах змінювати властивості металу шва і ЗТВ зварних з'єднань.

Актуальність роботи. Титанові сплави мають високу міцність, питому міцність і корозійну стійкість в широкому діапазоні температур, що забезпечує високу конструкційну ефективність деталей і вузлів. У найближчі 15 років з високоміцних сплавів виготовлятимуть елементи планера, шпангоути, шаробалони, повітрозабірники, лонжерони, шасі та ін. Так в багатоцільовому винищувачі п'ятого покоління маса деталей з високоміцних сплавів титану становить 85% від маси всіх титанових деталей. Перспективно застосування високоміцних титанових сплавів при створенні газотурбінних генераторів, трубопроводів, теплообмінників, насосів, відбивачів вибухового струменя, дверей люків і корпусної броні. Значні перспективи має застосування високоміцних титанових сплавів для виготовлення райзерів для морських платформ. У всіх випадках найбільше зниження маси конструкції забезпечує застосування високоміцних титанових сплавів з рівнем міцності понад 1100 МПа. Ефективне застосування титанових сплавів в конструкціях можливо лише при можливості виконувати зварні з'єднання, бажано також досягнення рівноміцності зварних з'єднань. В даний час титанові сплави успішно зварюються практично всіма видами зварювання плавленням. Однак у зв'язку з високою хімічною активністю титану, підвищеного електроопору і схильністю до розбризкування переважна більшість з'єднань виконується аргонодуговим зварюванням (АДЗ) вольфрамовим електродом або електронно-променевим зварюванням (ЕПЗ). ЕПЗ дозволяє після зварювання виконувати додаткову термічну обробку з'єднань у вакуумній камері, а АДЗ вольфрамовим електродом дозволяє в широких межах змінювати погонну енергію процесу зварювання і застосовувати присадний матеріал, що відрізняється за хімічним складом від основного металу. Ці особливості способів ЕПЗ і АДЗ перспективні для вивчення впливу зварювання на властивості з'єднань високоміцних титанових сплавів.

До високоміцних титанових сплавів відносяться сплави з високим ступенем легування це двофазні ($\alpha+\beta$)-сплави, псевдо- β -сплави, а також високолего-

вані псевдо- α -сплави. Висока міцність досягається як правило за рахунок комплексного твердорозчинного, дисперсійного або інтерметалідного зміцнення. При цьому міцність і пластичність зварних з'єднань таких високоміцних титанових сплавів, як правило низька і залежить як від розмірів шва і ЗТВ і хімічного складу металу шва, так і від співвідношення кількостей α - β -фаз, від наявності метастабільних ω -, α' -, α'' -, β - фаз, від розмірів і розташування фазових виділень, від присутності крихких фаз і інтерметалідних з'єднань. Також розповсюдженням дефектом при зварюванні високоміцних титанових сплавів є утворення холодних тріщин, особливо при зварюванні високотемпературних псевдо- α -сплавів та ($\alpha+\beta$)-сплавів. В ході проведених досліджень в Україні та за кордоном з'являються нові експериментальні високоміцні титанові сплави, розроблені для конкретного вузла або механізму. Поява таких сплавів вимагає вивчення властивостей зварних з'єднань і зварюваності, а для цього необхідна розробка нового наукового підходу до вивчення впливу термічного циклу зварювання, ступеня легування металу шва і термообробки на властивості таких з'єднань.

Таким чином, питання впливу термічного циклу зварювання і термообробки, ступеня легування металу шва на властивості зварних з'єднань перспективних високоміцних титанових сплавів вивчено все ще недостатньо повно, що й обумовлює актуальність проведення даної дисертаційної роботи.

Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами. Робота виконана в ІЕЗ ім. Є. О. Патона за темами відомчого плану НАН України, у яких автор брав участь у якості відповідального виконавця: «Дослідження зварюваності титанових сплавів з інтерметалідним зміцненням, вивчення особливостей формування структури, фазового складу та механічних властивостей з'єднань, розробка присадкових зварювальних матеріалів» (*№ ДР 0109U000982, 2009-2011 р.р.*); «Дослідити вплив термічного циклу зварювання на структурно-фазові перетворення в ЗТВ та властивості зварних з'єднань сучасних складнолегованих титанових сплавів та на цій основі удосконалити процеси зварювання та відновлювального наплавлення цих спла-

вів» (№ ДР 0112U000625, 2012-2014 р.р.); «Дослідити закономірності процесів випаровування і теплопереносу під час електронно-променевої плавки складнолегованих титанових псевдо- β -сплавів та визначити особливості формування структури, фазового складу та механічних властивостей зварних з'єднань з цих сплавів» (№ ДР 0115U003142, 2015-2017 р.р.); «Розробка технологічних основ виплавки методом електронно-променевої плавки конструкційних економнолегованих титанових сплавів та дослідження їх структури, механічних властивостей і здатності до зварювання» (№ ДР 0118U000182, 2018-2020 р.р.); «Створити новий високоміцний титановий сплав конструкційного призначення, що добре зварюється, з межею міцності не менше 1200 МПа і розробити оптимальні методи його зварювання» (№ ДР 0112U000620, 2012-2016 р.р.).

Мета роботи та задачі досліджень.

Мета роботи – розвиток наукових основ зварювання високоміцних титанових сплавів, встановлення закономірностей впливу технологічних параметрів та термічного циклу зварювання на структурно-фазовий склад та механічні властивості зварних з'єднань та на цій основі розроблення технологічних процесів аргонодугового зварювання вольфрамовим електродом (АДЗ) та електронно-променевого зварювання (ЕПЗ), які забезпечать рівноміцність зварних з'єднань з основним металом.

Для досягнення поставленої мети визначені наступні наукові та практичні завдання дослідження:

- встановити закономірності формування шва і ЗТВ, розподілу швидкостей охолодження і формування фазового складу з'єднань перспективних високоміцних титанових сплавів під впливом термічного циклу аргонодугового зварювання вольфрамовим електродом;
- вивчити закономірності впливу режимів і термічного циклу аргонодугового зварювання вольфрамовим електродом на властивості з'єднань високоміцних титанових сплавів;

- вивчити закономірності впливу режимів і термічного циклу зварювання на властивості з'єднань високоміцних титанових сплавів при електронно-променевому зварюванні;

- встановити закономірності впливу ступеня легування металу шва високоміцних титанових сплавів на властивості їх зварних з'єднань при аргонодуговому зварюванні вольфрамовим електродом;

- вивчити вплив термічної обробки на показники механічних властивостей зварних з'єднань високоміцних титанових сплавів, виконаних електронно-променевим зварюванням та аргонодуговим зварюванням вольфрамовим електродом;

- розробити рекомендації щодо оптимізації параметрів та режимів зварювання, що забезпечують високі механічні властивості і пластичність зварних з'єднань.

Об'єкт дослідження – зварні з'єднання високоміцних титанових ($\alpha+\beta$)-, псевдо- β , псевдо- α -сплавів, виконані ЕПЗ і АДЗ.

Предмет дослідження – закономірності впливу термічного циклу зварювання, технологічних режимів і способів зварювання плавленням на структуру і властивості (міцність, пластичність, ударна в'язкість), закономірності зміни властивостей зварних з'єднань під впливом після зварювальної пічної термообробки.

Методи дослідження. Теоретичні дослідження роботи базуються на фундаментальних положеннях зварювального матеріалознавства. У роботі використані сучасні методи і методики досліджень: оптична, просвітлююча і растрова мікроскопія, вимір мікротвердості, механічні випробування при статичному навантаженні. Механічні властивості сплавів та з'єднань визначалися у лабораторних умовах з використанням стандартних методів випробувань. Статистична обробка експериментальних даних проводилася стандартними методами обчислення. Реєстрація термічних циклів в ЗТВ при ЕПЗ та АДЗ виконувалась з використанням термопар. Розрахункове дослідження впливу термічного циклу аргонодугового зварювання на структурно-фазовий стан

зварних з'єднань титанових сплавів здійснювалося за допомогою нестационарного теплового скінченно-елементного аналізу, який виконувався із застосуванням програмного комплексу ANSYS.

Наукова новизна отриманих результатів.

1. Вперше для перспективних високоміцних конструкційних титанових псевдо- β -сплавів Ti-5.5Mo-5.5Cr-3.5Fe-3Al-Zr (BT19), Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe (LCB-5.1) визначено залежність залишкової кількості β -фази від швидкості охолодження та побудовані відповідні діаграми анізотермічних перетворень $\beta \rightarrow \alpha$ і $\beta \rightarrow \alpha'$ при охолодженні.

2. Встановлено пропорційну залежність міцності з'єднань титанових конструкційних та економно-легованих псевдо- β -сплавів Ti-5.5Mo-5.5Cr-3.5Fe-3Al-Zr (BT19), Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe (LCB-5.1) від кількості залишкової β -фази в металі шва, згідно якої збільшення кількості β -фази в металі шва з 45 до 80% призводить до зменшення межі міцності з'єднань сплаву BT19 з 960 МПа до 910 МПа, а економнолегованого сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe – з 1140 МПа до 940 МПа.

3. Вперше для титанових псевдо β -сплавів встановлено залежність межі міцності зварних з'єднань в діапазоні 860...960 МПа для сплаву Ti-5.5Mo-5.5Cr-3.5Fe-3Al-Zr (BT19) та 960...1070 МПа для економнолегованого сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe (LCB-5.1) від сумарного вмісту легуючих елементів в металі шва. Так, зменшення вмісту легуючих елементів в шві до 11,5% для сплаву LCB-5.1 та 14,6% для сплаву BT19 призводить до збільшення міцності з'єднань за рахунок зменшення кількості залишкової β -фаз, подальше зменшення вмісту легуючих елементів призводить до зниження показників міцності з'єднань за рахунок зменшення твердорозчинної міцності металу шва сплаву LCB-5.1.

4. Вперше для кількісної оцінки впливу режиму та способу зварювання на експлуатаційні характеристики зварних з'єднань титанових сплавів запропоновано використовувати коефіцієнт якості зварного з'єднання, який розраховується як половина суми відношень межі міцності та ударної в'язкості

зварного з'єднання до відповідних показників основного металу, та встановлено, що найбільші значення коефіцієнту якості забезпечує АДЗ сплаву Ti-5.5Mo-5.5Cr-3.5Fe-3Al-Zr (BT19) з присадним матеріалом та ЕПЗ економно-легованого Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe (LCB-5,1) з попереднім підігрівом та ЛТО.

5. Отримало подальший розвиток уявлення про суттєвий вплив попереднього підігріву при електронно-променевому зварюванні та АДЗ на властивості зварних з'єднань титанового псевдо- α -сплаву Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1.0V-0.6Si з силіцидним зміцненням та встановлено, що застосування попереднього підігріву з'єднань до 200 °C при ЕПЗ та 400 °C при АДЗ забезпечує формування в зварному з'єднанні структур кошикового плетіння з пластин α -фази товщиною 1-5 мкм та дисперсних зерен β -фази товщиною до 1 мкм та міцність зварних з'єднань на рівні 1160...1190 МПа при показниках ударної в'язкості 5,5...8,5 Дж/см² відповідно.

6. Отримало подальший розвиток уявлення про вплив термічної обробки на формування структури та властивостей зварних з'єднань високоміцних ($\alpha+\beta$)- та титанових псевдо- β -сплавів. Так, гартування та старіння формує в металі шва найбільш дрібнодисперсну структуру з розмірами пластин α -фази не більше 1 мкм, що забезпечує значення межі міцності з'єднань ЕПЗ сплаву Ti-5.5Mo-5.5Cr-3.5Fe-3Al-Zr (BT19) на рівні 1270...1280 МПа.

Практичне значення одержаних результатів. На підставі проведених досліджень розроблено технологічний процес ЕПЗ перспективних високоміцних титанових сплавів, що включає попередній підігрів до 200°C та післязварювальний відпал 900°C протягом 10 хвилин та забезпечує рівноміцність зварних з'єднань основному металу.

Розроблено технологічний процес АДЗ перспективних високоміцних титанових сплавів, що включає зварювання з погонною енергією 700...800 кДж/м, додавання 10% зварювального дроту марки BT1-00св, післязварювальний відпал, та забезпечує рівноміцність зварних з'єднань основному металу.

Запропонована зміцнююча після зварювальна термічна обробка для з'єднань псевдо- β титанових сплавів, виконаних АДЗ та ЕПЗ, яка передбачає гартування в воду з подальшим старінням і забезпечує значення межі міцності з'єднань ЕПЗ сплаву ВТ19 на рівні 1270...1280 МПа.

Розроблені рекомендації для промислового використання аргонодугового зварювання при виготовленні конструкцій з псевдо- β -титанових ВТ19 та економнолегованого $Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe$ (LCB-5.1).

Результати роботи впроваджені у навчальний процес аспірантури Інституту електрозварювання ім. Є. О. Патона Національної академії наук України на кафедрі матеріалознавства (курс "Конструкційні сплави на основі нікелю, титану та алюмінію і їх здатність до зварювання").

Достовірність результатів роботи. Рівень достовірності та обґрунтованості наукових положень, висновків і рекомендацій, які сформульовані у дисертації, забезпечується використанням сучасних методів досліджень, обчислювальної техніки і програмного забезпечення, акредитованим випробувальним устаткуванням, статистично значимою кількістю лабораторних зразків, відповідністю аналітичних та експериментальних досліджень.

Особистий внесок здобувача. В дисертаційній роботі постановка і обґрунтування завдання досліджень, обрання наукових підходів і методів, аналіз і узагальнення отриманих експериментальних даних, формулювання наукової новизни, висновків і рекомендацій здійснено безпосередньо автором. Наукові і практичні положення, що винесені на захист дисертаційної роботи, отримані автором самостійно або в співавторстві у відповідності до наведеного списку опублікованих наукових праць. Основні результати роботи одержано здобувачем самостійно. При проведенні досліджень, результати яких опубліковано у співавторстві, автору належить постановка завдання досліджень, аналіз і узагальнення літературних джерел та отриманих результатів, формулювання висновків. У роботах, які було опубліковано у співавторстві, здобувачем виконано наступне: у [1, 2, 3, 6-8, 11-14, 17, 18, 20, 21, 23, 25-34,

36-38, 41-45, 47-51] - ідея та обґрунтування концепції експериментів, аналіз експериментальних даних, аналіз і узагальнення літературних даних, підготовка рукописів публікацій; у [10, 20, 28, 35, 36 39, 42, 44, 47, 48] - ідея і розробка концепції математичного моделювання, перевірка адекватності моделювання, формулювання висновків, підготовка рукописів статей; у [1, 3, 5, 9, 6-8, 11-14, 16, 17, 18, 19, 22, 23, 25-34, 36-38, 41-45, 51, 52, 53, 54, 55] - розробка режимів зварювання, встановлення механічних властивостей зварних з'єднань, узагальнення експериментальних даних, підготовка рукописів публікацій; у [4, 13, 20, 26, 29, 31, 33, 45] - аналіз і узагальнення впливу присадного матеріалу на властивості зварних з'єднань, підготовка рукописів статей; у [21, 22, 25, 30, 34, 50, 51] - підготовка та проведення термічних обробок зварних з'єднань, аналіз одержаних результатів, підготовка рукописів публікацій.

Апробація результатів дисертації. Основні положення і результати роботи представлені та обговорені на наукових конференціях і семінарах, в тому числі на: 6-й міжнародній конференції *«Математичне моделювання та інформаційні технології у зварюванні та споріднених процесах»*, 29 травня-1 червня 2012 р. Кацивелі, Крим, Україна; на міжнародній конференції *«Титан-2013 в СНГ»*, 26-29 травня 2013 р. Донецьк, Україна; на міжнародній конференції *«Зварювання та споріднені технології – сьогодення та майбутнє»*, 25-26 листопада 2013 р. Київ, Україна; 7-й міжнародній конференції *«Математичне моделювання та інформаційні технології у зварюванні та споріднених процесах»*, 15-19 вересня 2014 р., Одеса, Україна; на VIII науково-технічній конференції молодих вчених та спеціалістів *«Зварювання та споріднені технології»*, 20-22 травня, 2015, с.м.т. Ворзель, Київська обл., Україна; на IV міжнародній науково-практичній конференції *«Титан 2016: виробництво та використання в авіабудуванні»*, 2016 р. Запоріжжя, Україна; на 8-й міжнародній конференції *«Математичне моделювання та інформаційні технології у зварюванні та споріднених процесах»*, 15-19 вересня 2016 р. Одеса, Україна; на 8-й міжнародній конференції *«Променеві технології у зварюванні та об-*

робці матеріалів», 11-15 вересня 2017 р., Одеса, Україна; на міжнародній конференції «Титан 2018: Виробництво та застосування в Україні», 2018, Київ; на 8-й міжнародній конференції «Математичне моделювання та інформаційні технології у зварюванні та споріднених процесах». 10-14 вересня 2018 р. Одеса, Україна; на IX міжнародній конференції «Променеві технології у зварюванні та обробці матеріалів», 9-13 вересня 2019 р., Одеса, Україна; на міжнародній конференції . «Сучасні технології з'єднання матеріалів». 31 травня-2 червня 2021. м. Київ; на X міжнародній конференції «Променеві технології в зварюванні і обробці матеріалів». 6-10 вересня 2021. м. Одеса; на науковій конференції «Зварювання та технічна діагностика для відновлення економіки України», 17 листопада 2022. Київ, Україна.

Публікації. За темою дисертаційної роботи опубліковано 55 наукових праць: 1 монографія, 33 статті у наукових журналах (26 – у журналах, що входять до переліку наукових фахових видань МОН України; 7 – у виданнях, що входять до наукометричної бази даних Scopus); 17 публікацій у матеріалах міжнародних науково-технічних конференцій, 1 патент України.

Структура та обсяг роботи. Дисертація складається зі вступу, 7 розділів, висновків, списку використаних літературних джерел з 371 найменувань на 41 сторінках. Загальний обсяг роботи становить 461 сторінка, дисертаційна робота викладена на 383 сторінках друкованого тексту, у тому числі 243 рисунка, 93 таблиці, та 331 сторінка основного тексту, 4 додатка.

РОЗДІЛ 1

ОСОБЛИВОСТІ ЗАСТОСУВАННЯ, ЗВАРЮВАННЯ ВИСОКОМІЦНИХ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ, ТА ОТРИМАННЯ ЇХ ЯКІСНИХ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ

1.1 Перспективні високоміцні титанові сплави, їх області застосування та властивості

Титанові сплави широко застосовуються в багатьох галузях промисловості при виготовленні елементів планера літаків, шпангоутів, шаробалонів, повітрозабірників, лонжеронів, шасі та ін. [1, 2, 3]. Так в багатоцільовому винищувачі п'ятого покоління маса деталей з високоміцних сплавів титану становить 85% від маси всіх титанових деталей. Використання титанових сплавів в цивільній авіації, також зростає з кожним новим поколінням літаків (рис. 1.1).

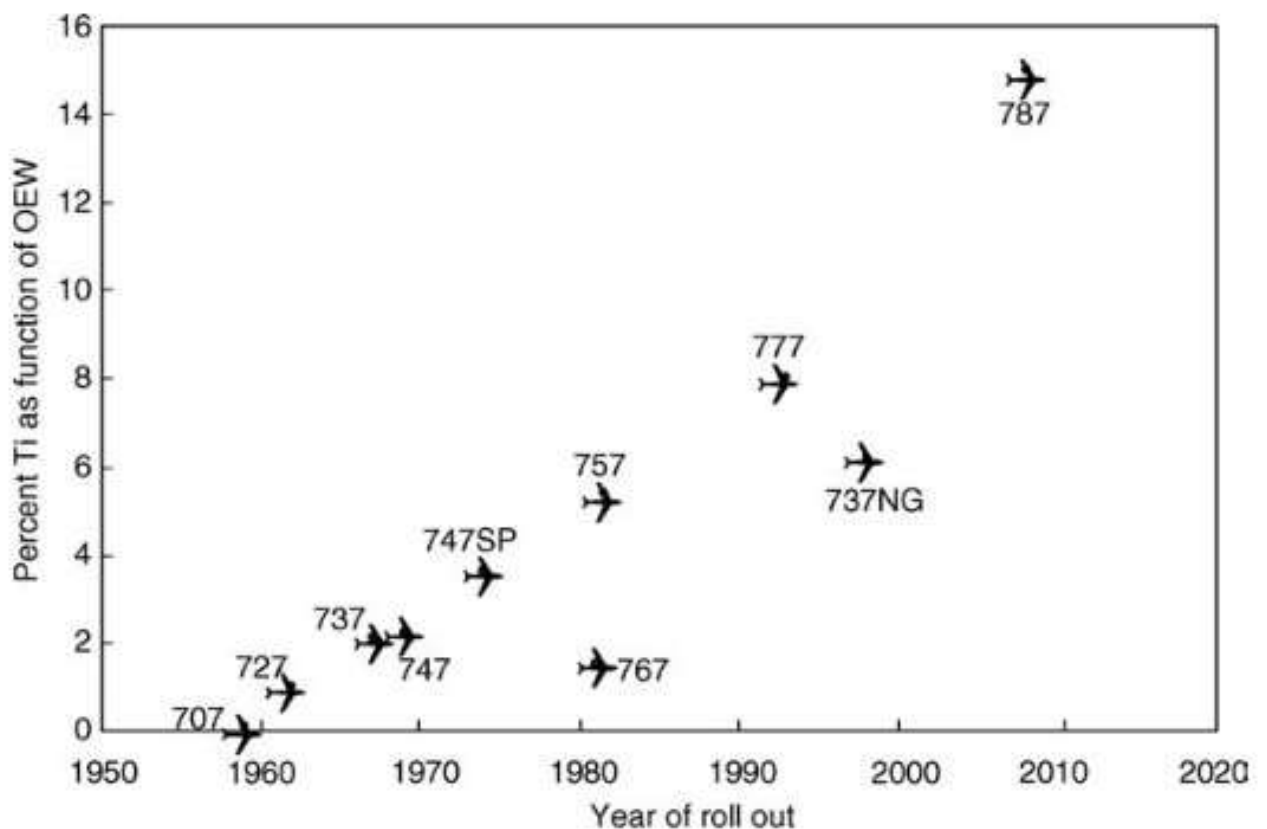


Рисунок 1.1. Вміст титану в фюзеляжі магістральних літаків [3]

Перспективно застосування високоміцних титанових сплавів при створенні газотурбінних генераторів, трубопроводів, теплообмінників, насосів, відбивачів вибухового струменя, дверей люків і корпусної броні. ємнісної апаратури для зберігання агресивних рідин [4, 5, 6]. Вони використовуються для конструкцій веж, адсорберів, теплообмінної апаратури, фільтрів, запірної апаратури й іншого встаткування, що працює в агресивному середовищі. Але галузі застосування титанових сплавів в сучасному машинобудуванні може бути розширено за рахунок створення нових технологій та пошуку оптимізованих методів зварювання титанових сплавів, що дозволять досягти високих експлуатаційних і службових характеристик [7]. Так з нового перспективного псевдо- β -сплаву VT19 було виготовлено циліндричні тонкостінні ємності шляхом холодної поперечної прокатки кільцевих заготовок. У відпаленому стані і термічно зміцненому на середній рівень міцності (1200...1300 МПа) його можна застосовувати, також для виготовлення тарілчастих пружин шляхом холодного штампування з листів [8].

Максимальний ваговий ефект забезпечують титанові сплави з високою міцністю. Це пов'язано з тим, що помітна економія маси в результаті застосування титанових сплавів можлива лише при певному рівні їх міцності [9]. За своїми механічними характеристиками сучасні титанові сплави на 10-30% перевищують свої попередні аналоги, але є більш складнолегованими і структурно більш неоднорідними [10, 11]. Тому ці сплави вирізняються високою чутливістю до термічного циклу зварювання. Так, при електронно-променевому зварюванні в металі шва та зоні термічного впливу формується структура, що характеризується низькими параметрами пластичності та ударної в'язкості. Це призводить до ускладнення завдання отримання високоякісних зварних з'єднань титанових сплавів з міцністю на рівні 0,90-0,95 від міцності основного металу, як цього вимагають розробники нової техніки [12, 13].

Опубліковані результати фундаментальних та прикладних робіт показують, що позиції титанових сплавів, як перспективних конструкційних та

спеціальних сплавів, зміцнюються з кожним роком, а сфери застосування титану безперервно розширюються починаючи з 2010 року (Рис. 1.2) [14, 15]. Для подальшого розширення застосування сплавів на основі титану необхідно підвищувати їх механічні характеристики та знижувати вартість їх виробництва, що може бути досягнуто створенням нових сплавів з покращеними експлуатаційними властивостями та застосуванням нових високоефективних технологій виробництва, насамперед виплавки [16-19].

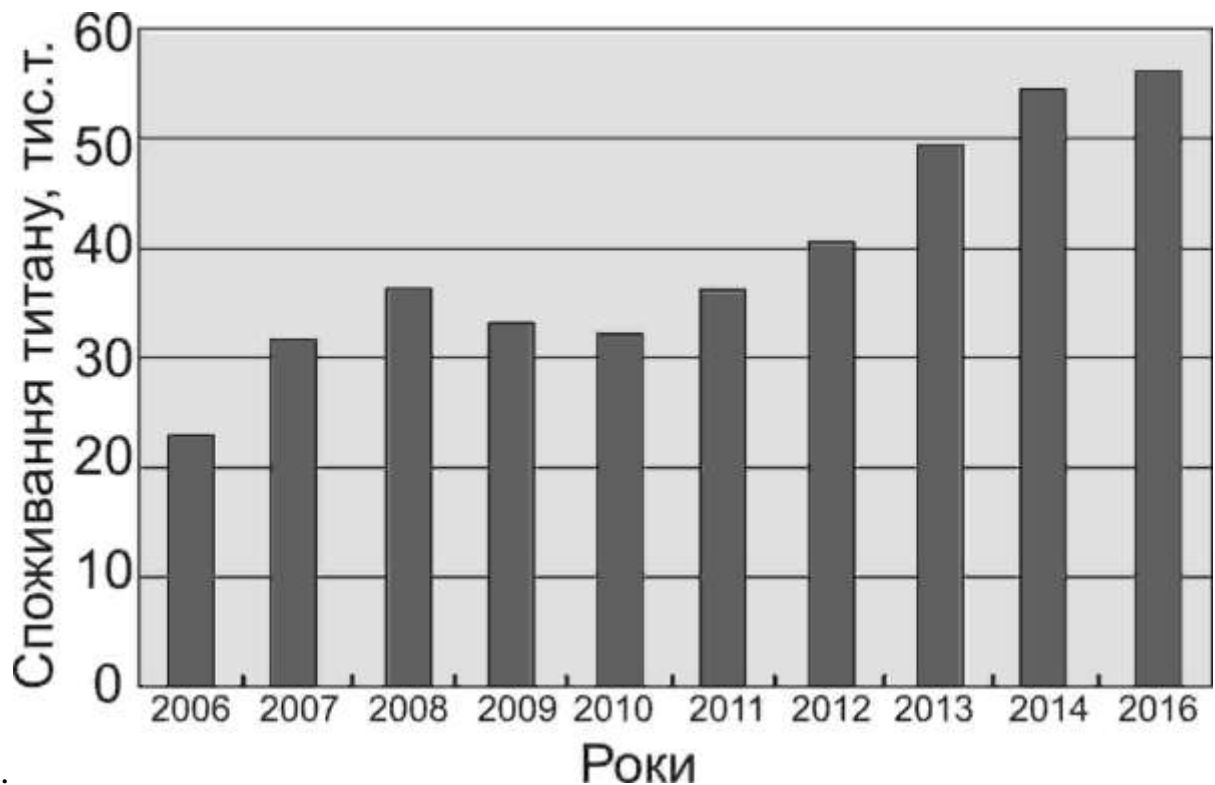


Рисунок 1.2 – Застосування титану в комерційному авіабудуванні [16].

До високоміцних промислових сплавів титану відносяться сплави з межею міцності ≥ 1000 МПа [20]. Більшість з них є двофазними ($\alpha+\beta$)-сплавами [21]. Вони складаються з α - та β -твердих розчинів і містять, крім алюмінію, деяку кількість β -стабілізаторів. Основна перевага цих сплавів полягає в тому, що високий рівень їх службових і експлуатаційних характеристик досягається за рахунок спільного впливу, як легування, так і термічної обробки, їх зміцнення за рахунок термічної обробки полягає у фіксації загартуванням метастабільних фаз і подальшого їх розпаду при штучному старінні

з виділенням дисперсних α - та β -фаз. типу, кількості та складу метастабільних фаз та дисперсності утворених після старіння частинок α - та β -фаз

Титанові сплави класифікують за різними ознаками. Найбільш поширена класифікація сплавів за фазовим складом [22, 23, 24]. Вона включає:

1. α -сплави, структура яких представлена α -фазою.
2. Псевдо- α -сплави, структура яких представлена α -фазою та невеликою кількістю β -фази або інтерметалідів (не більше 5%).
3. $(\alpha+\beta)$ -сплави, структура яких представлена (α - і β -фазами, сплави цього типу також можуть містити деяку кількість інтерметалідів.
4. Псевдо β -сплави зі структурою, представленою однією β -фазою після загартування з β -області. Їхній хімічний склад перевищує другу критичну концентрацію. Структура цих сплавів у відпаленому стані представлена α -фазою та великою кількістю β -фази.
5. β -сплави, структура яких представлена термодинамічно стабільною β -фазою.
6. Сплави з урахуванням інтерметалідів.

Щоб уявити характер зміни фазового складу титанових сплавів після різкого охолодження з різних температур залежно від вмісту β -стабілізуючого елемента, тобто. змін, що відбуваються у тому числі в зварному з'єднанні при охолодженні, слід розглянути діаграму рис.1.3. Ця діаграма справедлива для ізоморфних β -титану елементів, тобто таких які не утворюють хімічних сполук з титаном, таких як ванадій, молібден, ніобій, тантал. З деяким наближенням можна використовувати цю діаграму і для β -стабілізуючих елементів, що утворюють з титаном евтектичні системи.

Ліва крива обмежує область існування твердого розчину α -, а перехрещення цієї кривої з віссю абсцис у точці C_α відповідає граничній концентрації твердого розчину за кімнатної температури. Друга крива (права) визначає границю між $(\alpha+\beta)$ - та β -областями, а точка перехрещення цієї кривої з віссю абсцис у точці C_β відповідає мінімально необхідної концентрації другого

компонента для утворення твердого β -розчину, стійкого на всьому інтервалі температур до температури плавлення.

В умовах рівноваги наведена діаграма складається з трьох областей твердих розчинів α -, $(\alpha+\beta)$ - та β .

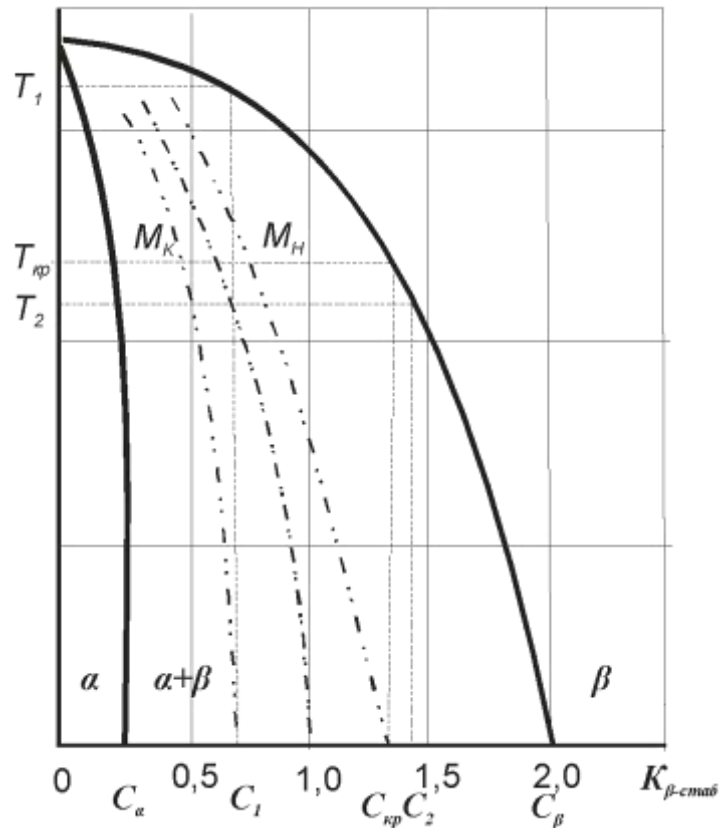


Рисунок 1.3 – Схема зміни фазового складу титанових сплавів залежно від вмісту β -стабілізуючих елементів [25].

Якщо взяти серію сплавів у яких концентрація β -стабілізатора поступово зростає, то при різкому охолодженні з β -області, сплави спочатку зазнають мартенситного перетворення, а β -фаза не фіксуватиметься при загартуванні. При подальшому збільшенні концентрації β -стабілізатора настає момент коли мартенситне перетворення не відбуватиметься і фіксуватиметься виключно β -структура. Відповідну цьому моменту концентрацію називають критичною і позначають $C_{кр}$. Якщо провести через $C_{кр}$ вертикаль вона перетне межі β -області в точці відповідної $T_{кр}$, яку називають критичною температурою.

Оскільки мартенситне перетворення йде в інтервалі температур, на діаграмі пунктиром нанесені границі початку (M_n), і кінця ($M_{до}$) мартенситного перетворення. При концентрації легуючого елемента в інтервалі температур від $C_{кр}$ до C_1 при загартуванні з β -області утворюється метастабільна ω -фаза. Оскільки це перетворення ніколи не доходить до кінця, то сплави в цьому випадку мають склад $(\beta+\omega)$. При концентрації легуючого елемента яка перевищує величину C_2 при загартуванні з β -області фіксується тільки високотемпературна β -фаза.

За характером зміни фазового складу при різкому охолодженні різних температур розрізняють кілька наступних груп сплавів:

- Сплави з концентрацією β -стабілізуючих елементів від 0 до C_α . При загартуванні мають виключно α -структуру.
- Сплави з концентрацією β -стабілізуючих елементів від C_α до C_1 . При загартуванні мають α' -, α'' - структуру, а після загартування з температур нижче $T_{кр}$ мають $(\alpha+\beta)$ -структуру.
- Сплави з концентрацією β -стабілізуючих елементів від C_1 до $C_{кр}$. У цих сплавів мартенситне перетворення не проходить до кінця. При загартуванні такі сплави мають α' -, α'' - і β -структуру, а після загартування з температур нижче $T_{кр}$ мають $(\alpha+\beta)$ -структуру.
- Сплави з концентрацією β -стабілізуючих елементів від $C_{кр}$ до C_2 . При загартуванні з температур до T_2 відбувається перетворення частини β -фази на ω -фазу, і сплави цього типу мають структуру $\beta+\omega$, а після загартування з температур нижче T_2 мають $(\beta+\alpha)$ -структуру.
- Сплави з концентрацією β -стабілізуючих елементів від C_2 до C_β мають виключно β -структуру.
- Сплави з концентрацією β -стабілізуючих елементів від C_β і більше є стабільні β -сплави і мають виключно β -структуру.

Для того щоб промислові сплави титану представити на діаграмі яка була наведена на рис. 1.3. вводять поняття «умовного коефіцієнта стабільності β -фази в сплаві» K_β .

Він є сумою відношень концентрації кожного β -стабілізатора в сплаві (С) до його критичної концентрації в подвійному сплаві титану з цим елементом ($C_{кр}$). Це означає, що у сплаві критичного складу ($K_{\beta}=1$) загартуванням фіксується 100% β -фази [26, 27, 28].

$$K_{\beta} = \frac{C1}{C_{кр1}} + \frac{C2}{C_{кр2}} + \dots$$

Наприклад ці критичні концентрації для легуючих елементів Мо, V, Mn, Cr, Fe становлять, %: 11Мо, 15V, 6Mn, 6Cr, 4Fe.

Для титанового сплаву VT22 який містить 5%Al, 5%Мо, 5%V, 1% Fe, 1% $K_{\beta}=1,20$.

За коефіцієнтом стабілізації β -фази в сплаві» K_{β} розрізняють такі групи сплавів:

1. α -сплави $K_{\beta}=0$.
2. Псевдо- α -сплави, $K_{\beta}\leq 0,25$.
3. $(\alpha+\beta)$ -сплави, $K_{\beta} = 0,3-0,9$.
4. Перехідні сплави $K_{\beta} = 1,0-1,4$.
5. Псевдо- β -сплави $K_{\beta} = 1,5-2,4$.
6. β -сплави $K_{\beta} = 2,5-3,0$.

У зарубіжній літературі не використовується поняття перехідного класу сплавів та псевдо- β -сплави називають просто β -сплавами [29]. Сплави, що відповідають вітчизняним сплавам перехідного класу, відносять або до $(\alpha+\beta)$ -сплавів з великою кількістю β -фази або β -сплавів з порівняно малостабільною β -фазою. Разом про те вводиться поняття Transage [30, 31, 32]. Відміні ознаки сплавів цього типу не відповідають сплавам перехідного типу за вітчизняною класифікацією. За вітчизняною класифікацією це сплави перехідні за структурою та властивостями, від $(\alpha+\beta)$ -сплавів до псевдо- β . А за зарубіжною класифікацією Transage – це сплави в яких β -фаза механічно нестабільна при загартуванні переходить у мартенсит α' - або α'' -під дією термічного напруження, а також під дією зовнішніх напружень.

Титан зміцнюється легуванням α - та β -стабілізуючими елементами, а двофазні ($\alpha+\beta$)-сплави, псевдо- β -сплави зміцнюються також термічною обробкою [33].

Найбільш важливою характеристикою β -стабілізуючої дії легуючого елемента є друга критична концентрація. У зарубіжній літературі не вводиться поняття про першу, другу та третю концентрації. Критичною концентрацією називають вміст даного елемента у подвійному сплаві з титаном, при якій пригнічується мартенситне перетворення і в результаті загартування з β -області фіксується однофазна β -структура та ω -стан усередині неї. Для багатоконпонентних титанових сплавів сумарну дію всіх β -стабілізаторів можна виразити сумарним еквівалентним вмістом молібдену, при якому кількість β -фази, її стабільність, здатність до перетворень у подвійному сплаві Ті-Мо будуть такими ж як і в сплаві, що розглядається.

$$[\text{Mo}]_{\text{екв}} = \sum(x_i C_{\text{кр Mo}} / C_{\text{кр } i}),$$

Де $C_{\text{кр Mo}}$ - друга критична концентрація молібдену, $C_{\text{кр } i}$ - друга критична концентрація легуючого елемента - i , x_i – вміст i - елемента.

Як було наведено вище ці критичні концентрації для легуючих елементів Мо, V, Mn, Cr, Fe складають, %: 11Мо, 15V, 6Mn, 6Cr, 4Fe, 36Nb, 45 Ta, 22W, 9,5Co, 8,5Ni, що приводить до наступного співвідношення для оцінки еквівалента титанових сплавів за молібденом:

$$[\text{Mo}]_{\text{екв}} = \% \text{ Mo} + \% \text{ Ta}/4,5 + \% \text{ Nb}/3,6 + \% \text{ W}/2,25 + \% \text{ V}/1,5 + \\ \% \text{ Cr}/0,63 + \% \text{ Mn}/0,65 + \% \text{ Fe}/0,35 + \% \text{ Co}/0,7 + \% \text{ Ni}/0,9.$$

Між еквівалентами молібдену та коефіцієнтом стабілізації β -фази існує просте співвідношення:

$$K_{\beta} = [\text{Mo}]_{\text{екв}} / C_{\text{кр Mo}} = [\text{Mo}]_{\text{екв}} / 11.$$

До елементів, що стабілізують α -фазу титану, відносяться алюміній і домішки впровадження, такі як кисень, азот і вуглець.

Для врахування впливу α -стабілізаторів, а також нейтральних зміцнювачів на термічну стабільність прийнято враховувати еквівалент α -стабілізаторів та нейтральних зміцнювачів по алюмінію:

$$[Al]_{\text{екв}} = \%Al + \%Sn + \%Zr + 10[\%O + \%C + 2(\%N)]$$

Титанові сплави з α -структурою не конкурентно здатні з високоміцною сталлю. Засобом підвищення міцності α -сплавів титану служить виключно легування [34], а зі збільшенням ступеня легування знижується їх пластичність. Тому ці сплави не ефективні при виготовленні з них деталей та вузлів, що працюють в умовах вібрації, повторно статичних та ударних навантажень. В конструкції планера та різних систем літака використовують такі низьклеговані титанові сплави, як OT4 (Ti-3, 5Al-1, 5Mn).

Більш високу питому міцність конструкцій у комплексі із задовільною пластичністю та в'язкістю дає застосування $(\alpha+\beta)$ -сплавів титану [29+]. Група конструкційних $(\alpha+\beta)$ -титанових сплавів включає мартенситні сплави, сплави до критичного і критичного складів, і має широкий комплекс службових характеристик. До сплавів мартенситного класу відносяться сплави, що містять у стабільному стані від 5 до 25% β -фази [22, 36, 37].

Залежно від ступеня легування промислові конструкційні сплави мартенситного класу мають коефіцієнт стабільності β -фази K_{β} в діапазоні 0,2...0,9 і в міру його збільшення їх можна розташувати в ряді VT6с, VT6 (0,25), VT14 (0, 35), VT3-1 (0,60), VT16 (0,80), VT23 (0,80). Спільним для цих сплавів є гарне поєднання міцності та пластичності металу у відпаленому стані, та можливість їх зміцнення за допомогою термічної обробки. До мартенситних сплавів докритичного складу відносяться російські сплави VT16 та VT23, американський сплав Corona 5 та англійський сплав ІМІ 700 (6Al-4Mo-5Zr-1,25Cu-0,25Si). З них тільки сплав VT23 знайшов широке застосування у зварних конструкціях. Двофазним $(\alpha+\beta)$ -сплавом критичного складу є сплав VT22 [25]. Він має ту саму систему легування, як і сплав VT23, але з більшою концентрацією легуючих елементів (Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe). Цей сплав може і зміцнюватися при регламентованій термічній обробці – ступеневому відпалу при різних температурах. Відпал сплаву VT22 проводять у двофазній ділянці (750...850 °C) з наступним ступінчастим охолодженням [38, 39]. Така

термічна обробка призводить до максимальної гетерогенності структури сплаву з приблизно рівною кількістю α - та β -фаз. На вузлах та деталях великого перерізу це забезпечує рівень міцності $\sigma_B = 1100 \dots 1300$ МПа.

До недоліків $(\alpha+\beta)$ -сплавів мартенситного класу слід віднести їх підвищену чутливість до термічної дії, що ускладнює зварювання цих сплавів, гарячу деформацію, та деякі інші технологічні операції, пов'язані з нагріванням та охолодженням).

Конструкційні псевдо β -титанові сплави є одними з найбільш перспективних металевих матеріалів на основі титану. Однією з переваг сучасних псевдо- β -сплавів титану є їх висока технологічність, що дозволяє проводити деформацію при більш низьких зусиллях і температурах, ніж традиційних жароміцних і високоміцних сплавів з псевдо- α і $\alpha+\beta$ -структурою [40, 41]. Крім того зміцнююча термічна обробка конструкцій цих сплавів може виконуватися без перенесення в середовище для загартування, що зменшує корозії та залишкові напруження та виключається окислення садки [42].

Титановими β -сплавами вважаються сплави, які при різкому охолодженні від температур β -області закалюються на β -фазу [43]. Серед цих сплавів виділяють β -сплави і сплави з невеликою кількістю α -фази псевдо- β -сплави. Псевдо- β -сплави мають $K_\beta = 1,4 \dots 2,4$ при цьому поліморфне перетворення протікає за схемою $\beta \rightarrow (\beta+\alpha)$. У стабільному стані вони мають $(\beta+\alpha)$ -структуру [44].

Особливістю псевдо- β -сплавів є їх висока пластичність, яка дозволяє піддавати їх інтенсивній холодній деформації. Псевдо- β - і β -титанові сплави при обробці на твердий β -розчин порівняно з α - або $\alpha+\beta$ -сплавами, які мають рівну межу плинності, мають значно більш високу пластичність і в'язкість руйнування, а також більшу деформаційну здатність при різних видах навантаження. Водночас, їх характеристики міцності можуть бути істотно підвищені за рахунок відпалу, а також старіння, які приводять до розпаду β -твердого розчину і виділенню зміцнюючих фаз [45].

Таблиця 1.1 - Титанові псевдо- β -сплави

Назва сплаву	Система легування
BT15	Ti-3Al-7Mo-11Cr
TC6	Ti-3Al-6V-7Mo-11Cr
TB3	Ti-10Mo-8V-1Fe-3,5Al
BT19	3Al-5.5Mo-3.5V-5.5Cr-1Fe
BT32	Ti-2.5Al-8.5Mo-8.5V-1.1Cr-3Sn-1.2Fe
BT35	Ti-3Al-15V-3Cr-3Sn
Ti-15-3-3	Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn
Beta 21S (США)	Ti-15Mo-2.7Nb-3Al-0.2Si
Ti-13-11-3 (США)	Ti-3Al-13V-11Cr
Ti-3-15-3-3 (США)	Ti-3Al-15V-3Cr-3Sn
Ti-1,5-7-11	Ti-1.5Al-7Mo-11Cr
Beta C (Ti-38-644)	Ti-3Al-8V-6Cr-4Mo-4Zr
Timetal LCB (Jap)	Ti-6.8Mo-4.5Fe-1.5Al
ALLVAC 15-3	Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al
TIMETAL 21 S	Ti-15Mo-2.6Nb-3Al-0.2Si
ALLVAC TMZF	Ti-12Mo-6Zr-2Fe
Ti-38-644	Ti-3Al-8V-6Cr-4Zr- 4Mo
TIMETAL 125	Ti-6V-6Mo-5.7Fe-2.7Al
VST3331	Ti-3Al-3V-3Mo-1Zr
VST5553	Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr

В перспективі це дозволить отримати листові напівфабрикати зі сплавів на основі титану з високими експлуатаційними властивостями. Неоднорідність розподілу β -стабілізуючого елемента зростає із збільшенням його концентрації, тому з метою підвищення стабільності сплаву і підвищення механічних властивостей розроблені β -сплави з зменшеною кількістю легуючих елементів. Так сплав VT35 (Ti-3Al-15V-3Cr-3Sn $M_{\text{екв}}=16,7$) легован слабкіше, ніж сплав VT15 (Ti-3Al-7Mo-11Cr, $M_{\text{екв}}=25,3$) але більш стабільний і придатний для виготовлення листових напівфабрикатів для штамповарних конструкцій [46, 47]. Він має високу пластичність і порівняно низьку міцність в загартованому стані ($\sigma_{\text{в}}=720\dots780$ Н/мм²) і високу міцність в состареному стані (1200...1400 Н/мм²) [48, 49].

Високолеговані псевдо- β -сплави з великим вмістом заліза Timetal LCB (Ti-6.8Mo-4.5Fe-1.5Al, $M_{\text{екв}}=18,1$) [50] і Timetal 125 мають задовільні технологічні характеристики і високий комплекс механічних властивостей (високий рівень міцності, опір втоми і корозії) [51]. Однак, незважаючи на це, можливість отримання якісних зварних з'єднань ускладнена низкою їх серйозних недоліків, таких як схильність до утворення в металі шва ліквационних неоднорідностей [52].

Відомі β -сплави з кількістю β -стабілізаторів близьким до критичної концентрації. Сплав VT30 зі змістом β -стабілізаторів еквівалентно - 11,5% Мо, це єдиний титановий сплав, який не містить алюміній [45]. За типом структури його слід віднести до сплавів перехідного класу, але за характером легування і комплексу властивостей він ближче до псевдо- β -сплавів. Такий хімічний склад дозволяє отримати в сплаві вельми пластичну суміш α - і β -фаз в загартованому і відпаленому стані. Більш кращі результати показали сплави Ti-4Al-7Mo-4V-0.6Cr-0.6Fe ($M_{\text{екв}}=12,2\%$) і сплав Ti-4Al-5.5Mo-5.5V-0.6Cr-0.6Fe (еквівалентно 11,7% Мо). VT30 (Ti-11.5Mo-6.0Zr-4.5Sn), що містять β -стабілізуючі елементи в кількості, еквівалентній 11,5...12,5% Мо, мають ряд особливостей в поведінці при зварюванні і подальшої термічної

обробки, обумовлених наявністю великої кількості β -фази високого ступеня метастабільності [53].

Листи зі сплавів В-120VCA, VT15, TC6 в відпаленому або загартованому станах мають $\sigma_b = 820 \dots 850$ МПа, при $\delta_5 = 20-24$ %, вони знаходять застосування в пружних елементах, пружинах, торсіонах, стільникових конструкціях тощо [54]. Сплави В-120VCA, VT15, TC6 протягом шістдесятих і початку сімдесятих років пройшли широке випробування в промисловості як в нашій країні, так і за кордоном. У США зі сплаву В-120VCA був виготовлений в декількох екземплярах невеликий військовий літак [54]. Найбільш відомі сплави і їх деякі механічні властивості в загартованому і зістареному стані представлені в таблиці 1.2.

З титанового β -сплаву VT15 була виготовлена дослідна партія циліндричних тонкостінних оболонок двигунів. Проте в серійне виробництво ці деталі запустити не вдалось в зв'язку з високою вартістю сплавів, легованих великою кількістю дорогих легуючих елементів, тривалістю і великою трудомісткістю термічної обробки зварних з'єднань.

Сплав VT35 можна віднести до середньолегованих псевдо- β -сплавів [43]. Він призначений для виготовлення листових напівфабрикатів, стільникових конструкцій, анкерних гайок, довгомірних листових лонжеронів, а також дроту, тонкостінних труб і т.п. Сплав легко піддається гартуванню. Старіння призводить до істотного зміцнення $\sigma_b \geq 1200$ МПа. У цьому сплаві β -фаза зберігається навіть при охолодженні напівфабрикатів з піччю [55]. Високоміцний псевдо β -сплав VT19 [56], створений для заміни сплаву VT15, містить (%): основа - Ti; 2,5...3,5 Al; 5...6 Mo; 3...4 Y; 4...5 Cr; 0,5...1,5 Zr; не більше 0,15 Si, 0,10 C, 0,15 O₂, 0,05 N₂, 0,015 H₂. Сплав VT19 містить β -стабілізуючі елементи з коефіцієнтом розподілу більше (молібден) і менше (хром) одиниці, а також з коефіцієнтом розподілу, що дорівнює одиниці (ванадій) [57]. Зміст β -стабілізуючих елементів еквівалентно 13,7-17,0% Mo при середньому вмісті, еквівалентному 15,3% Mo.

Таблиця 1.2 - Основні β - і псевдо- β - титанові сплави та їх механічні властивості в загартованому та відпаленому стані*

Марка сплава (хим. склад, % мас.)	K_{β}	$T_{п.п.},$ °C	Щільність, кг/м ³	$\sigma_B,$ МПа	$\delta, \%$
BT35 (Ti-3Al-15V-3Sn-3Cr-1.5Zr-1.5Mo)	1,58	760	4774	850/1350	18/8
Ti 15333 (Ti-3Al-15V-3Sn-3Cr)	1,57	760	4800	800/1300	18/10
Timet LSB (Ti-4.5Fe-6.8Mo-1.5Al)	1,58	799...815	4790	1068/1475	24,5/13,5
Beta 21S (Ti-15Mo-2.6Nb-3Al-0,8Si)	1,58	799...810	4940	880/1420	18/7
BT19 (Ti-5.5Mo-3.5V-5.5Cr-3Al-Zr)	1,72	-	4780	970/1420	18/5
8-8-2-3 (Ti-8Mo-8V-2Fe-3Al)	1,77	-	-	800/1450	20/5
BT32 (Ti-8Mo-8V-1.5Fe-1.5Cr-3Al)	1,80	780	4830	830/1350	20/6
10-2-3 (Ti-10V-2Fe-3Al)	1,30	812	4670	862/1431	34/3
BT15 (Ti-10.5Cr-7Mo-3Al)	2,45	710	4890	850/1420	12/5
TC6 (Ti-11Cr-5Mo-6V-3Al-Zr)	2,76	720	4890	850/1350	20/4
- (Ti-2.5Fe-6.8Mo-2.5Al-2V)	1,52	-	-	-/1250...1520	-/7,3...16
5-5-5-3 (Ti-0.5Fe-5Mo-5Al-5V-3Cr)	1,40	-	-	-/1200	-/6

*відпалений стан/загартований стан

Співвідношення ізоморфних (еквівалентно 7,8% Мо) евтектоїдних β -стабілізуючих елементів (еквівалентно 7,5% Мо), виражене в еквівалентних молібдену величинах, дорівнює 1:1. Сплав ВТ19 виплавляється в вакуумних дугових печах з витратним електродом, за методом подвійного переплаву. Він має високу технологічну пластичність в загартованому або відпаленому стані і високу міцність (до 1800 МПа) після старіння. Відпалені листи зі сплаву ВТ19 задовільно штампуються в холодному стані (без підігріву): коефіцієнт витяжки $K_{\text{вит}} = 1,94$. Сплав ВТ19 зміцнюється шляхом гартування в воду і старіння; гартування, деформації та старіння (НТМО); нагріву з наступним повільним охолодженням в печі (атермічне старіння) і наступним додатковим старінням або без нього. Сплав ВТ19, термічно зміцнений на високий рівень міцності, рекомендується для застосування у виробках ракетної техніки короткочасного ресурсу роботи [8, 50, 56].

Розширити обсяги застосування титанових сплавів в сучасному машинобудуванні також можливо за рахунок концепції «економного легування» титанових сплавів, яка ґрунтується на виборі таких легуючих елементів, які мали б відносно невелику вартість або входили б до складу найбільш доступних лігатур. Особливо це стосується псевдо- β -сплавів титану. Виконання даних умов дозволяє здешевити процес виробництва і, відповідно, знизити собівартість напівфабрикатів і готових виробів без істотної втрати в механічних і експлуатаційних властивостях [57, 58].

До економнолегованих титанових сплавів відносяться мало леговані сплави, що не містять дорогих і дефіцитних елементів (Мо, Та, Zr, Nb, W та ін.) і мають в основі систем легування відносно дешеві компоненти технічної чистоти (Al, Fe, Cu і т.п.) [1, 59, 60]. При шихтовці таких сплавів часто використовуються доступні «природні лігатури» - феротитан і ферованадій. До переваг економнолегованих титанових сплавів слід також віднести широкі можливості використання брухту і відходів титанового виробництва при виплавці. Сплави також можуть бути леговані мікродобавками РЗМ [61].

В останні роки все більшого поширення набувають економнолеговані титанові сплави, в яких замість дорогих легуючих елементів надають перевагу недорогими і доступними елементами, а саме: залізу, вуглецю, кисню і азоту [62-66].

Залізо є β -стабілізатором в титані, тому дуже багато уваги прикуто до використання саме заліза при розробці економнолегованих титанових сплавів. Так, в роботі [67], автори сплаву Ti-3Al-2.5V замінили ванадій на залізо з метою зменшення вартості сплаву. Отриманий сплав Ti-3Al-2.5Fe мав на 20% вищу межу текучості та на 30% більш високу міцність, ніж сплав Ti-3Al-2.5V, а також має чудову пластичність, добре зварюється (як сплав Ti-3Al-2.5V) та може піддаватися термічній обробці до широкого діапазону міцності та пластичності. В результаті були зроблені наступні висновки, щодо застосування заліза при виробництві титанових сплавів:

- Заміна заліза за властивостями рівноцінна більш дорогому ванадію;
- Скорочення витрат на шихтування заготовок для виплавки зливків;
- Приріст ваги при використанні 2-3% заліза незначний;
- Економія маси готового виробу може досягати 50% за рахунок використання титанового сплаву замість сталі [68, 69].

Однак є і недоліки цієї групи сплавів – це незавжди достатній рівень і нестабільність властивостей, внаслідок чого в даний час вони рекомендовані до застосування в основному в «наземних об'єктах» (медичні імплантати, деталі автомобілів і різні декоративні вироби) [63-66]. Останнім часом з розвитком металополімерних композиційних матеріалів економнолеговані сплави титану стали розглядатися як перспективні листові сплави для шаруватих титано-полімерних композитів авіаційного і космічного призначення [67-69].

Станом на першу половину 2014 р можна виділи декілька економнолегованих титанових сплавів, які знайшли практичне застосування в різних областях машинобудівної галузі (таблиця 1.3).

Таблиця 1.3 - Промислові і дослідні економнолеговані титанові сплави

Рік отримання патенту	Склад сплаву, %	Комерційне позначення	Розробник (країна)	Джерело
1999	Ti-4Al-2.5V-1.5Fe-0.25O	–	TIMET Corp. (США)	[70]
2001–2006	Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr-0.5Fe Ti-3Al-5V-5Mo-3Cr-0.5Fe	Ti-5553 Ti-3553	ВСМПО-АВИСМА (РФ)	[71–74]
2004	Ti-6Al-0.5...4.0Fe-0.5N-0.2O (+0.5% по масе РЗМ)	–	DaidoSteelCo. (Японія)	[75]
2004	Ti-0.8Fe-0.45Mo-0.35O-0.045N	–	ВИАМ (РФ)	[76]
2005	Ti-6Al-1.8Fe-0.1Si	Ti-62S	TIMET Corp. (США)	–
2007	Ti-1Al-0.5Si-0.3Nb	–	KobeSteelLtd. (Японія)	[77]
2007	Ti-1Cu-0.5Nb	–	NipponSteelCorp. (Японія)	[78]
2009	Ti-5Al-1Sn-1Fe-1Cr	Ti-5111	BaojiTitaniumInd. Co. (КНР)	–
2011	Ti-1Fe-0.35O-0.01N Ti-1Fe-0.30O-0.04N	Super-TiX800 Super-TiX800N	NipponSteelCorp. (Японія)	[79]
2012	Ti-4Al-0,1O-0,1Hf-V,Mo,Cr,Fe	–	Messier-Dowty SA (Франція)	–
2012	Ti-6.5Al-1.7V-1.7Mo-0.4Si-0.15Fe-0.2O-0.03C	–	TIMET Corp. (США)	[80]

Щоб знизити витрати на сировину, було вжито багато інших заходів з метою ефективного зниження витрат і на видобуток титанової губки. Є досліді, в яких титановий сплав отримували безпосередньо синтезом - хімічним способом із сировини замість приготування титанової губки. Наприклад, використовуючи TiO_2 , Fe_2O_3 , Al_2O_3 та MoO_2 , отримали сплав $Ti-4.5Al-1.5Fe-6.8Mo$ безпосередньо методом електролізу розплаву солей [81].

У 90-х роках в США, утворились компанії, що спеціалізувалися на переробці відходів, такі як IMT, Timet (філія Morgan) тощо, які отримали авіаційну сертифікацію. Компанія IMT - важливий постачальник титанових відходів для компанії Timet. Європейський Союз створив у 2017 році у Сан-Джорджіо, Франція завод по переробці та виплавці, який спеціалізувався на відпрацьованому аерокосмічному титановому сплаві, головним чином для авіаційних департаментів, таких як Airbus [82].

Окремою групою титанових сплавів прийнято вважати жароміцні титанові сплави. Згідно класифікації по структурі вони можуть належати до псевдо- α - або до титанових ($\alpha+\beta$)-сплавів [83, 84]. Жароміцні сплави на основі α -титану мають міцність при кімнатній температурі 700-850 МПа та характеризуються високою жароміцністю до температури близько 600°C. При певних співвідношеннях легуючих елементів ці сплави термічно стабільні при тривалих нагріваннях та мають максимальну температуру застосування при довготривалому навантаженні на рівні 450-600°C (300 °C для титану технічної чистоти та β -сплавів та 300-500°C для ($\alpha+\beta$)-сплавів). Основним α -стабілізатором в традиційних жароміцних титанових сплавах є алюміній, вміст якого звичайно знаходиться в межах 2-6%.

Перевагою сплавів з α -структурою є висока термічна стабільність, добра зварюваність, високий опір окислюванню. Вони, в порівнянні з ($\alpha+\beta$)-сплавами, зберігають властивості міцності до більш високих температур. Міцність і жаростійкість α -сплавів – результат зміцнення твердого розчину α -Ti.

При вмісті алюмінію у титані більше 7% твердий розчин розпадається з

виділенням дисперсної α_2 -фази, яка додатково зміцнює титан. Проте сплави такого типу чутливі до водневої крихкості. Маючі високу міцність, отриману за рахунок легування, ці сплави мають низьку технологічну пластичність, що викликає серйозні труднощі при зварюванні.

У якості жароміцних титанових сплавів, що використовуються у виробництві газотурбінних двигунів, застосовуються двофазні ($\alpha+\beta$)-титанові сплави VT3-1, VT8, VT18У, VT9 і VT25 (Sn-Mo-W-Si). За останні роки розроблені жароміцні сплави VT28 (Ti-Al-W-Zr-Sn-Mo- C-Si), VT33 (Zr-Sn-Si) і VT35 [85]. Сплав VT28 є найбільш жароміцним з існуючих титанових сплавів при 600-650 °С. Він перевершує сплави VT18 і VT18У по межі тривалої міцності (100 годин) на 17,8 %, межі повзучості — на 60 % і призначений для виготовлення дисків компресорів.

Складнолеговані сплави, розроблені ІМЕТ ім. А. А. Байкова АН СРСР, марок СТ-1 (Ti-Zr-Al-Sn), СТ-3 (Ti-Zr-Al-Mo-Fe), СТ-4 (Ti-Zr-Al-Sn-Mo)) та сплав СТ-5 на основі інтерметаліду Ti_3Al [86]. Сплав СТ-1 після загартування від 600 і 800°С має структуру α -фази, сплави СТ-3 і СТ-4 в загартованому стані мають фазовий склад $\alpha+(\alpha_2)+\beta$ і $\alpha+(\alpha_2)$ відповідно; сплав СТ-5 представляє собою α_2 -твердий розчин на основі алюмінію Ti_3Al . Сплави СТ-1 і СТ-3 мають високу короткочасну міцність до 600°С, а сплави СТ-4 і СТ-5 - до 800°С.

За кордоном у якості жароміцних застосовуються ($\alpha+\beta$)-титанові сплави Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo, Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.25Si, Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo; Ti-6Al- 5Zr-4Mo- 1Cu-0.25Si і ін. [87, 88]. Особливий інтерес представляють жароміцні титанові сплави нового покоління, які розроблені в Великобританії (ІМІ 834) та США (Timetal 1100), хімічний склад яких наведено в Таблиці 1.4. Аналізуючи хімічний склад сплавів VT18, ІМІ834, Timetal 1100, можна відмітити значно вищій вміст алюмінію в сплаві VT18У. Підвищення кількості алюмінію в сплаві VT18У може призвести до зниження пластичності. Сплав VT18У має більш низький, порівняно з іншими сплавами вміст крем-

нію, тоді коли в сплавах IMI834, Timetal 1100 він значно вище, що є найважливішим фактором, який впливає на різні властивості.

Таблиця 1.4.Хімічний склад сучасних жароміцних титанових сплавів

Хімічний склад сплавів, % мас.									Механічні характеристики		
Сплав	Al	Sn	Zr	Nb	Mo	V	Si	C	Темп. випроб.	σ_B , МПа	δ , %
BT18У	6,5*	2,5	4,0	1,0	0,7	-	0,15	-	+20	950	11
									+600	590	12
IMI834	5,8	4	3,5	0,7	0,5	-	0,33	0,06	+20	1020	6
									+600	646	10
Timetal 1100	6,0	2,75	4,0	-	0,4	-	0,45	-	+20	970	12
									+600	701	14

*Допускається верхня межа вмісту алюмінію в сплаві – 7,3%

Відмінна особливість сплавів IMI834 і Timetal 1100 – високий вміст кремнію (відповідно 0,35 і 0,45%), що може привести до появи в структурі вільних силіцидів.

Проведений аналіз літературних даних дозволяє зробити висновок, що розвиток авіаційної та ракетної техніки вимагає подальшого підвищення експлуатаційних характеристик титанових сплавів і для цього у провідних матеріалознавчих центрах Росії США, ЄС і Китаю проводяться інтенсивні роботи зі створення нових і модернізації існуючих титанових сплавів як $\alpha+\beta$ -сплавів (сплави BT23Л, BT23К, BT43), так і сплав перехідного класу на зразок VST5553 (Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr), чи псевдо- β -сплавів. Таким чином, створені в даний час новітні псевдо- β -сплави в тому числі економнолеговані титанові сплави мають сприятливий комплекс міцності і особливо пластичних властивостей, що перевершує як за абсолютними значеннями, так і за питомими показниками якості α - і $\alpha+\beta$ -сплавів при кімнатній температурі. Багато з них можуть бути використані для виробництва листових штамповок без нагріву

заготовок з подальшим зміцненням готового продукту за допомогою низькотемпературного старіння. Слід мати на увазі, що конструкційні псевдо- β -сплави перевершують α - і $\alpha+\beta$ -сплави за технологічними характеристиками [89], таким як здатність до штампування, коефіцієнт витяжки і виявляються більш привабливими для листового штампування, та виготовлення зварних з'єднань.

1.2 Способи зварювання титанових сплавів плавленням

Найважливішими фізико-хімічними властивостями сплавів на основі титану, що визначають їх зварюваність, є: хімічна активність титану по відношенню до газів атмосфери, особливості поліморфного перетворення в титані, відносно низька теплопровідність і висока теплоємність титану [90]. Титан - хімічно активний метал. Характер його взаємодії з газами атмосфери викликає значні труднощі при термічній обробці і в першу чергу при зварюванні [91, 92, 93]. Помітне поглинання кисню титаном починається вже при температурі 500°C , азоту - при температурі 600°C . Наявність домішок внедріння - таких як кисень негативно позначається на властивостях зварних з'єднань високоміцних титанових сплавів. Тому технологи зварювання цих сплавів повинні перш за все забезпечувати надійний захист зони зварювання і з'єднання що охолоджується. Домішки внедріння – гази викликають крихке руйнування швів, збільшують їх схильність до утворення холодних тріщин, уповільненого руйнування і чутливість до надрізу. Опір титану утворенню холодних тріщин при зварюванні знижується зі збільшенням вмісту водню, азоту та кисню. Найбільш сильний шкідливий вплив водню викликає гідридне перетворення, що протікає зі зміною об'єму [94, 95]. Збільшення вмісту β -стабілізуючих зміцнювальних елементів вище певних меж також може спричинити локалізацію пластичної деформації за границями зерен. Така ж дія має інтенсивне насичення меж зерен вакансіями. В результаті гідридного перетворення відбувається значна локальна деформація по межах

зерен та площин ковзання, що призводить до надмірної концентрації вакансій та сприяє цим зародженню холодних тріщин. З підвищенням вмісту β -стабілізуючих евтектоїдоутворюючих елементів у сплаві (Mn, Cr, Fe і т. д.) схильність до розтріскування підвищується. Ізоморфні β -фазі елементи (Mo, V тощо) не надають такого негативного впливу [96].

Для зварювання високоміцних титанових ($\alpha+\beta$)-сплавів, псевдо- β сплавів знайшли застосування наступні методи: аргонодугове зварювання, електронно-променеве зварювання, лазерне зварювання для жароміцних титанових псевдо- α -сплавів аргонодугове зварювання практично не застосовується [97, 98]. Кожен конкретний вид зварювання (аргоно-дугове з присадкою і без присадки, за один або кілька проходів, електроннопроменеве, електрошлакове, контактне і тощо.) має свій специфічний вплив на титанові сплави і приводить до змін хімічного і фазового складів металу в зоні зварювання (шві, перехідній зоні, зоні термічного впливу). У свою чергу це призводить до різних фізико-механічних властивостей зварного з'єднання в різних ділянках. Зварне з'єднання являє собою стан, при якому метал має певний комплекс фізико-механічних і експлуатаційних характеристик, що відрізняються від аналогічних характеристик основного металу. Все це доводиться враховувати при використанні зварювання для виготовлення конструкцій з високоміцних титанових сплавів.

Негативно впливає на властивості зварних з'єднань низька теплопровідність титанових сплавів, що викликає перегрів металу околошовної зони і збільшення розмірів мікрозерна при нагріванні в β -області поблизу лінії сплавлення, а також виникнення значних залишкових напружень, що створюють можливість уповільненого руйнування зварних з'єднань [99]. При оцінці впливу способу зварювання на властивості з'єднань титанових сплавів виходять з того, наскільки надійно забезпечується захист зони зварювання і остигаючої ділянки з'єднання від взаємодії з атмосферою. Надійність захисту і виключення перегріву околошовних ділянок утруднені внаслідок низької теплопровідності і об'ємної теплоємності титану [27, 94]. Тому для

з'єднання титанових сплавів мають переваги ті методи зварювання, при яких забезпечується мінімальний час перебування металу в області високих температур. Причому для сплавів малої міцності, конструкційних псевдо- α сплавів бажано забезпечити максимальну швидкість охолодження. Однак при зварюванні високоміцних сплавів титану з метою усунення окрихчення колошовної зони доцільно застосовувати режими зварювання, що дозволяють отримувати повільне охолодження.

Розглянемо основні способи зварювання плавленням конструкційних($\alpha+\beta$)-сплавів та титанових псевдо- β -сплавів. Найбільш поширеним способом зварювання плавленням титанових сплавів є зварювання в захисному газі, електродом який не плавиться [100]. При такому способі зварювання якість з'єднань визначається, в основному, надійністю захисту і чистотою захисного газу. Витрата захисного газу при зварюванні титану більше, ніж при зварюванні інших металів (наприклад, корозійностійкої сталі). Зворотний бік шва захищають за допомогою підкладок. Зварювання неплавким електродом (в основному використовуються ітрировані або лантановані вольфрамові електроди) [101, 102] виконують на постійному струмі прямої полярності. Джерела живлення дуги і апаратура мало відрізняються від таких що використовуються при зварюванні інших металів [103, 104]. При зварюванні титану малої товщини (менше 1,5...2 мм) знаходить застосування імпульсно-дугове зварювання неплавким електродом, що забезпечує стабільність якості з'єднань. Так, при імпульсі тривалістю 0,2...0,3 с і паузі 0,1...0,2 с вдається виконувати зварювання як би точками з перекриттям [105]. При цьому помітно зменшується перегрів металу, знижуються зварювальні деформації, а в ряді випадків підвищується пластичність швів. При імпульсно-дуговому зварюванні титану вольфрамовим електродом, без присадного металу деформації в порівнянні зі звичайною аргоно-дуговим зварюванням знижуються в залежності від товщини металу: для товщини 0,5 мм - на 30%; для товщини 1,0 мм - на 25% для товщини 2 мм - на 15%.

Спосіб зварювання вольфрамовим електродом, зануреною дугою, розроблений для титану А. П. Горячевим, дозволяє за один прохід зварювати метал середньої товщини (до 10 мм) [106, 107]. При такому способі зварювання використовують підвищені значення сили зварювального струму з примусовим зануренням дуги нижче поверхні крайок, що зварюються. До основних недоліків цього способу зварювання відноситься надмірна ширина шва, великі розміри околшовної зони і складність зміни хімічного складу шва. Для з'єднання титанових сплавів товщиною до 10...12 мм без оброблення крайок доцільно застосування зварювання з наскрізним проплавленням [108].

Зварювання вольфрамовим електродом металу великої товщини по вузькому зазору [109-111] може застосовуватися і для з'єднання високоміцних титанових псевдо- β -сплавів титану при виконанні швів великої товщини.

Отримав також промислове застосування ефективний спосіб аргонодугового зварювання в захисному газі вольфрамовим електродом, із застосуванням безкисневих флюсів-паст типу АНТ-23, АНТ-25 (аргонодугове зварювання по флюсу). Флюс, попередньо нанесений на кромки, при аргонодугового зварюванні викликає різке збільшення глибини проплавлення і зменшення ширини швів [112-115]. Металургійні процеси, що протікають при зварюванні між розплавленим металом і флюсом, сприяють зниженню пористості шва [116, 117].

Процес аргоно-дугового зварювання електродом що плавиться безсумнівно має основну перевагу в порівнянні з іншими видами, що застосовуються для зварювання високоміцних сплавів титану таку як велика продуктивність при зварюванні з обробленням кромки [118-120]. Основною проблемою при зварюванні титану і сплавів на його основі, електродом що плавиться є інтенсивне розбризкування присадного металу і пов'язане з цим порушення якості захисту зони зварювання. При вивченні впливу режимів зварювання на стійкість горіння дуги при різних діаметрах електродного дроту і

величинах вильоту електрода було встановлено, що розбризкування присадного металу залежить від характеру перенесення електродного металу, який визначається полярністю і щільністю струму [121, 122]. Зварювання на прямій полярності забезпечує конструктивно плавний перехід від зварного шва до основного металу, високий коефіцієнт форми шва і невелику глибину проплавлення [123, 124]. Використання прямої полярності при зварюванні титану електродом який плавиться зменшує розбризкування електродного металу [125, 126]. Аналогічна картина спостерігається і при зварюванні на зворотній полярності - збільшення щільності струму призводить до подрібнення крапель і збільшення частоти відділення крапель від електрода. При певній щільності струму перенесення електродного металу набуває струменевий характер. Ця форма перенесення характеризується стійким горінням дуги, зменшенням розбризкування електродного металу, підвищенням ефективності проплавлення і якості зварного шва. Перехід до струменевого перенесення при зварюванні титанових сплавів на зворотній полярності з використанням електродної дротів діаметром 1,5 мм спостерігається при щільності струму 180 А/мм. Збільшення вильоту електрода для підтримки стійкості процесу вимагає підвищення швидкості подачі дроту. Однопрохідне зварювання доцільне при товщині титанових сплавів не більше 25 мм, для великої товщини рекомендується застосовувати багатопрохідне зварювання.

Присадні матеріали для зварювання слід вибирати в залежності від марки зварюваного сплаву, товщини металу і технології зварювання [101, 105, 127, 128]. У разі зварювання високолегованих псевдо- β титанових сплавів, а також титану вибір присадного матеріалу пов'язаний зі значними труднощами, що пов'язано з малою номенклатурою зварювальних дротів з титанових сплавів і відсутністю зварювальних дротів з псевдо- β титанових сплавів [128]. Тому зварювання плавким електродом титанових псевдо- β -сплавів становить проблему.

Вперше автоматичне зварювання титану та його сплавів під флюсом було розроблене С. М. Гуревичем в Інституті електрозварювання імені Є.О. Патона [129]. Високотемпературні безкіслородні флюси АНТ-1 та АНТ-3, які застосовуються при цьому способі зварювання забезпечують захист зварних з'єднань титану в умовах дугового зварювання [130]. Автоматичне зварювання застосовується головним чином для зварювання деталей товщиною понад 3 мм на постійному струмі зворотної полярності. Для зварювання деталей товщиною до 6 мм застосовується флюс АНТ-1, а для товщини більше 6 мм застосовується флюс АНТ-3. Проводяться дослідні роботи по використанню напівавтоматичного зварювання під флюсом [131].

Широке застосування у виробництві виробів з титанових сплавів знайшов спосіб електронно-променевого зварювання [132, 133, 134]. При ЕПЗ енергія, що витрачається на плавлення металу, виділяється в результаті інтенсивного бомбардування металу, який зварюється, в місці з'єднання швидкорухомими електронами в вакуумі. Висока концентрація енергії уможливіє зварювання з незвичайному для дугових методів співвідношенням між шириною шва і глибиною проплавлення, наприклад, 1: 3 і 1:20, а також отримання вузьких околошовних зон. ЕПЗ здійснюється у вакуумних камерах, зварювання виконується переважно при тиску залишкових газів порядку 10^{-2} Па. Тому при цьому виді зварювання майже повністю виключається забруднення шва шкідливими домішками - газами: азотом, киснем, а також воднем, завдяки чому забезпечується висока пластичність і в'язкість з'єднань [135-138]. Знайшли застосування не тільки малогабаритні установки, але також і вакуумні камери великих розмірів (довжиною і діаметром в декілька метрів) з насосами для безолійного відкачування, а також камери з локальним вакуумом. Електронно-променеве зварювання дозволило отримувати з'єднання нового типу [139], стало можливим зварювання з'єднань з прорізними швами, електрозаклепками, у вузьких щілинах і ін. [140]. Сучасна апаратура дозволяє виконувати однопрохідними швами з'єднання металу тов-

щиною 150...200 мм і більше [141]. А також виконувати електронно промене-ве 3d-наплавлення титанових деталей складної форми [142, 143].

В даний час ЕПЗ широко застосовується для з'єднання елементів кон-струкцій із сплавів ВТ6С, ВТ6, ВТ14 та деяких інших, що містять β -стабілізуючі елементи в кількості 3...4 мас. % [144-148]. Для більш легованих сплавів - ВТ23 і ВТ22 ЕПЗ прийнятна в тих випадках, коли зварні з'єднання експлуатуються в стані після зварювання і відпалу [147, 148]. Для того, щоб забезпечити працездатність зварних з'єднань цих сплавів, виконаних ЕПЗ, в термічно зміцненому стані, необхідно або змінювати склад металу шва або оптимізувати параметри термічної обробки з'єднань [149-151].

Іншим технологічним засобом, який широко використовується для зва-рювання, різання, наплавлення та термообробки поверхні, є лазерне випро-мінювання [101, 152, 153]. Завдяки високій концентрації енергії в лазерному пучку, можливості локальної дії на виріб, а також можливості передавати енергію лазерного випромінювання на значні відстані, в тому числі з викори-станням гнучких світловодів лазери можуть забезпечити високу продуктив-ність і прецизійність обробки [154, 155]. Крім того, лазерні технології дозво-ляють, на відміну від електронно-променевих, проводити процес при атмос-ферному тискові. Це, в першу чергу, пов'язано з низькою ефективністю на-грівання титанових сплавів лазерним випромінюванням, обумовленою їх ви-сокою здатністю віддзеркалювати лазерне випромінювання при довжинах хвиль, властивих для технологічних лазерів. Другим фактором, що знижує ефективність використання лазерного випромінювання, є індукована ним приповерхнева плазма, яка істотно зменшує частку енергії, яка вводиться ла-зерним пучком в оброблюваний виріб [156]. Існують труднощі, пов'язані із потребою у застосуванні додаткових технологічних прийомів, один з яких – необхідність зміни хімічного складу зварного шва, що потребує наприклад введення додаткового матеріалу або присадного дроту [157, 158]. Такий прийом потребує розробки складних систем газового захисту зварювальної

ванни та додаткових витрат лазерної потужності. Внаслідок цього лазери залишаються недостатньо ефективним і дуже дорогим інструментом для реалізації більшості технологічних процесів обробки матеріалів [159, 160].

Метод електронно-променевої термообробки металевих виробів в порівнянні з традиційними (пічний відпал, гартування, ТВЧ, цементізація, азотування тощо) забезпечує більш високі міцнісні і металургійні характеристики зміцненого шару і локальність обробки, що дає мінімальні деформації виробів. Для цієї технології, як і для електронно-променевого зварювання, використовується тонкий аксіально-симетричний електронний пучок діаметром 0,1-1 мм і потужністю 1-12 кВт. Таке висококонцентроване джерело енергії в вакуумі (на рівні 10^{-2} Па) при забезпеченні відповідної короткочасності термічного впливу дозволяє отримувати високі швидкості нагріву і охолодження оброблюваного металу, тобто ефект гартування, в т.ч. з рідкого стану. За допомогою високошвидкісної растрової розгортки електронного пучка і цифрового управління формується програмно-кероване джерело нагрівання, що розподіляється. Растр на плоскій поверхні можна формувати у вигляді прямокутника, трапеції, круга, кільця та інших фігур [161]. Завдяки цьому поверхневе термозміцнення можна досягти і на малогабаритних, тонкостінних виробах, а також на виробах складної конфігурації [162].

Електронно-променеву обробку металів і сплавів проводять в основному на наступних напрямках [163, 164]:

- відпал заготовок або їх зварних з'єднань для дегазації металу, зміни фазового складу і структури сплавів, а також зниження залишкових напруг [165, 166];

- оплавлення поверхні і подальше затвердіння з невеликими швидкостями просування фронту фазових перетворень. Здійснюється з метою рафінування металу біля поверхні заготовки від домішок і включень без додаткового легування, а також для усунення (заварювання) поверхневих дефектів;

- гартування сплавів з твердого стану зі швидкостями нагрівання й охолодження;

- поверхневе легування, наплавлення матеріалу, обробка попередньо нанесених на матеріал покриттів, нагрівання шарів після хіміко-технологічної обробки.

Тому доволі доцільно для титанових псевдо- β -сплавів застосування ЕПЗ разом з локальною термічною обробкою (ЛТО) електронним променем. Застосування електроннопроменевих і лазерних джерел дозволяє точно локалізувати і дозувати енергію яка виділяється, завдяки високій щільності потужності різко скоротити тривалість нагрівання і виключити необхідність застосування охолоджуючих рідин, максимально знизити газонасиченість і викривлення матеріалів [166].

ЛТО електронним пучком дозволяє проводити зварювання і термічну обробку в єдиному технологічному циклі на одному і тому ж обладнанні, без розгерметизації камери, що скорочує тривалість виготовлення зварних конструкцій і знижує їх собівартість [167, 168].

1.3 Зварюваність високоміцних титанових сплавів

Сплави на основі титану, загалом, мають хорошу зварюваність і в цьому плані ефективніші, ніж сплави на основі алюмінію [169, 170]. Однак працездатність зварних з'єднань високоміцних сплавів титану, зокрема сплаву ВТ22, значно нижча, ніж основного металу [171-173]. Традиційний спосіб підвищення їх експлуатаційної працездатності - це потовщення металу в зоні зварювання [174, 175], що компенсує нижчу міцність шва та пластичність зони термічного впливу порівняно з основним металом (рис. 1.4).

Структура, фазовий склад та властивості двофазних ($\alpha+\beta$)-титанових сплавів визначаються параметрами термічної обробки зокрема максимальними температурою та швидкістю нагріву, тривалістю витримки при цій температурі, швидкістю охолодження [176-178]. Тому вони дуже чутливі до термі-

чного циклу зварювання з властивими йому швидкими нерівномірними у часі швидкостями нагрівання та охолодження.

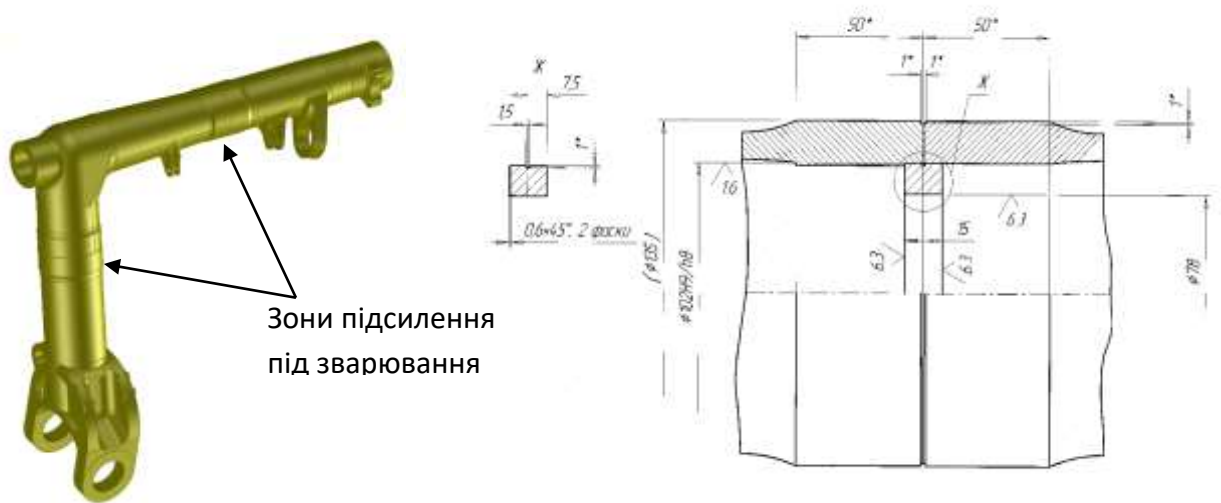


Рисунок 1.4 – Типовий зварний вузел шасі зі сплаву VT22

Залежно від характеру термічного циклу в зоні зварного з'єднання змінюється структурно-фазовий стан сплаву та, як наслідок, його механічні властивості [181]. Тому при зварюванні таких сплавів необхідно не тільки дотримуватись усіх технологічних вимог, які диктуються особливостями фізико-хімічних властивостей титану як такого, тобто застосовувати способи зварювання, при яких тривалість перебування металу при зварювальних температурах буде мінімальна, а зона зварювання та остигаючі ділянки зварного з'єднання будуть надійно захищені від контакту з повітрям, але необхідно також забезпечити ряд додаткових конструктивно-технологічних вимог. Істотні зміни структури та фазового складу спостерігаються і в навколошовній ділянці ЗТВ, де температура перевищує температуру $(\alpha+\beta)\rightarrow\beta$ перетворення. Тут збільшується розмір β -зерен та укрупнюються продукти розпаду метастабільних фаз. Іноді саме навколошовна ділянка ЗТВ є визначальною в оцінці зварюваності сплаву і працездатності зварних з'єднань, що пов'язано з тим що зростання зерна сприяє зниженню міцності і особливо пластичності металу, викликає серйозні труднощі при його термічній обробці. Це з тим, що крупнозерниста структура термодинамічно менш стійка і за наступних обро-

бках призводить до фазової неоднорідності в ЗТВ і небажаному зміни властивостей.

Титанові сплави з $K_{\beta} = 0,3 \dots 0,9$ мають термодинамічну діаграму типу II і є сплавами мартенситного типу, типовим представником таких сплавів є сплав ВТ6. У цих сплавах ($\beta \rightarrow \alpha'$)-перетворення відбувається за нижчих температур. Температурний інтервал перетворення на діаграмах цього розширюється зі збільшенням легування і зростанням швидкості охолодження. Структура навколошовної зони являє собою мартенситну голчасту α' -фазу (або α'' -фазу) на тлі залишкової β -фази, кількість якої зі збільшенням швидкості охолодження зростає. $\beta \rightarrow \omega$ -перетворення. Зміна фазового складу при зварюванні сплаву ВТ6С вивчена в роботі [181]. Численними дослідженнями показано, що ω -фаза в сплаві ВТ6 ні в процесі зварювання, ні при термообробці не утворюється. Це є значною перевагою сплаву ВТ6 оскільки В. Ф. Грабін при побудові термодинамічних діаграм для сплаву ВТ6 виявив у вузькому інтервалі великих швидкостей охолодження ефект, характерний для утворення ω -фази. Шоршоров при дослідженні фазових перетворень при зварюванні в сплаві ВТ 14 виявив ($\beta \rightarrow \omega$)-перетворення за ефектом стиснення на дилатометричних кривих. Можливе за певних умов утворення у сплавах типу ВТ6 і ВТ14 ω -фази. Однак ефект ($\beta \rightarrow \omega$)-перетворення в цих сплавах не має помітного практичного впливу. Структура навколошовної зони сплавів цієї групи відрізняється підвищеною міцністю та зниженою порівняно з основним металом пластичністю, в основному внаслідок утворення α' -фази. Величини оптимальних швидкостей охолодження при зварюванні залежать від кількості легуючих елементів у сплаві, від стабільності β -фази та кінетики її розпаду. Для сплаву ВТ6 оптимальні значення лежать в інтервалі низьких швидкостей [182, 183] для сплаву ВТ14 спостерігається зниження пластичності в широкому інтервалі середніх швидкостей.

Застосування сплавів мартенситного класу в стані після зварювання може призвести до подальшого зниження пластичності в процесі дисперсійного твердіння внаслідок розпаду метастабільних фаз під дією напруг і тем-

ператури. Зварні конструкції з цих сплавів слід піддавати термічній обробці не тільки для зняття зварювальних напруг, але і для стабілізації структури.

Підвищення пластичності зварних з'єднань при збереженні міцності близької до цього показника основного металу досягається лише після загартування від температури на 20-30°C нижче температури $(\alpha+\beta)\rightarrow\beta$ перетворення та подальшого низькотемпературного старіння в інтервалі 350-390 °C [101, 184, 185]. При старінні в умовах низьких температур зменшується дифузійна рухливість легуючих елементів, а, отже, значно знижується хімічна неоднорідність та відмінність у міцності матриці та зміцнювальних фаз. В даний час у промисловості використовуються головним чином технологічні шляхи підвищення зварюваності $(\alpha+\beta)$ -сплавів титану.

В процесі термічного циклу зварювання в зварному з'єднанні титанових псевдо- β -сплавів фіксується виключно метастабільна β -фаза [185, 186]. В цьому стані фізико-механічні властивості зварного з'єднання і основного металу практично однакові. Наступний нагрів зварного з'єднання при тривалій експлуатації може супроводжуватись крихкістю як зварного з'єднання, так і основного металу. Зміцнююча термічна обробка (закалювання та старіння) зварного з'єднання, як правило, супроводжується різким зниженням пластичності при значному зростанні міцності. Високий вміст β -стабілізаторів в псевдо- β сплавах приводить к хімічній неоднорідності при кристалізації у шві, про що свідчить дендритна будова внутризеренної структури. За даними РСА, у загартованому стані зварне з'єднання і основний метал мають структуру термічно нестабільної β -фази із періодом решітки $a\beta=0,3245$ нм. Металграфічний аналіз показав, що основний метал представлений однорідною зеренною структурою у вигляді правильних поліедрів розміром 80–200 мкм. В зоні термічного впливу розмір зерна збільшується у напрямку від основного металу до шва до 200-300 мкм, що обумовлено більш високими температурами нагріву цієї частини металу при зварюванні, ніж при загартуванні.

Для зони шва характерна типова лита структура у вигляді крупних, витягнутих до центру шва стовпчастих кристалітів.

Кількість β -фази, що збереглася в сплаві, визначається швидкістю охолодження і концентрацією легуючого елемента. Співвідношення дифузійних та бездифузійних процесів при розпаді β -фази в процесі охолодження можна подати у вигляді схеми наведеної на рис. 1.5. Залежно від швидкості охолодження та положення С-подібних кривих щодо температур M_H та M_K можливе утворення α -фази з різною участю кожного з цих механізмів [96]. Тільки за швидкості охолодження V_1 процес починається і завершується по мартенситному механізму. При швидкості охолодження V_2 почалося при температурі M_H по мартенситному механізму перетворення до завершення відчуває вплив дифузійного розпаду. Інша ситуація реалізується при швидкості охолодження V_3 , коли зародження α -фази відбувається за дифузійним механізмом, але надалі розвивається за мартенситним.

Схема, що ілюструє взаємозв'язок дифузійних і бездифузійних процесів при охолодженні гомогенної β -фази високолегованих сплавів мартенситного класу, з урахуванням зміни температурного інтервалу мартенситного перетворення при уповільненні охолодження представлена на рис. 1.5, б. При швидкості охолодження V_1 $\beta \rightarrow \alpha''$ перетворення здійснюється за суто мартенситним механізмом. При швидкостях охолодження V_2, V_3 і V_4 продуктами мартенситного перетворення, якому передують дифузійні процеси, будуть структурні стани, що включають відповідно $(\alpha'' + \beta)$ -, $(\alpha'' + \alpha' + \beta)$ - і $(\alpha' + \beta)$ - фази. І лише за швидкості охолодження V_5 виділення α -фази відбудеться за дифузійним механізмом.

Таким чином режим зварювання безпосередньо має вплив на кількість β -фази в металі шва. Так в роботі [185] було досліджено вплив способів зварювання і режимів термічної обробки на структуру та властивості листових (4 мм) зварних з'єднань псевдо- β -сплаву ВТ15. На основі вивчених їх структурних, фізичних та механічних властивостей було зроблено висновок про те,

що для отримання якісних зварних з'єднань із сплаву ВТ15 більш доцільно застосовувати методи зварювання, які забезпечують високу швидкість охолодження. До них відносяться електронно-променеве та аргоно-дугове зварювання із застосування флюса, при яких забезпечується мінімальна кількість α -фази в структурі з'єднань і відсутність інтерметаліду TiCr_2 .

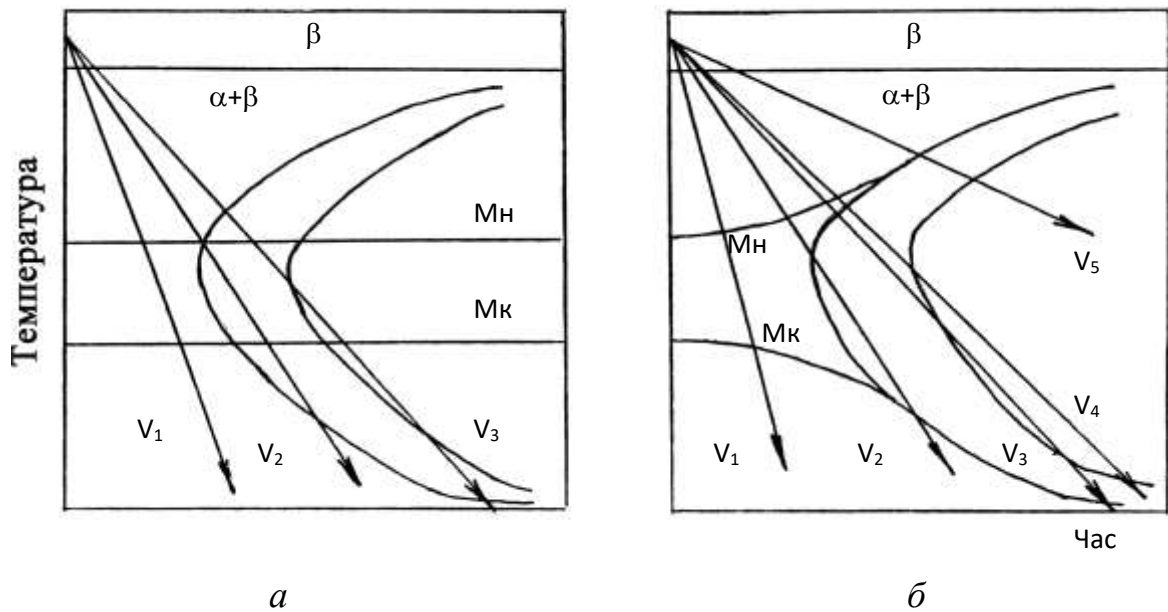


Рисунок 1.5 – Схема, що ілюструє зміну механізму розпаду β -фази в залежності від швидкості охолодження без урахування (а) та з урахуванням (б) концентраційних змін у β -фазі на стадії, що передують мартенситному перетворенню [96]

Зниження механічних властивостей зварних з'єднань пов'язують з розміром зерна. Однак наявність грубої грубозернистої структури не є головною причиною зниження механічних властивостей, так як метал шва після зварювання сплаву ВТ15 володіє більшою пластичністю (кут вигину $\alpha=180^\circ$), ніж основний метал ($\alpha=60^\circ$). Величина зерна проявляє себе при старінні через неоднорідність розпаду [187]. Збільшення розміру зерен супроводжується збільшенням концентрації домішок кисню та азоту (атомні діаметри яких в порівнянні з атомом титану менше на 59,2 і 51% відповідно) по межах зерен, протяжність яких зменшується. Велика чутливість до домішок титанових β -

сплавів, ніж α -сплавів, пояснюється наступним. Низька температура ($\beta \rightarrow \alpha$)-перетворення β -сплавів призводить до того, що метал шва і ОШЗ в процесі термічного циклу зварювання більший час знаходиться в однофазній β -області, коли має місце інтенсивна дифузія домішок до границь β -зерен. У процесі зварювання β -сплавів бажано зменшити час перебування металу при температурі β -області, в зв'язку з чим швидкість охолодження після зварювання рекомендується підтримувати в межах 100...500°C/с. В цілому для підвищення механічних властивостей зварних з'єднань β -сплавів можна застосувати наступні способи термічної обробки:

- старіння в процесі безперервного охолодження з високої температури до 18...20°C з регламентованої швидкістю, що забезпечує перетин лінії, що характеризує швидкість охолодження, області розпаду метастабільною β -фази;

- охолодження з високої температури у воді, на повітрі і в інших середовищах до 18...20°C і ізотермічний старіння;

- охолодження з високої температури до температури старіння зі швидкістю 4°C/хв (в печі) і подальшого старіння.

В таблиці 1.5 наведено механічні властивості зварних з'єднань сплаву ВТ15 після різних способів зварювання.

Таблиця 1.5 - Вплив способу зварювання на механічні властивості зварних з'єднань сплаву ВТ15 [120]

Спосіб зварювання	σ_b , МПа	КСУ, МДж/м ²	α , град
Плавким електродом під флюсом АНТ-7	888	0,28	50
Неплавким електродом в аргоні	874	0,40	180
Неплавким електродом по флюсу	857	0,58	160
Електронним променем	856	0,80	180

Як видно із цих даних, міцність металу шва залишається приблизно на одному рівні, у той час, як пластичність і ударна в'язкість збільшуються по

мірі збільшення швидкості охолодження металу шва (від автоматичного зварювання під флюсом до електронно-променевого).

В.М.Моїсєєв та ін. [37, 49] вважають, що несуча здатність металу шва титанових псевдо- β -сплавів при статичних та циклічних навантаженнях головним чином визначається їх хімічним, фазовим складом та внутрішньозеренною структурою. Вплив розміру зерна литого металу шва на його механічні властивості не такий значний.

У високолегованих промислових псевдо- β -титанових сплавах, таких як, VT32, у стовпчастих β -кристалах виявляється дендритно-осередкована (ячеїста) структура, утворення якої свідчить о концентраційному і термічному переохолодженні розплавленого металу та внутрішньо-дендритній ліквідації. За допомогою мікрорентгеноспектрального аналізу автор визначив, що міжосьові простори металу шва збагачені алюмінієм и ванадієм, а осі – молібденом. [186, 187].

Для титанових псевдо- β -сплавів із збільшенням ступеню легування характерно більш значна зміна хімічного складу, структури, механічних властивостей швів в залежності від способу зварювання і товщини з'єднань [188-192]. Дослідження показали, що при вмісті більше 5V, 3Mo, 1.8Cr, 1.2Cr простежується значна неоднорідність розподілу цих елементів, при чому особливо нерівномірно розподіляються молібден, хром і залізо. Швидкість охолодження також надає вплив на ступінь внутрізеренної ліквідації легуючих елементів, яка особливо сильно проявляється при повільному охолодженні. При малих швидкостях охолодження (зварювання металу великої товщини) спостерігається посилення ліквідації у відповідності із дифузійним механізмом кристалізації. Із ростом швидкості охолодження ліквідація зменшується і може не реалізовуватись, якщо дифузійний механізм кристалізації змінюється на бездифузійний.

С.З. Бокштейн [193] показав, що концентраційна неоднорідність, яка виникає в процесі охолодження високолегованого металу, достатньо стабільна при подальшому нагріві. Навіть тривалий відпал при 700-750 °C не усуває

вже виниклу концентраційну неоднорідність, що пояснюється стабільністю дефектів на поверхнях розділу фаз і взаємодією домішок атомів з цими дефектами.

У зв'язку із високим вмістом β -стабілізаторів у псевдо- β -титанових сплавах інтервал швидкостей охолодження при зварюванні обирають таким чином, щоб зменшити хімічну та фізичну неоднорідність у зварних швах та ЗТВ [194, 195]. Через те, що при зварюванні цих сплавів розвивається внутрішньо-дендритна ліквіація у шві, зростання зерен у шві та навколошовній зоні, збагаченій приграничними областями зерен та субзерен легуючими елементами особливо залізом, нерівномірний розпад β -фази в зоні термічного впливу, в зоні термічного впливу проявляються холодні тріщини (рис.1.6.), що пов'язано із виділенням при охолодженні крихких фаз.

Поперечні холодні тріщини



Рисунок 1.6 – Холодні тріщини в зварному з'єднанні економнолегованого псевдо- β -сплаву, виконаному ЕПЗ

В навколошовній зоні з'єднань титанових псевдо- β -сплавів в β -зернах відсутні виділення α -фази, а будова β -фази залежить від ступеня легування сплаву. У з'єднаннях сплаву Ti-3Al-6.5Mo-6.5V-1Fe-1Cr у ЗТВ спостерігається збільшена густина дефектів у вигляді ліній ковзання, двійників, скупчення дислокацій, полоси ковзання при невеликій зміні кута переходять у сусідні зерна, в полосах ковзання створюється найбільша густина дислокацій. Все це свідчить про початкову стадію деформації і можливого зародження тріщини у ЗТВ у випадку навантажень.

В більш легуваних псевдо- β -титанових сплавах (BT32 та Ti-3Al-10Mo-10V-1Fe-1Cr) полоси ковзання і двійників в зоні термічного впливу практично не спостерігаються, густина дислокацій зменшується в порівнянні з менш легуваними псевдо- β -сплавами в результаті часткового протікання процесів полігонізації та рекристалізації. В ЗТВ зварних з'єднань сплаву BT32 спостерігається полігонізаційна структура із кутом розорієнтування субзерен до 5° . У з'єднаннях сплаву Ti-3Al-10Mo-10V-1Fe-1Cr присутні окремі полігонізаційні та рекристалізовані β -зерна, розташовані нерівномірно. В найбільш легуваному сплаві (серед досліджуваних) Ti-3L-12Mo-12V-1.5Fe-1.5Cr в ЗТВ зварних з'єднань не спостерігаються субструктура та дрібні β -зерна, що свідчить про відсутність процесів полігонізації та рекристалізації в умовах термічного циклу зварювання внаслідок високої стабільності β -фази і малої дифузійної рухливості атомів легуючих елементів. В тому випадку, якщо зварювали напівфабрикати відпалених титанових псевдо- β -сплавів, структура яких представлена α - і β -фазами, в ЗТВ чисті β -зерна у навколошовній зоні змінюються β -зернами із поступово збільшеною кількістю виділень α -фази при наближенні до основного металу. Коли структура вихідних перед зварюванням напівфабрикатів представлена тільки метастабільною β -фазою, у всіх зонах зварних з'єднань, виконаних ЕПЗ та АДЗ без присадки, присутня одна β -фаза. В цьому випадку з'єднання псевдо- β -сплавів відрізняються високою

пластичністю і малою міцністю. Для зварних з'єднань псевдо- β -сплавів наступна термічна обробка обов'язкова внаслідок метастабільності β -фази.

Для силових елементів літаків типу АН широко використовується високоміцний двофазний ($\alpha+\beta$)-титановий сплав ВТ22 (система Ti-5Al-5Mo-5V-1Fe-1Cr). Його застосовують у відпаленому та термічно зміцненому стані. Структура відпаленого сплаву ВТ22 представлена приблизно рівними кількостями α - і β -фаз і тому він відноситься до самих міцних титанових сплавів у відпаленому стані. Оскільки по ступеню легування сплав ВТ22 відноситься до сплавів критичного складу, то під впливом термічного циклу зварювання в металі шва і ЗТВ формується фазовий склад і структура з крайньою низькою пластичністю та ударною в'язкістю. Якщо зварне з'єднання піддати зміцнюючій термічній обробці по режимах, які рекомендуються для основного металу, то відзначається зниження механічних властивостей у зварному з'єднанні. Тому при виготовленні зварних товстостінних деталей і вузлів силових елементів літаків, для яких неприйнятне термічне зміцнення шляхом загартування й наступного старіння, використовують основну перевагу сплаву ВТ22 у порівнянні з іншими титановими сплавами - можливість зміцнюватися при багатоступінчастому відпалі з регламентованою швидкістю охолодження [101].

Використання дешевших легуючих елементів замість ніобію і ванадію для стабілізації ОЦК решітки β -фази було виконано для кількох дешевих сплавів з кованого титану [195, 196], таких як Ti-5Al-2.5Fe і Ti-1.5Al-5.5Fe-6.8Mo (TIMETAL), завдяки його стабілізуючій дії на β -фазу. Тим не менш, висока щільність заліза та утворення крихких інтерметалідних фаз на основі TiFe (відповідно до двійкової фазової діаграми Ti-Fe [197]) є важливим і обмежуючими факторами. Ці обмеження можна було б подолати за допомогою методів порошкової металургії, коли суттєвий твердотільний характер методів перешкоджає осіданню важких частинок та обмежує кінетику утворення інтерметалідних фаз на основі TiFe. Зокрема, деякі дослідження щодо розробки та переробки дешевих залізовмісних титанових сплавів порошко-

вою металургією доступні в літературі [196], але їх досить мало, і все ще існує недостатнє розуміння що до повного потенціалу заліза як легуючого елемента для титану.

В процесі термічного циклу зварювання в зварному з'єднанні економно легованих титанових сплавів фіксується виключно метастабільна β -фаза. В цьому стані фізико-механічні властивості зварного з'єднання та основного металу мають абсолютно різний характер. Наступний нагрів зварного з'єднання при тривалій експлуатації може супроводжуватись крихкістю як зварного з'єднання, так и основного металу. Зміцнююча термічна обробка (закалювання та старіння) зварного з'єднання, як правило, супроводжується різким зниженням пластичності при значному зростанні міцності. Високий вміст β -стабілізаторів в економно-легованих титанових сплавах приводить к хімічній неоднорідності при кристалізації у шві. У загартованому стані зварне з'єднання і основний метал мають структуру термічно нестабільної β -фази із періодом решітки $a_{\beta}=0,3245$ нм. Металографічний аналіз показав, що основний метал представлений однорідною зереною структурою у вигляді правильних поліедрів розміром 80–200 мкм. В зоні термічного впливу розмір зерна збільшується у напрямку від основного металу до шва до 200-300 мкм, що обумовлено більш високими температурами нагріву цієї частини металу при зварюванні, ніж при загартуванні. Для зони шва характерна типова лита структура у вигляді великих, витягнутих до центру шва стовпчастих кристалітів [199].

У високоміцних промислових економно-легованих сплавах, у стовпчастих β -кристалах виявляється дендритно-осередкована структура, утворення якої свідчить о концентраційному і термічному переохолодженні розплавленого металу та внутрішньо-дендритній ліквідації. За допомогою мікрорентгеноспектрального аналізу автор визначив, що міжосьові простори металу шва збагачені алюмінієм и ванадієм, а осі – молібденом [200, 170].

Для псевдо- β -титанових сплавів із збільшенням ступеню легування характерно більш значна зміна хімічного складу, структури, механічних вла-

стивостей швів в залежності від способу зварювання і товщини з'єднань. Дослідження показали, що при вмісті більше 3%Mo, 1.8%Cr, 1.2%Fe простежується значна неоднорідність розподілу цих елементів, при чому особливо нерівномірно розподіляються молібден, хром і залізо.

Швидкість охолодження також впливає на ступінь внутризеренної ліквідації легуючих елементів, яка особливо сильно проявляється при повільному охолодженні. При малих швидкостях охолодження (зварювання метала великої товщини) спостерігається посилення ліквідації у відповідності із дифузійним механізмом кристалізації. Із ростом швидкості охолодження ліквідація зменшується і може не реалізовуватись, якщо дифузійний механізм кристалізації змінюється на бездифузійний.

1.4 Присадні матеріали для зварювання високоміцних титанових сплавів

Аргонодугове зварювання в більшості випадків виконується з використанням присадних матеріалів. При цьому для зварювання ($\alpha+\beta$)-титанових сплавів використовують два принципово різні технологічні підходи. Як присадний дріт рекомендується застосовувати дріт, менш легований, ніж зварюваний [100]. Це знижує перенасиченість метастабільних фаз легуючими елементами та підвищує пластичність металу швів [94, 101, 105]. Якщо конструкція після зварювання піддається лише відпалу, то міцність зварних з'єднань буде близька до міцності основного металу. Якщо ж конструкції з таких сплавів, як VT6, VT14, VT23 і VT22 після зварювання повинні піддаватися зміцнюючій термічній обробці, то для їх зварювання рекомендують застосовувати дріт марки СП15 – один з найбільш легованих зварювальних дротів [172]. В цьому випадку зварні з'єднання сплавів VT6 і VT14 будуть мати ту ж міцність, що і основний метал, а міцність зварних з'єднань сплаву VT23 становитиме не менше 90% від міцності сплаву. Другий підхід може не забезпечити високу міцність зварних з'єднань у разі зварювання складнолегованих

сплавів титану більш легованих і відповідно міцніших порівняно зі сплавом VT23.

При дуговому зварюванні однопрохідних з'єднань високолегованих титанових сплавів, у яких хімічний склад зберігається таким же, як і в основного металу, метал швів може мати в ряді випадків низьку пластичність і ударну в'язкість [202, 203]. Це пов'язане з гетерогенністю структури різних ділянок з'єднання, що виникає під впливом термічного циклу зварювання і, як наслідок, неоднаковим розподілом, формою й розмірами продуктів β -твердого розчину [25]. Відповідно до сформованих поглядів при зварюванні $(\alpha+\beta)$ -сплавів, які термічно зміцнюються, рекомендується знижувати ступінь легування металу швів шляхом застосування низьколегованих зварювальних дротів, зокрема, СПТ2 [201]. Це дозволяє підвищити пластичність швів, але при цьому значно зменшує їхню міцність. Щоб реалізувати міцність основного металу у зварній конструкції використовують конструктивне ставлення в зоні шва. Цей прийом дотепер вважають єдиною можливістю реалізувати у зварній конструкції міцнісні характеристики сплаву VT22 [171].

По інших рекомендаціях для одержання задовільної пластичності й високої міцності швів рекомендується не зменшувати ступінь легування литого металу шва, а змінити систему його легування [172]. Зокрема в складі зварювального дроту не повинно бути β -стабілізаторів, що викликають евтектоїдний розпад (β -фази (Fe, Cr, Mn і ін.), а серед ізоморфних (β -стабілізаторів обов'язково повинен бути Nb. Інша принципова вимога до хімічного складу зварювального дроту - це обмеження в ньому концентрації Al до 4,5...5,0 % мас. У відповідності з цими передумовами, була обрана система легування Nb-Zr-Mo і розроблений склад високолегованого зварювального дроту СП15 (Ti-4,5, Al-2, V-3, Mo-3,5, Nb-1, 5Zr) з межею міцності більше 850 МПа [172]. Сумарний еквівалент по молібдену цього дроту досягає 7,5 %, що дозволяє застосовувати його для зварювання двофазних титанових сплавів великого діапазону. Зварні шви зі сплаву VT22, отримані із застосуванням цього дроту, характеризуються низьким значенням ударної в'язкості,

межа міцності при цьому не перевищує 1000 МПа. Низька межа міцності в цих випадках звичайно компенсується конструктивними стовщеннями в зоні зварних з'єднань [171]. Виникаюча структурна й хімічна неоднорідність, анізотропія фізичних і механічних властивостей, а також розходження у фазовому складі основного металу і зварного з'єднання, вимагає надалі ретельного підбора режимів при термічному зміцненні виробів залежно від їхньої маси [171, 173]. Крім цих недоліків, треба відзначити складнощі, які пов'язані з виготовленням і застосуванням дроту СП15. Так, у його склад входить ряд дорогих і дефіцитних елементів, таких, як V, Nb, Zr, а також Re.

У роботах [204, 205, 206] описана розробка присадкових дротів та дослідження характеристик швів, виконаних різними способами зварювання, з різним присадним дротом. Для більш легованих ($\alpha+\beta$)-сплавів мартенситного класу через більш високу міцність металу, що зварюється, застосовують присадний дріт, що містить значну кількість α - і β -стабілізуючих елементів з метою отримання зварних швів, близьких по міцності основному металу [207, 208]. Однак при рівній міцності зварні шви мають нижчі показники пластичності та ударної в'язкості. У зв'язку з цим кількість β -стабілізуючих елементів у зварному шві обмежують, встановивши оптимальний рівень межі міцності відпаленого металу шва не вище 1000-1100 МПа.

У роботі [209] наведені склади електродних дротів для зварювання титанових двофазних сплавів (табл. 1.6).

Таблиця 1.6 Склад легованих електродних дротів [209]

Склад дроту (марка сплаву)	Вміст легуючих елементів, %			
	Al	V	Mo	інші
Ti-Al-V (BT6св)	2,7-4,5	3,0-3,3	-	-
Ti-Al-V-Zr (СПТ-2)	4,0-4,5	2,5-3,0	-	1,5
Ti-Al-V-Zr-Nb	4,8	2,0	1,0	2,5-3,0
Ti-Al-V-Zr-Sn	3,5-4,5	1,5-2,5	1,0-2,0	2,0-3,0
Ti-Al-V-Mo (BT14св)	4,5	1,7	0,8	1,5-2,5
Ti-Al-V-Mo (BT17)	2,65-3,14	6,45-6,7	2,5-2,6	-
Ti-Al-V-Mo (BT16)	2,0-3,0	4,0-5,0	4,5-5,5	-
Ti-Al-V-Mo-Cr (BT22)	2,94-2,97	5,35	4,63	-

Висока працездатність зварних швів може бути забезпечена оптимальним співвідношенням міцності, пластичності, ударної в'язкості та інших механічних характеристик. Між цими властивостями та хімічним складом шва існує закономірний зв'язок (табл. 1.7).

З табл. 1.7 видно, що зі збільшенням кількості β -стабілізуючих елементів у присадному дроті міцність металу шва ($\alpha+\beta$)-сплаву ВТ6 зростає від 900 до 1100 МПа, ударна в'язкість падає від 0,46 до 0,24 МДж/м², а пластичні характеристики зменшуються у 2-3 рази.

При розробці електродних дротів для двофазних титанових сплавів, склади яких наведені в табл. 1.1 і 1.2, автори [25] виходили з низки вимог:

- температура $\alpha \rightarrow \beta$ – перетворення електродного сплаву повинна бути вищою за температуру перетворення зварюваного сплаву, щоб при подальшій термічній обробці метал шва залишався у відпаленому стані;

- склад електродного металу має забезпечити можливість його використання за різних видів зварювання; крім того, він повинен мати хороший запас пластичності при рівні міцності 800-1000 МПа для забезпечення найбільшої здатності, що несе, при статичних навантаженнях.

Таблиця 1.7 - Механічні властивості зварних швів сплаву ВТ6 в залежності від хімічного складу дротів присадок [25]

Склад присадних дротів, %	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, МДж/м ²
Ті чистий	900	16,5	41,0	0,46
Ti-4.5Al-2.5Sn	1001	15,6	33,0	0,44
Ti-4.5Al-3.5V	1041	10,2	25,3	0,43
Ti-4.0Al-3.0Mo-1.7V-0.7Fe	1096	9,7	15,6	0,25

1.5 Термічна обробка зварних з'єднань високоміцних титанових сплавів

Для отримання необхідних фізико-механічних та технологічних властивостей деталі та напівфабрикати з промислових титанових сплавів, та їх зварні з'єднання піддають різним видам ТО [210, 211]. Найбільш поширені відпал і зміцнююча ТО, яка складається з загартування та подальшого старіння. Відпал титанових сплавів використовують для вирівнювання структури та фазового складу, зниження міцності та підвищення пластичності, а також для усунення внутрішніх напруг, що виникають в результаті обробки тиском, зварювання або механічної обробки. Відпал застосовується для всіх типів титанових сплавів, а для α -сплавів і псевдо- α -сплавів є єдиним видом ТО. Відпал титанових сплавів складається з нагріву до температур вище температури рекристалізації, витримки при заданій температурі і подальшого охолодження (повільного з піччю, на повітрі або ступінчастого).

В ($\alpha+\beta$)-титанових сплавах зі значним вмістом β -фази (BT23, BT22 та ін.) при відпалі відбуваються не тільки процеси рекристалізації, але і істотно змінюється фазовий склад, що сильно впливає на механічні властивості сплавів. Зміна фазового складу в сплавах такого типу регламентується при відпалі швидкостями охолодження від температури відпалу, а також різними циклами відпалу (ступінчастий відпал). Найбільшу довговічність мають зварні з'єднання із середнім рівнем міцності і ударної в'язкості. Зварні з'єднання із малою та високою міцністю показали більш низьку довговічність.

Основним режимом, застосовуваним для ($\alpha+\beta$)-сплавів у промисловості, є ізотермічний відпал, при якому виходить стабільна двофазна ($\alpha+\beta$)-структура, що забезпечує межу міцності близько 1000 МПа, максимальну пластичність і високу термічну стабільність протягом тривалого часу експлуатації при робочих температурах. Слід відзначити що для сплавів псевдо- β -класу відпалі зміцнюючою термообробкою яка призводить до збільшення їх міцності як основного металу так і зварних з'єднань.

Найбільший зміцнюючий ефект для $(\alpha+\beta)$ -сплавів надає зміцнююча термообробка, що складається із загартування та старіння. Принцип зміцнюючої ТО полягає у збереженні прискореним охолодженням метастабільних фаз і в подальшому їх розпаді при штучному старінні з виділенням дисперсних частинок α - і β -фаз. При цьому ефект зміцнюючої ТО залежить від типу, кількості та складу метастабільних фаз, а також ступеня дисперсності частинок α - та β -фаз, що утворилися після старіння.

Термічна обробка зварних з'єднань сплавів псевдо- β -класу повинна бути націлена на збільшення їх міцності, ударної в'язкості, характеристик втомного опору та інших експлуатаційних властивостей, а також повинна сприяти зменшенню неоднорідності хімічного складу шва, структури і механічних характеристик різних зон зварних з'єднань.

Для покращення механічних властивостей зварних з'єднань економічно-легованих титанових сплавів, запропоновано такі способи ТО яке зміцнює:

- старіння при безперервному охолодженні з високої температури до кімнатної зі швидкістю, яка забезпечує перетин графіку охолодження з областю розпаду метастабільної β -фази, обмеженою С-образною кривою;
- охолодження з високої температури (у воді, на повітрі і в інших середовищах) до кімнатної температури та ізотермічне старіння із розпадом метастабільної β -фази;
- охолодження з високої температури до температури старіння зі швидкістю $4^{\circ}\text{C}/\text{хв}$ (з піччю) із наступним старінням.

Можна узагальнити, що вибір режиму термообробки є важливим етапом для оцінки можливості застосування економічнолегованого сплаву з вмістом заліза, також іноді для досягнення необхідного ступеню розпаду, необхідно більш тривала витримка під час старіння [210].

Як зазначалось раніше, головними видами термічної обробки зварних з'єднань титанових псевдо- β -сплавів є загартування та старіння. В роботі встановлювалися особливості розпаду β -твердого розчину і відповідних змін

структури та властивостей зварних з'єднань із псевдо- β -титанового сплаву ВТ19 при загартуванні та старінні [56]. Також проводили дослідження зварних з'єднань псевдо- β -титанового сплаву ВТ15 виконаних АДЗ та ЕПЗ з метою встановлення природи хімічної неоднорідності металу шва. Була виявлена сегрегація хрому та молібдену в швах у стані після зварювання. Із ростом швидкості охолодження ступінь неоднорідності зменшується. Кількість і розмір α -фази, яка виділяється із β -твердого розчину в результаті його розпаду, залежить від швидкості охолодження, і відповідно, від погонної енергії при зварюванні. У свою чергу, мікрохімічна і структурна неоднорідність має вплив на механічні властивості швів і на кінетику розпаду β -фази при наступному нагріві під час термічної обробки. Після зварювання також присутня неоднорідність розпаду β -твердого розчину, як між окремими зернами, так і в межах одного зерна. Максимальний розпад відбувся по шарам кристалізації. Внутрикристалічна неоднорідність після нагріву проявляється сильніше, ніж в швах у стані після зварювання. При температурах до 200°C відбувається $\beta \rightarrow \omega$ -перетворення, яке має мартенситний характер та протікає без попереднього дифузійного перерозподілу легуючих елементів з огляду на наявність мікроб'ємів із вихідною неоднорідністю. Пластичні характеристики та ударна в'язкість зварних з'єднань, виконаних АДЗ та ЕПЗ, після загартування від 800...900°C значно знижуються у порівнянні із основним металом. Наступне старіння швів викликає ще більше зниження пластичності і ударної в'язкості. Попереднє загартування викликає при наступному старінні нерівномірний розпад β -фази навіть в межах одного зерна, збільшення утвореної β -фази, а також появу $TiCr_2$ на межах зерен. Таким чином, для зварних з'єднань сплавів типу ВТ15 не допустима схема зміцнюючої термічної обробки, яка рекомендована для основного металу таких сплавів: загартування + старіння. Для такого сплаву перспективно отримання зварних з'єднань способом АДЗ по флюсу. Головними перевагами цього способу для зварювання високолегованих псевдо- β -сплавів є можливість зварювання із пониженими затратами погонної енергії і металургічної обробки зварювальної ванни.

Найкращі механічні властивості мають шви із флюсом з домішками фторидів рідкоземельних елементів, і в першу чергу – солей лантану. Такі флюси під час зварювання усувають несприятливі кристалізаційні ділянки, а вміст кисню не перевищує 0,09%. Такі шви після зварювання мають високу пластичність і ударну в'язкість, і перевищують значення з'єднань, отриманих ЕПЗ. Але, навіть такі шви після звичайної зміцнюючої термічної обробки, яку рекомендують для основного металу (загартування + старіння) не мають необхідний комплекс властивостей [211].

Дослідниками [212] було встановлено, що мінімальна температура нагріву швів під термообробку повинна відповідати закінченню $\omega \rightarrow \alpha$ -перетворення, яка складає 470...490°C. При нагріві металу вище 490...510°C спостерігається утворення інтерметаліду $TiCr_2$, причому зі збільшенням часу витримки відбувається зростання і коагуляція частинок $TiCr_2$. Тому верхня температурна межа нагріву не повинна бути більшим за 510°C. Таким чином, оптимальним температурним інтервалом старіння зварних з'єднань є 490...510°C, коли перетворення $\omega \rightarrow \alpha$ вже завершено, а кількість виділень $TiCr_2$ ще дуже не значне.

Псевдо- β -титанові сплави можна також зміцнювати охолодженням із високої температури на повітрі до температури старіння із наступним переносом в піч із температурою старіння і витримкою при цій температурі. Охолодження із високої температури повинно бути повільним, що дозволяє використовувати вакуумну піч та піч із захисним середовищем. Тривалість старіння визначається стабільністю β -фази. Для сплавів із малою стабільністю β -фази необхідно прискорене старіння, іноді із додатковим обдувом холодним аргоном або гелієм. Для сплавів із високою стабільністю β -фази швидкість охолодження із високої температури не має вирішального значення. Для них, для досягнення необхідного ступеню розпаду, необхідно більш тривала витримка під час старіння [213].

Таким чином, для покращення механічних властивостей зварних з'єднань β -сплавів, розроблені спеціальні способи зміцнюючих ТО:

- старіння при безперервному охолодженні з високої температури до нормальної зі швидкістю, яка забезпечує перетин графіку охолодження з областю розпаду метастабільної β -фази, обмеженою C-образною кривою;
- охолодження з високої температури (у воді, на повітрі і в інших середовищах) до нормальної температури та ізотермічне старіння із розпадом метастабільної β -фази;
- охолодження з високої температури до температури старіння зі швидкістю $4^\circ\text{C}/\text{хв}$ (з піччю) із наступним старінням;
- економно-леговані титанові сплави псевдо- β -класу піддаються термічній обробці. Різні швидкості охолодження нових економно-легованих титанових сплавів Ti-2.1Cr-1.3Fe (сплав TCF) та Ti-3Al-2.1Cr-1.3Fe (сплав TACF) здійснюють різний вплив на мікроструктуру та їх механічні властивості [214].

Електронно-променевою обробку металів і сплавів проводять в основному на наступних напрямках:

- відпал заготовок або їх зварних з'єднань для дегазації метала, зміни фазового складу і структури сплавів, а також зниження залишкових напруг [215, 216];
- оплавлення поверхні і подальше затвердіння з невеликими швидкостями просування фронту фазових перетворень. Здійснюється з метою рафінування металу біля поверхні заготовки від домішок і включень без додаткового легування, а також для усунення (заварювання) поверхневих дефектів;
- гартування сплавів з твердого стану зі швидкостями нагрівання й охолодження $10^2 - 10^4 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$;
- поверхнєве легування, наплавлення матеріалу, обробка попередньо нанесених на матеріал покриттів, нагрівання шарів після хіміко-технологічної обробки;
- розплавлення і затвердіння з високими і надвисокими швидкостями ($10^3 - 10^7 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$), що приводять до аморфізації тонкого поверхневого шару матеріалу;

- ударне зміцнення, проведене з ще більш високими швидкостями; при цьому відбувається глибинне зміцнення матеріалу під дією ударної хвилі пружних коливань, що поширюються [217].

Оптимальні температури ЛТО та відпалу зварних з'єднань деяких сплавів 750 - 800 °С наведено в табл. 1.8.

Таблиця 1.8 Режими відпалу зварних з'єднань деяких титанових сплавів

Сплав	Температура, °С	Витримка, хв.	Пічний відпал (30 хв.), °С
0Т4-1	650	3-10	650
0Т4	700	3-10	650-700
ВТ5-1	800	10	800
ВТ5С	800	10	800
ВТ6	850	5	800
ВТ14	750-800	10	750
ВТ20	850	5-10	800
ВТ22	700	5	650-675
ВТ23	750-775	10	700-750
ВТ32	650	5-10	650

Застосування електронно-променевих джерел дозволяє точно локалізувати і дозувати енергію зварювання, завдяки високій щільності потужності різко скоротити тривалість нагрівання і виключити необхідність застосування охолоджуючих рідин, максимально знизити газонасиченість і викривлення матеріалів [218].

Автори [219] проводили ЛТО зварних з'єднань сплаву ВТ20 ($\delta = 13\text{мм}$), виконаних ЕПЗ встик у всячому положенні за 1 прохід. Отримані зварні з'єднання після охолодження до 25°С локально термооброблювали розфокусованим електронним пучком, скануючим вздовж шва. Ступінь розфокусування і величину струму пучка вибирали з розрахунку перекриття верхньої

частини шва і запобігання її оплавлення. Враховуючи, що випробування на ударну в'язкість найбільш характерно відображають структурні зміни, що відбуваються в з'єднанні, цей показник був обраний як критерій впливу термічної обробки на характеристики пластичності зварних з'єднань при збереженні їх рівномірності. Ударна в'язкість зварних з'єднань відразу після зварювання склала 45% від показника ударної в'язкості ОМ. Вакуумний відпал в печі підвищив ударну в'язкість зварного з'єднання на 15%. Після ЛТО електронним пучком ударна в'язкість зварних з'єднань знаходиться на рівні ОМ.

Відомий вдалий досвід застосування ЛТО для зварних з'єднань сплаву ВТ18У товщиною 13мм. Температуру нагрівання при відпалі варіювали в діапазоні $AC3 \pm 200$ ° С з витримкою до 10 хв [219]. За максимальної ударної в'язкості зварного шва визначили оптимальні параметри режиму ЛТО електронним пучком: нагрівання до 900°С з витримкою 90с. ЛТО електронним пучком з оптимальним режимом призвела до утворення поряд з α -пластинами дрібних дисперсних виділень α -фази. У зварному шві і ЗТВ утворилися більш дрібні зерна β -фази в порівнянні з вихідними зернами первинної β -фази. Після ЛТО електронним пучком при 900 ° С протягом 90с структура металу шва і НШЗ наближається до структури ОМ завдяки рекристалізації β -фази, часткового розчинення пластин і сферодізацією α -фази. Після ЛТО з оптимальним режимом ударна в'язкість, тривала міцність і втома зварного з'єднання вище або близькі відповідним показниками ОМ (табл. 1.9).

Зростання температури нагрівання при ЛТО вище 950 ° С призводить до збільшення β -зерна і довжини α -пластин, а збільшення часу витримки понад 60с при вказаній температурі - до огрубіння пластин α -фази. ЛТО електронним пучком практично усуває різницю між твердістю шва і ОМ. Відоме також вдале застосування механічної обробки поверхні зварних з'єднань [220].

Таким чином, термічна обробка, така як пічний після зварювальний відпал, зартування в воду з наступним старінням, а також ЛТО електронним пучком з оптимальним режимом призводить до сприятливих структурних

змін в металі з'єднання та підвищенню механічних властивостей зварного з'єднання високолегованих титанових сплавів. Для псевдо- β -сплавів, уповільнене охолодження зі швидкістю \leq °C/хв. також може виступати як зміцнюючи термічна обробка.

Таблиця 1.9 – Властивості зварних з'єднань сплаву BT18У

Матеріал	МПа	a_n , Дж/см ²	σ_{100}^{600} , МПа	σ_{-1} , МПа (10 ⁷ цикл.)	Характер руйнування
ОМ в стані поставки	970-990	33-36	280	360	-
Зварне з'єднання без термообробки	965-980	21-24	220	240	По границі шва
Зварне з'єднання після вакуумного відпалу 900 °С -1 година	965-985	26-29	240	260	По шву або границі шва
Зварне з'єднання після ЛТО (900°С-90 сек)	970-990	35-43	270	300	По центру або границі шва

1.6 Шляхи підвищення якості зварних з'єднань високоміцних титанових сплавів

Існують різні шляхи підвищення властивостей зварних з'єднань високоміцних титанових сплавів. Основним методом підвищення якості зварних з'єднань перспективних високоміцних титанових сплавів можна вважати технологічний метод, а саме підбор режиму зварювання, погонної енергії, які забезпечать швидкості охолодження що запобігають утворенню в металі шва крихких метастабільних фаз [221-223]. Так зварювання з'єднань деяких псевдо- β -сплавів рекомендовано виконувати методами, які забезпечують зварювання на жорстких режимах з високими швидкостями охолодження 100...300 °C/сек. Серед таких методів – імпульсне аргонодугове зварювання вольфрамовим електродом, та зварювання по шару флюсу [224, 225]. Висока швидкість охолодження швів пригнічує процеси розпаду β -фази. Крім того застосування флюсів дозволяє провести металургійну обробку зварювальної ванни

і знизити концентрацію кисню в металі шва, а застосування присадного металу дозволяє збільшити вміст легуючого елемента, наприклад Zr. Тому для вивчення можливостей отримання рівномірних зварних з'єднань псевдо- β -сплавів титану необхідні подальші дослідження в галузі технології та металургії зварювання.

В даний час ЕПЗ широко застосовується для з'єднання елементів конструкцій зі сплавів VT6C, VT6, VT14 та деяких інших, що містять β -стабілізуючі елементи в кількості 3-4 мас. %. Для більш легуваних сплавів – VT23 та VT22 ЕПЗ прийнятна в тих випадках, коли зварні з'єднання експлуатуються у стані після зварювання та відпалу. Для того, щоб забезпечити працездатність зварних з'єднань цих сплавів, виконаних ЕПЗ, у термічно зміцненому стані, рекомендовано змінити склад металу шва та оптимізувати параметри після зварювальної термічної обробки [25, 120, 226].

Для підвищення властивостей зварних з'єднань сплаву VT15 пропонують режим після зварювальної термічної обробки сплаву VT15, який складається з гартування в воду загартування від температури ($\alpha+\beta$)-області ($T_{\text{гп}} - 20$)°C, що дорівнює 680°C, і старіння, що забезпечує поліпшення механічних властивостей сплаву VT15 [187]. Даний режим зміцнюючої термічної обробки можна застосувати і для інших β -титанових. Гартування в воду від температури β -області (800°C) старіння в результаті різко знижує пластичність зварних з'єднань сплаву VT15 до крихкості.

Відомі фундаментальні дослідження мікролегування рідкісноземельними металами (РЗМ) високоміцних титанових сплавів [44]. Модифікувати метали і сплави можна введенням або тугоплавких елементів, які штучно збільшують кількість зародків при кристалізації, або поверхнево-активних елементів, які, адсорбуючись на межах кристалів, створюють певний бар'єр між кристалом і рідиною, перешкоджаючи його зростанню. Механізм впливу мікродобавок різний [188, 189]. Мікродобавка може відрізнитися високою енергією зв'язку з вакансіями. У цьому випадку атоми добавки діють як пастки для вакансій: важко дифузійні процеси, пов'язані з участю вакансій у транс-

портуванні атомів легуючих елементів. У титанових сплавах, що містять евтектоутворюючі легуючі елементи, мікродобавки пригнічують утворення інтерметалідів [190]. Мікродобавка може розташовуватися переважно на границі розділу матричної β -фази і α -фази, що виділяється, зменшуючи поверхневу енергію, що в свою чергу призводить до зменшення критичного зародка α -фази. Розпад стає рівномірнішим і дисперснішим. У зв'язку з тим, що поверхнева енергія при введенні мікродобавок зменшується, термодинамічний стимул укрупнення продуктів розпаду також зменшується [60].

Істотними перевагами методу аргоно-дугового зварювання вольфрамовим електродом по флюсу для зварювання високолегованих α + β -сплавів та псевдо- β -сплавів є можливість зварювання із пониженими затратами погонної енергії і металургічної обробки зварювальної ванни [226]. Крім того на нижчі значення погонної енергії мають з'єднання виконані з застосуванням флюсів з домішками фторидів рідкоземельних елементів, і в першу чергу – солей лантану. Такі флюси під час зварювання усувають несприятливі кристалізаційні ділянки, а вміст кисню не перевищує 0,09%. Такі шви після зварювання мають високу пластичність і ударну в'язкість, і перевищують значення з'єднань, отриманих ЕПЗ.

ЛТО електронним пучком дозволяє проводити зварювання і термічну обробку в єдиному технологічному циклі на одному і тому ж обладнанні, без розгерметизації камери, що скорочує тривалість виготовлення зварних конструкцій і знижує їх собівартість. Останнім часом були проведені спроби термічного зміцнення α -сплавів титану та їх зварних з'єднань. В роботі [190] показана можливість деякого зміцнення зварних з'єднань титанових сплавів OT4 та VT20 загартуванням від температури 850-900°C та старіння 400 °C, 4 години [227].

З метою підвищення експлуатаційних характеристик титанових сплавів у провідних матеріалознавчих центрах проводяться інтенсивні роботи з модернізації титанових сплавів шляхом корекції (з метою звуження) інтервалів легування. Так, наприклад, у ВІАМ (м. Москва, Росія) за останні роки на базі

широко застосовуваних конструкційного сплаву VT23 (Ti-4, 5Al-2Mo-4, 5V-1Cr-0, 6Fe) та жароміцного сплаву VT8 (Ti-6,5Al-3,3Mo-0,35Si) були створені сучасні модернізовані версії цих сплавів VT23M та VT8M-1. Таким чином можливість незначного зниження ступеня легованості металу шва також доцільно розглядати як один з можливих шляхів підвищення якості зварних з'єднань високоміцних титанових сплавів.

Підсумовуючи, можливо сформулювати такі основні шляхи підвищення експлуатаційних характеристик зварних з'єднань титанових сплавів (рис.1.7):

- керування термічним циклом зварювання, застосування попереднього підігріву, зміна погонної енергії зварювання;
- зміна ступеня легування металу зварного шва;
- введення рідкоземельних легуючих елементів в метал шва;
- обробка металу шва зварювальними флюсами;
- застосування після зварювальної термічної, термомеханічної або ударної обробки.

Застосування керування термічним циклом зварювання має на увазі зміну погонної енергії зварювання, швидкості зварювання та застосування попереднього підігріву. АДЗ титанових сплавів з різними значеннями погонної енергії можливо одночасно поєднати з зміною ступеня легування металу зварного шва за рахунок застосування присадного металу іншого хімічного складу. Також АДЗ з присадним металом можливо поєднати з обробкою металу шва зварювальними флюсами. В цьому разі можливо дослідити введення рідкоземельних легуючих елементів в склад зварювальних флюсів та вплив елементів на структуру та властивості зварних з'єднань.

Застосування після зварювальної термічної обробки для зварних з'єднань високолегованих ($\alpha+\beta$)-сплавів вважається обов'язком, тому необхідно встановити вплив термічної обробки на властивості з'єднань.

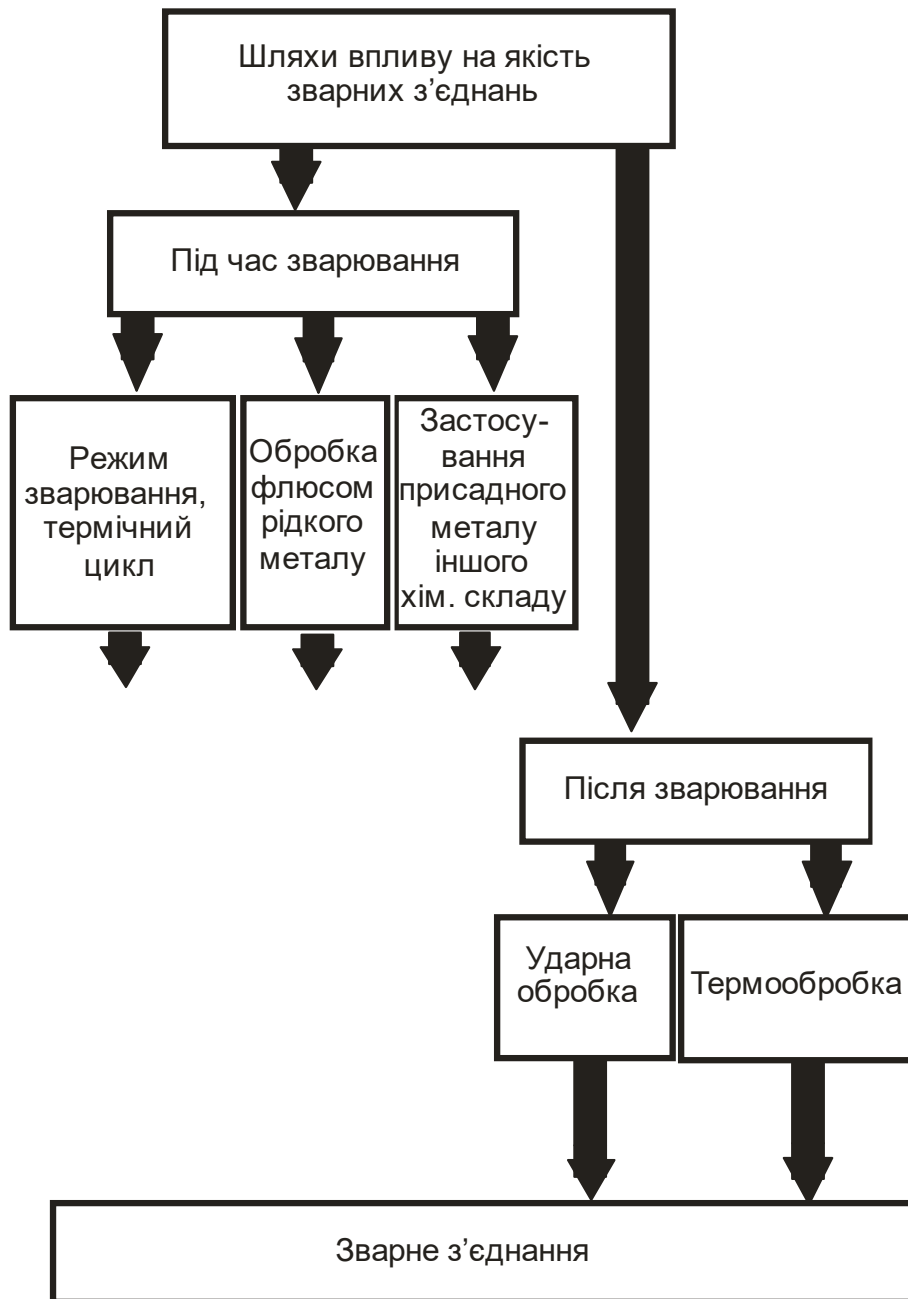


Рисунок 1.7 – шляхи підвищення експлуатаційних характеристик зварних з'єднань високоміцних титанових сплавів

Також доцільно запропонувати для кількісної оцінки впливу способу, режиму зварювання на експлуатаційні характеристики зварних з'єднань титанових сплавів показник якості зварного з'єднання, який враховував міцність зварного з'єднання міцність основного металу, пластичні характеристики з'єднання.

1.7. Мета і завдання дослідження

В сучасній промисловості України переважна більшість зварних з'єднань титанових сплавів виконується аргонодуговим зварюванням вольфрамовим електродом та електронно-променевим зварюванням в вакуумних камерах. Приймаючи до уваги що на виробництві здебільше прагнуть уникати великих капіталовкладень для модернізації діючого парку технологічно обладнання, тому для розв'язання існуючої проблеми забезпечення високої якості нових титанових сплавів прийнято необхідність застосовувати ці найбільш розповсюджені методи зварювання.

Для розв'язання проблеми, яка розглядається сформульовано мету роботи і завдання дослідження.

Мета роботи: створення та впровадження науково обґрунтованої технології АДЗ та ЕПЗ нових високоміцних титанових сплавів з $\sigma_b > 1100$ МПа на основі визначення закономірностей впливу термічного циклу зварювання, ступеня легування металу шва на формування і властивості зварних з'єднань і на цій основі розробка практичних рекомендацій для підвищення якості та надійності зварних з'єднань цих сплавів.

Для досягнення мети необхідно вирішити такі **завдання дослідження:**

1. Встановити закономірності формування шва, і ЗТВ, розподілу швидкостей охолодження і формування фазового складу з'єднань перспективних високоміцних титанових сплавів під впливом термічного циклу аргонодугового зварювання вольфрамовим електродом.
2. Вивчити закономірності впливу режимів і термічного циклу аргонодугового зварювання вольфрамовим електродом на властивості з'єднань високоміцних титанових сплавів.
3. Вивчити закономірності впливу режимів і термічного циклу зварювання на властивості з'єднань високоміцних титанових сплавів при ЕПЗ.
4. Встановити закономірності впливу ступеня легування металу шва високоміцних титанових сплавів на властивості їх зварних з'єднань при АДЗ вольфрамовим електродом.

5. Вивчити вплив термічної обробки, на показники механічних властивостей зварних з'єднань високоміцних титанових сплавів, виконаних ЕПЗ і АДЗ вольфрамовим електродом.
6. Розробити рекомендації щодо оптимізації параметрів та режимів зварювання, що забезпечують високі механічні властивості і пластичність зварних з'єднань.

Висновки до розділу 1

1. Новітні псевдо- β -сплави в тому числі економнолеговані титанові сплави мають сприятливий комплекс міцності і пластичних властивостей, що перевершує як за абсолютними значеннями, так і за питомими показниками якості α - псевдо- α , а також традиційні $\alpha+\beta$ -сплави при кімнатній температурі, новітні псевдо- β -сплави можуть бути використані для виробництва листових штамповок та виготовлення зварних з'єднань.

2. Найбільше зменшення маси конструкції забезпечують титанові сплави з високою міцністю, в групі ($\alpha+\beta$)-сплавів найбільшу міцність мають сплави Т110, Т120, ВТ23м, ВТ22, саме ці сплави вирізняються високою чутливістю до термічного циклу зварювання, що призводить до ускладнення завдання отримання високоякісних зварних з'єднань титанових сплавів з міцністю на рівні 0,90-0,95 від міцності основного металу.

3. Для виконання з'єднань перспективних високоміцних титанових сплавів доцільно застосовувати такі сучасні способи зварювання, як АДЗ вольфрамовим електродом, що дозволяє змінювати, погонну енергію зварювання, хімічний склад зварного шва, та ЕПЗ, також доцільно розглянути можливість застосування для ЕПЗ попереднього підігріву та ЛТО.

4. Перспективно встановити можливість підвищення властивостей зварних з'єднань $\alpha+\beta$ -сплавів та псевдо- β -сплавів за рахунок термічної обробки, та порівняти властивості з'єднань з властивостями з'єднань отриманих методом електронно-променевого зварювання з застосуванням локальної електронно-променевої термообробки в вакуумній камері.

5. В зв'язку з відсутністю зварювальних дротів для перспективних $\alpha+\beta$ -сплавів та, псевдо- β -сплавів титанових сплавів доцільно дослідити вплив на властивості зварних з'єднань зміни хімічного складу шляхом зменшення вмісту легуючих елементів в металі шва при дуговому зварюванні з використанням присадних дротів з менш легованого титанового сплаву.

РОЗДІЛ 2

МАТЕРІАЛИ, ОБЛАДНАННЯ, ТА МЕТОДИКИ ПРОВЕДЕННЯ ДОСЛІДЖЕНЬ, МЕТОДИКА АНАЛІТИЧНОГО ВИВЧЕННЯ ВПЛИВУ ТЕРМІЧНОГО ЦИКЛУ ЗВАРЮВАННЯ НА ФОРМУВАННЯ ЗВАРНИХ ШВІВ ВИСОКОМІЦНИХ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ

2.1 Високоміцні титанові сплави та інші матеріали використані в дослідженнях

Досліджувалися властивості зварних з'єднань високоміцних титанових сплавів трьох груп: псевдо- α -сплавів, титанових ($\alpha+\beta$)-сплавів, псевдо- β -сплавів (табл.2.1).

($\alpha+\beta$)-сплави представлені конструкційними сплавами мартенситного типу як розроблений в Україні Ti-5.5Al-2.8Mo-2.3V-4.2Nb-1.1Cr-1Fe-2.5Zr (T120) та економно-легованим сплавом Ti-3.6Fe-0.25O [228, 229].

Псевдо- β -сплави представлені конструкційним сплавом BT19 та економнолегованими Timet LCB (Ti-6.3Mo-4.4Fe-1.5Al), LCB-5.1 (Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe) [230, 231].

Псевдо α -сплави представлені жароміцним сплавом Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1.0V-0.6Si [232].

Титановий сплав T120 максимального ступеня легування має значення показників тимчасової міцності на рівні 1260 МПа, що перевищує рівень міцності сплава, що перевищує рівень міцності багатьох конструкційних сплавів [233-235]. Титановий сплав T120 максимального ступеня легування має невисокі значення показників пластичності та ударної в'язкості. Оскільки показники пластичності важливі для титанових сплавів які передбачаються до виготовлення зварних з'єднань [234], тому для підвищення пластичності та ударної в'язкості було знижено ступінь легування сплаву. Такий сплав системи Ti-5.5Al-2.8Mo-2.3V-4Nb-1.1Cr-1Fe-2.5Zr з мінімальним вмістом легуючих елементів має підвищені показники пластичності та ударної в'язкості (Табл.2.3). Було отримано злиток такого сплаву системи Ti-5.4Al-2.8Mo-

2.3V-4Nb-1.1Cr-1Fe-2.5Zr методом електронно-променевої плавки з проміжною ємністю [235].

Таблиця 2.1 - Еквіваленти молібдену, алюмінію і K_{β} дослідних титанових сплавів

Назва сплаву (Система сплаву)	K_{β}	[Mo]екв, %	[Al]екв, %
Ti-5.5Al-2.8Mo-2.3V-4.2Nb-1.1Cr-1Fe-2.5Zr (T120)	0,93	10,32	6,95
Ti-5.5Mo-5.5Cr-3.5Fe-3Al-Zr (BT19)	1,56	17,2	4,1
Ti-3.6Fe-0.25O	0,9	9	2,5
Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe (LCB-5.1)	1,55	17,1	4,2
Timet LCB (Ti-1.5Al-6.3Mo-4.4Fe)	1,64	18,1	3
Ti-6.3Mo-4.4Fe-1.5Al (Timet LCB)	0,1	1,1	12,5

Таблиця 2.2 – Хімічний склад титанового сплаву T120 з зниженим вмістом легуючих елементів

Межі легування	Хімічний склад, % мас.							
	Al	Mo	V	Nb	Cr	Fe	Zr	Ti
min	4,5	2,5	1,5	3,5	1,0	0,7	2,3	основа
max	5,5	3,0	2,5	4,5	1,5	1,2	2,5	

Таблиця 2.3 – Механічні властивості пластин титанових ($\alpha+\beta$)-сплавів T120, та Ti-3.6Fe-0.25O товщиною 8 мм

Марка зразка	Тип зразка	σ_{β} , МПа	σ_{τ} , МПа	δ , %	Ψ , %	KCV Дж/см ²
T120	Поперек прокату	1146	1040,3	10,7	18	31
Ti-3.6Fe-0.25O	Поперек прокату	1133	1091	-	-	4,8

В роботі [237], було досліджено властивості основного металу зварних з'єднань сплаву T120 системи Ti-6.5Al-3Mo-2.5V-4Nb-1Cr-1Fe-2.5Zr з великим вмістом легуючих елементів які мають $\sigma_B = 1259,9$ МПа та $\sigma_B = 1302,2$ МПа. Також в цій роботі досліджено властивості зварних з'єднань сплаву T120 системи Ti-6.5Al-3Mo-2.5V-4Nb-1Cr-1Fe-2.5Zr з великим вмістом легуючих елементів, виконаних ЕПЗ та АДЗ. Властивості зварних з'єднань сплаву системи Ti-5.5Al-2.8Mo-2.3V-4Nb-1.1Cr-1Fe-2.5Zr з мінімальним вмістом легуючих елементів, вплив на властивості погонної енергії зварювання, зміцнюючої термообробки в роботі не досліджено.

Виплавку зливок титанових сплавів T120, BT19, псевдо- β сплавів Timet LCB (Ti-1.5Al-6.3Mo-4.4Fe), LCB-5.1 (Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe), Ti-3.6Fe-0.25O проводили на багатоцільовій електронно-променевої установці UE-208M [238]. Зливки круглого перетину діаметром 110 мм отримували за технологією електронно-променевого плавлення з проміжною ємністю (ЕПП) та порційним подаванням рідкого металу в водоохолоджуваний кристалізатор. Дослідження хімічного складу отриманих зливок показали, що розподіл легуючих елементів по довжині зливок рівномірний. Дослідження механічних характеристик (Табл. 2.4) показало високі механічні властивості отриманих економнолегованих сплавів порівняно з відомими сплавами [239, 240].

Пластичну деформацію заготовок проводили на прокатному стані марки Skoda 355/500 до товщин 10 мм та 6 мм за стандартною методикою та піддано відпалу при температурі 750°C.

Для досліджень структури і властивостей зварних з'єднань, виконаних ЕПЗ та АДЗ, жароміцного титанового псевдо- α -сплаву легованого кремнієм, системи Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1.0V-0.6Si використовували метал, зливок для якого було виплавлено на гарнісажній електронно-променевої установці ICB-004. Хімічний склад жароміцного псевдо- α сплаву наведено в табл.2.5, сплав має коефіцієнт стабілізації β -фази $K_\beta = 0,1$. Отриманий зливок прокатувався до товщини 13 мм. Після прокату для стабілізації структури і

зняття напружень пластини піддавалися відпалу при температурі 800°C протягом 1 години

Таблиця 2.4 – Механічні властивості пластин титанових псевдо-β-сплавів сплавом BT19, Timet LCB, LCB-5.1 товщиною 8 мм

Марка зразка	Тип зразка	σ_B , МПа	σ_T , МПа	δ , %	Ψ , %	KCV Дж/см ²
Ti-5.5Mo-5.5Cr-3.5Fe-3Al-Zr (BT19)	Поперек прокату	958	887	12	47	27
Ti-6.3Mo-4.4Fe-1.5Al (Timet LCB)	Поперек прокату	1187	1145	12,7	-	13
Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe (LCB-5.1)	Поперек прокату	1015	939	1,9	-	3,6

Таблиця 2.5 - Хімічний склад жароміцного титанового псевдо-α-сплаву

Вміст легуючих елементів, мас. %						Вміст домішок, мас. %		K _β
Al	Sn	Zr	Mo	V	Si	[O]	[N]	
5,64	2,2	3,53	0,43	0,95	0,56	0,09	0,02	0,1

В якості присадного дроту використовували присадний дріт BT1-00 діаметром 2 мм. Хімічний склад і зміст домішок в присадному дроті приведено в таблиці 2.6.

Таблиця 2.6 - Хімічний склад присадного дроту BT1-00св за ТУУ05416923.041-98

Fe	C	Si	N	Ti	O	H	Інших домішок
До 0,15	До 0,05	До 0,08	До 0,04	99,58...99,9	До 0,1	До 0,008	0,1

2.2 Устаткування та методика аргоно-дугового зварювання вольфрамовим електродом високоміцних титанових сплавів

Дугове зварювання зразків високоміцних титанових сплавів виконувалось аргонодуговим зварюванням вольфрамовим електродом. Причому, АДЗ здійснювалася декількома методами - АДЗ наскрізним проплавленням без присадного дроту, АДЗ з подачею присадного дроту, АДЗ по шару флюсу. АДЗ виконували на постійному струмі прямої полярності, використовувалась джерело живлення ВДУ 511. Для проведення АДЗ був задіяно пальник спеціальної конструкції, який оснащено захисним соплом, розташованим над поверхнею деталей. Схема зварювальної головки для АДЗ з'єднань титанових сплавів на базі установки ОБ1826 з застосуванням попереднього підігріву представлена на рис. 2.1. Застосування попереднього підігріву дозволяє в ряді випадків запобігти утворенню холодних тріщин та збільшити деформаційну властивість з'єднань [137, 138].

Установка для АДЗ включає зварювальний пальник, що складається з цанги з неплавким електродом 1, захисного сопла 2 і захисного чобота 3. Зварювальний пальник оснащений захисним соплом 2 спеціальної конструкції, що забезпечує ламінарний потік захисного газу – аргону. Зварювальна установка оснащена приладом для попереднього підігріву зварних з'єднань, він включає електричну піч з нагрівальною спіраллю 9 (див. рис. 2.1), теплообмінник для підігріву захисного газу, а також підкладку для захисту аргонном зворотній стороні зразка від окислення повітрям 10.

Температура попереднього підігріву зразків може підтримуватись до 400°C. Контроль температури виконується за допомогою термопар закріплених між зразком – 1 та притискним кронштейном – 2, рис. 2.3. Це дозволяє контролювати температуру на верхній поверхні та на зворотній стороні зразка. Захисний газ для захисту зворотній сторони зразка – аргон при зварюванні також підігрівається до температури попереднього підігріву зразка. Внаслідок високої хімічної активності титанових сплавів по відношенню до ак-

тивних газів і вологи при зварюванні для створення захисного середовища використовується аргон. Чистота аргону становить 99,9% по ГОСТ 10157-62. Допустимі домішки в аргоні складають не більше 0,003% O₂, 0,01% N₂ і 0,03% H₂O.

В якості неплавкого електроду можуть бути використані вольфрамові електроди діаметром 3 мм і 5 мм марки ЭВИ-2. Для АДЗ вольфрамовим електродом з присадним дротом ($\alpha+\beta$)-сплавів, псевдо- β –плавів застосовувався присадний дріт ВТ1-00 діаметром 2 мм. Хімічний склад і зміст домішок в присадному дроті приведено в таблиці 2.4.

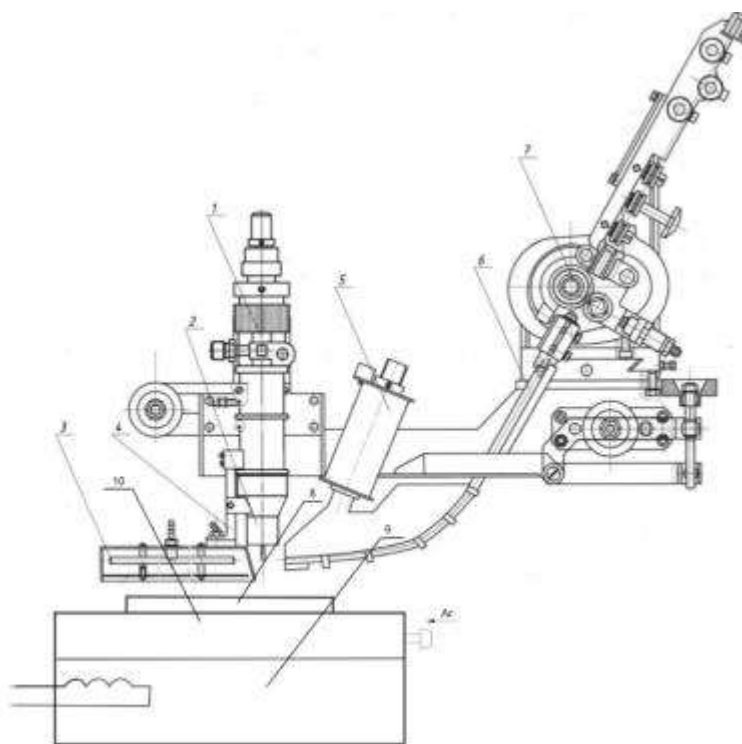


Рисунок 2.1 - Конструктивна схема зварювальної головки для АДЗ вольфрамовим електродом. 1-цанга з вольфрамовим електродом; 2-захисне сопло; 3-захисний чобіт для захисту остигаючого шва; 4- система стеження захисного чобота; 5- магнітна система відхилення зварювальної дуги; 6- направляюча для подачі присадного дроту; 7-механізм подачі дроту; 8 – зразок для зварювання; 9 – піч з нагрівальною спіраллю; 10 – підкладка для захисту зворотної стороні зразка

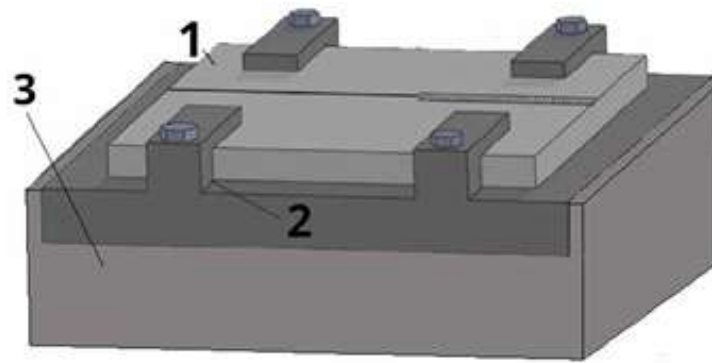


Рисунок 2.2 - Конструктивна схема пристрою для попереднього підігріву зразків: 1-зразок для зварювання; 2-прижимні кронштейни; 3-піч з нагрівальною спіраллю

Від стабільності параметрів зварювання залежить стабільність провару зварного з'єднання, об'єм литого металу шва та якість з'єднання в цілому. В процесі зварювання неплавким електродом в середовищі аргону можливе відхилення деяких важливих параметрів зварювання від заданих значень [237? 239]. Це, перш за все, довжина дугового проміжку і пов'язана з ним напруга на дузі. Зміна довжини дугового проміжку впливає на глибину проплавлення, на формування поверхні наплавленого шару. Тому при зварюванні необхідно контролювати довжину дугового проміжку. Для цього зварювальний палик оснащено системою АРНД (автоматичного регулювання напруги дуги).

Аргоно-дугове зварювання з додаванням присадного дроту виконували вольфрамовим електродом марки ЭВИ-2 діаметром 5 мм на прямої полярності. Як джерело живлення використовували апарат ARISTO-500. Поверхню пластин перед зварюванням очищали шабером і промивали спиртом. Для зварювання виготовляли дослідні присадкові порошкові дроти з різними типами флюсових наповнювачів. У зварених зразках визначали вміст газів, хімічний склад, а також виконували механічні випробування і металографічні дослідження.

Зварювання термічно нестабільних титанових сплавів утруднене у зв'язку з особливостями структурних змін та перебігом фазових перетворень у

металі шва та зоні термічного впливу при термо-деформаційному циклі зварювання, в результаті якого можливе утворення крихких та нестабільних фаз. Найбільш широке застосування для зварювання титану знайшло аргоно-дугове зварювання вольфрамовим електродом (TIG-зварювання). Цей спосіб зварювання є найбільш універсальним, оскільки дозволяє виконувати з'єднання в різних просторових положеннях, у стиснених умовах і не вимагає переналадження обладнання при зміні товщини виробу, що зварюється, і типу з'єднання. Як присадні матеріали для зварювання титану застосовують титанові зварювальні дроти або прутки, від складу яких залежать властивості зварних з'єднань. Для з'єднання титану і його сплавів знайшов а також застосування такий різновид цього способу, як зварювання наскрізним проплавленням. При зварюванні наскрізним проплавленням вольфрамовий електрод не занурюється в метал, а довжина дуги становить 0,5...0,8 мм, стовп дуги занурений у метал і контрагований. В цьому випадку за рахунок контрагування дуги втрати тепла в навколишнє середовище менші, ніж при звичайному TIG-зварюванні поверхневою дугою, що підвищує коефіцієнт використання тепла дуги, крім того створюється збільшений тиск стовпа дуги на зварювальну ванну, що в результаті підвищує глибину проплавлення металу. Цей спосіб зварювання дозволяє отримувати з'єднання завтовшки до 12 мм. Схема збирання для автоматичного АДЗ наскрізним проплавленням без обробки кромок наведена на рис. 2.3, а. Виконувати з'єднання зварюванням вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням можливо як без подачі присадного дроту, так і з подачею присадного дроту в зварювальну ванну.

Аргоно-дугове зварювання по флюсу є ефективним способом впливу на проплавну здатність дуги, при якій в атмосферу дуги вводяться галогеніди лужних та лужноземельних металів, що призводять до зміни характеру проплавлення металу шва. Схема збирання для автоматичного АДЗ по флюсу наведена на рис. 2.3, б. АДЗ по флюсу має більш жорсткі вимоги до збирання, що обумовлено необхідністю забезпечити неперервність кільця рідкого

металу навколо зварювальної ванни. Допустими відхилення при збиранні для АДЗ по флюсу наведено на рис. 2.3, в.

Головні переваги АДЗ по флюсу це глибоке проплавлення, невелика довжина ЗТВ і зниження величини зварювального струму за збереження тієї ж глибини проплавлення. Це призводить до зміни характеру проплавлення металу і сприяє збільшенню глибини провару. Тому АДЗ вольфрамовим електродом за шаром флюсу має суттєві технологічні та металургійні переваги порівняно із простою АДЗ. Схема приварки вивідних планок наведена на рис 2.4.

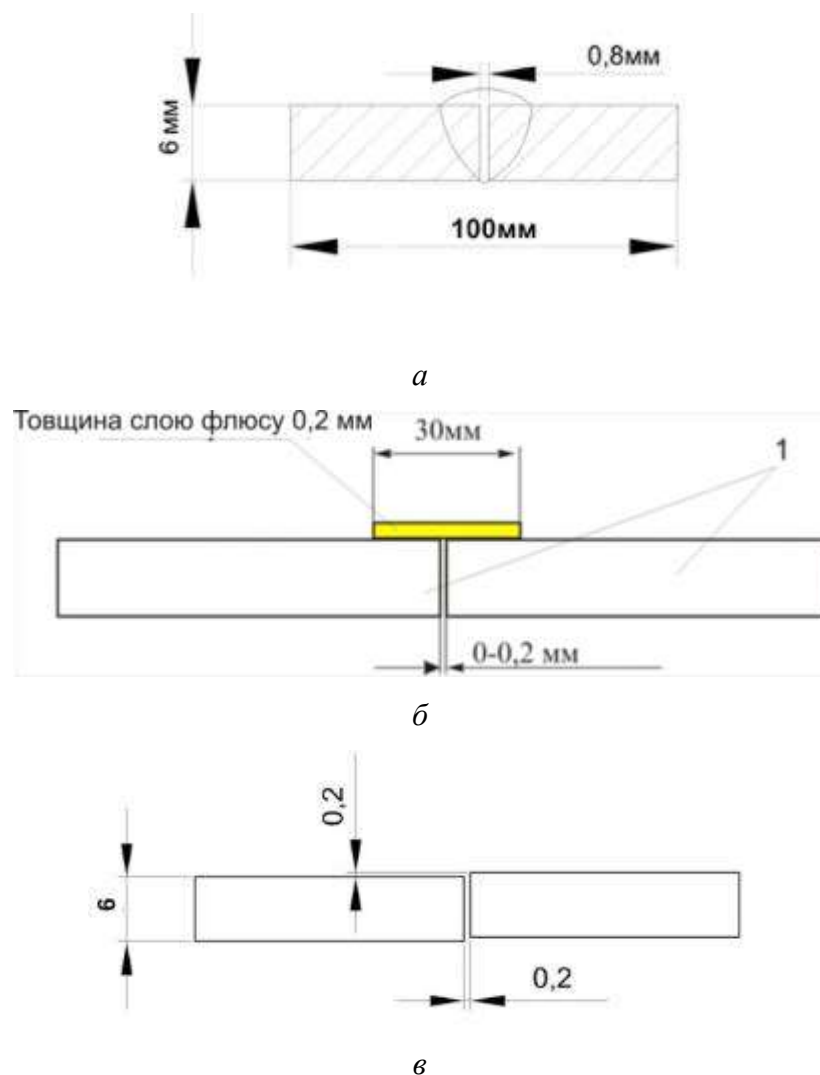


Рисунок 2.3 *а* - Схема збирання для автоматичного АДЗ наскрізним проплавленням без обробки кромки; *б* - схема збирання для автоматичного АДЗ по шару флюсу без обробки кромки; *в* - схема допустимих відхилень під час складання під зварювання по шару флюсу

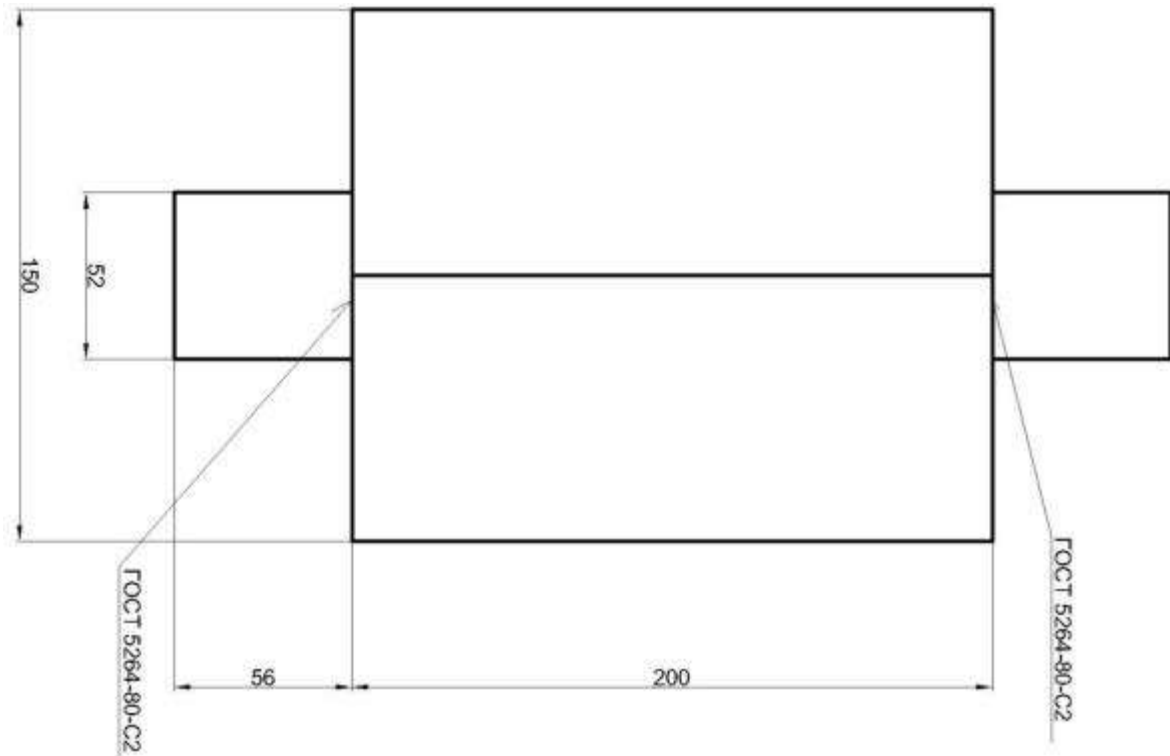


Рисунок 2.4 – Схема збирання зразків для одностороннього аргонодугового зварювання вольфрамовим електродом високоміцних титанових сплавів

2.3 Устаткування та методика для електронно-променевого зварювання високоміцних титанових сплавів

Електронно-променеве зварювання (ЕПЗ) це другий найбільш широко вживаний для титанових сплавів спосіб зварювання. Електронно-променеве зварювання проводили на модернізованій установці УЛ-144. Електронно-променева зварювальна установка включає наступні основні вузли і пристрої: герметичну камеру, вакуумну систему з форвакуумним і високовакуумним насосами, зварювальну гармату з системами електроживлення, фокусування, управління променем, допоміжні ланцюги і контрольно-вимірвальну апаратуру (рис. 2.5).

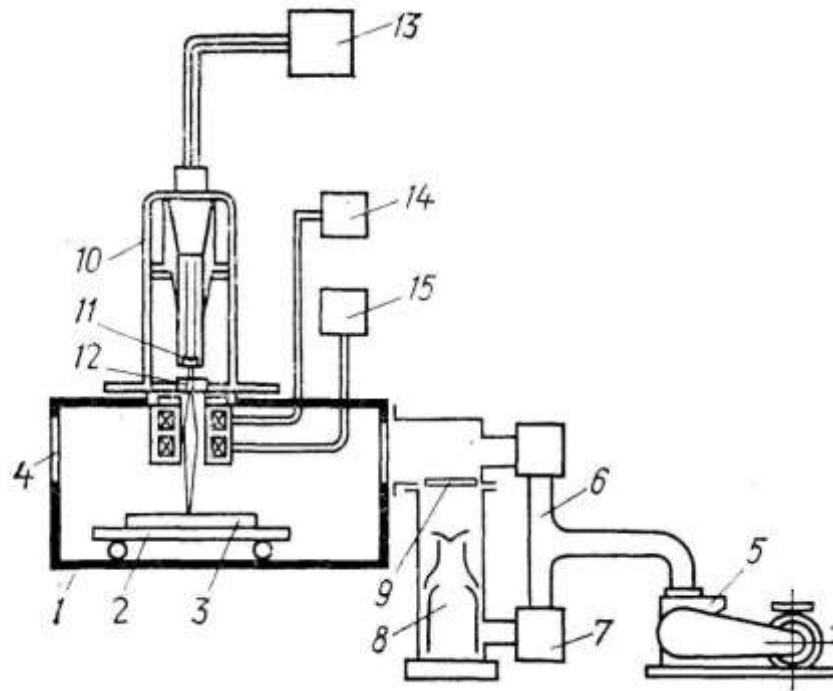


Рисунок 2.5 – Схема електронно-променевої зварювальної установки:

1 — вакуумна камера; 2 — механізм переміщення; 3 — виріб що зварюється; 4 — оглядове вікно; 5 — форвакуумний насос; 6 — вакуумпровід; 7 — вентиль; 8 — високовакуумний насос; 9 — затвор високовакуумного агрегату; 10 — зварювальна гармата; 11 — катод; 12 — анод; 13 — високовольтне джерело живлення; 14 — система фокусування променя; 15 — система електромагнітного відхилення пучка електронів.

Установка УЛ-144 оснащена джерелом живлення ЕЛА 60/60, зварювальною гарматою ЦФ-19 (рис. 2.6, а) і приладом керування променем СУ-220 (рис. 2.6, б). Схема зварювальної гармати ЦФ-19 приведена на рис. 2.7. Катод гармати, нагріваючись до високих температур, емітує електрони. Між катодом і анодом створюється потужне електричне поле: позитивний потенціал анода досягає декількох десятків тисяч вольт. Тому електрони на шляху до анода здобувають значну енергію й розганяються до великих швидкостей.



а

б

Рисунок 2.6 - Зовнішній вид електронно-променевої гармати ЦФ-19 та прилада керування променем СУ-220 установки УЛ-144

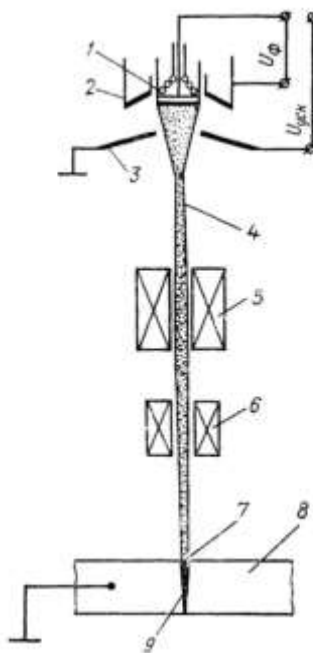


Рисунок 2.7 – Схема електронно-променевої зварювальної гармати з електростатичним та електромагнітним фокусуванням променя: 1 – катод; 2 – прикатодний електрод; 3 – анод; 4 – електронний промінь; 5 – фокусуєча магнітна лінза; 6 – магнітна відхиляюча система; 7 – фокусна пляма; 8 – зварювальний виріб; 9 – зварювальний шов.

Електрони піддаються стисканню в пучок за допомогою прикатодного електрода (так зване електростатичне фокусування). Катод, прикатодний електрод і анод (прискорювальний електрод) утворюють прожектор, що забезпечує первинне формування збіжного пучка електронів. Електромагнітні лінзи, що фокусують пучок, щоб досягти максимальної щільності енергії в перетині пучка. В сучасних зварювальних гарматах використовується саме таке комбіноване електростатичне й електромагнітне фокусування. За допомогою магнітної відхиляючої системи коректують положення променя щодо крайок деталей, що зварюються. Оскільки ЕПЗ здійснюється в основному без присадного дроту, стикові з'єднання виконуються без оброблення кромки. Схема збирання зразків для ЕПЗ високоміцних титанових сплавів товщиною 8 мм, наведена на рис. 2.8, збирання зразків товщиною 10 мм та 13 мм виконувалось аналогічно. При виконанні ЕПЗ збирання зварних з'єднань здійснювалося з мінімальним зазором(0...0,1 мм).

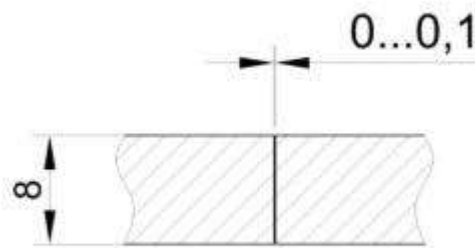


Рисунок 2.8 – Схема збирання зразків для ЕПЗ без обробки кромки титанових сплавів

2.4 Визначення теплофізичних властивостей багатокомпонентних високоміцних титанових сплавів

Вивчення впливу термічного циклу аргоно-дугового зварювання вольфрамовим електродом на структурні перетворення проводилося за допомогою нестационарного теплового аналізу з урахуванням теплоти фазового переходу. Задача теплового аналізу полягає в розрахунку і

розподілі температур і відповідних теплових параметрів в заданій системі. Основу теплового аналізу є рівняння теплового балансу, отримане відповідно до принципу збереження енергії. Для проведення нестационарного теплового аналізу з фазовим переходом необхідно визначити залежність ентальпії від температури для дослідних титанових сплавів. З численних емпіричних співвідношень, які пропонувалися для обчислення теплоємностей твердих тіл, найбільшого поширення має правило Неймана - Коппа, відоме ще як правило адитивності теплоємності. Це правило дозволяє приблизно обчислювати теплоємність хімічних сполук. Згідно з цим правилом, теплоємність хімічних сполук в твердому стані дорівнює сумі теплоємностей елементів, що входять в цю сполуку.

Для наближеної оцінки питомої теплоємності сплаву (C) використовується співвідношення виду:

$$C = \sum_{i=1}^n N_i C_i, \quad (2.1)$$

де C - питома теплоємність сплаву, кДж/(кг·К); N_i - масові частки компонентів сплаву, %; C_i - питомі теплоємності компонентів сплаву, кДж/(кг·К); n - кількість компонентів сплаву.

Теплоємність при високих температурах для всіх складових легуючих елементів, що входять до складу поширених титанових сплавів ВТ19, ВТ6, ВТ23, Т120 та інших приведена на рис. 2.9. Результат розрахунку теплоємності за виразом 2.1 для нового високоміцного складнолегованого титанового ($\alpha+\beta$)-сплаву Т120 (див. табл.2.1), в порівнянні з вже відомими даними про теплоємність сплаву ВТ23 наведені на рис. 2.10. Теплоємності для нового високоміцного титанового псевдо- β -сплаву ВТ19, в порівнянні з вже відомими даними про теплоємність технічного титану ВТ1-00, наведені на рис. 2.11. Теплоємність економнолегованого титанового псевдо- β -сплаву Ті-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe наведена на рис. 2.12. Слід зазначити, що різке падіння теплоємності в інтервалі температурі 1200...1300 К в сплавах пов'язано з $\alpha \rightarrow \beta$ перетворенням і більш низькою теплоємністю β -фази.

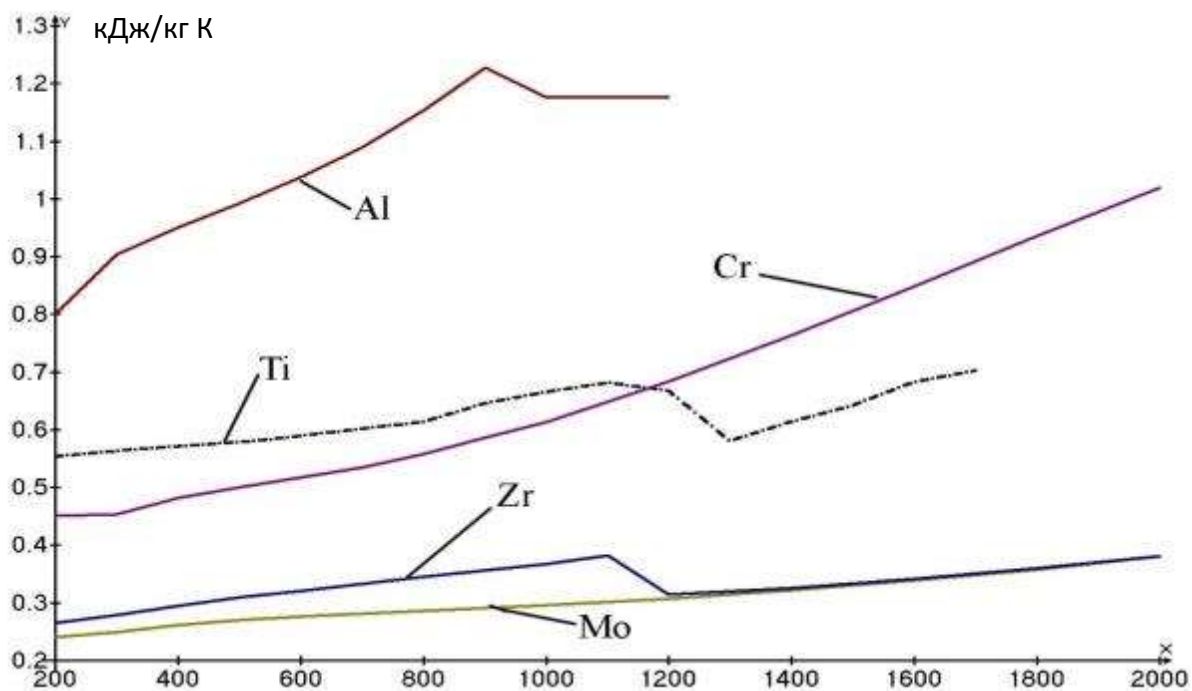


Рисунок 2.9 - Теплоємність легуючих елементів, що входять до складу титанових сплавів в діапазоні температур від 200 до 2000 К.

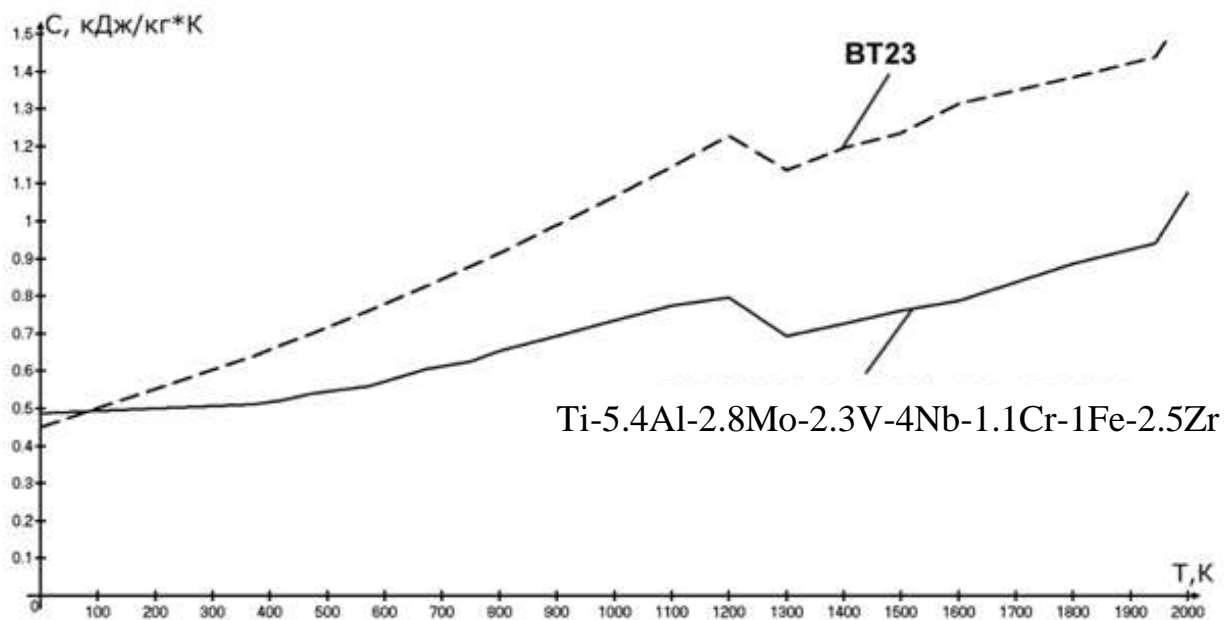


Рисунок 2.10 - Теплоємність складнолегованого титанового ($\alpha+\beta$)-сплаву T120 системи $\text{Ti-5.4Al-2.8Mo-2.3V-4Nb-1.1Cr-1Fe-2.5Zr}$

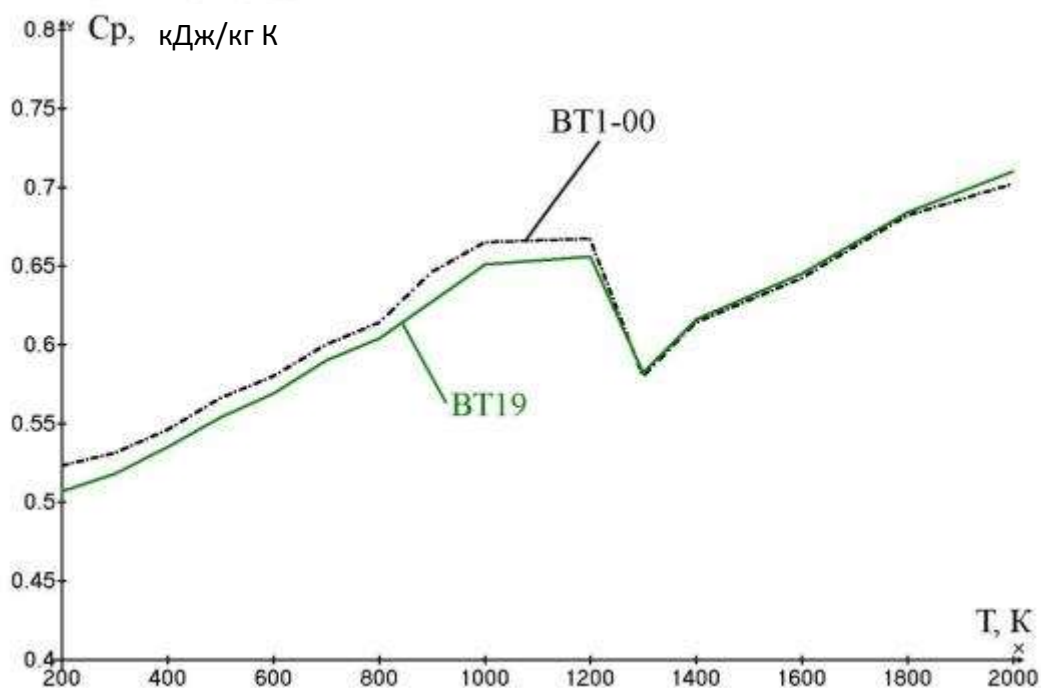


Рисунок 2.11 - Теплоємність титанового псевдо- β -сплаву VT19 в порівнянні з теплоємністю сплаву VT1-00 в діапазоні температур від 200 К до 2000 К

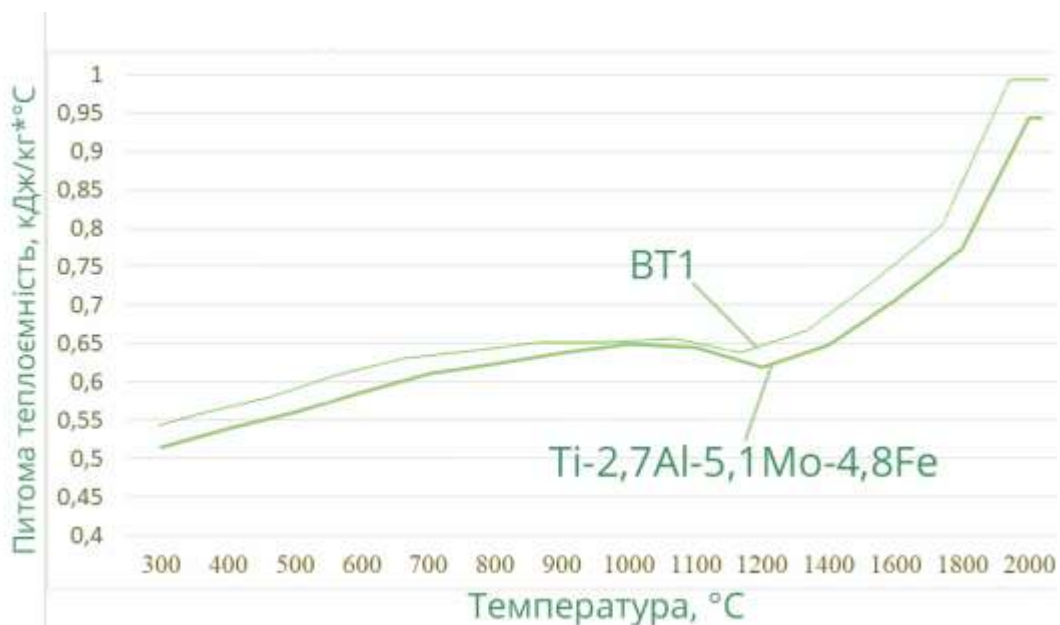


Рисунок 2.13 – Теплоємність економнолегованого титанового сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe, в порівнянні із теплоємністю сплаву VT1-0 в діапазоні температур від 200 до 2000 К

Таким чином, для проведення математичного моделювання теплових процесів в $(\alpha+\beta)$ -сплаві Т120, псевдо- β -сплаві ВТ19, економно-легованому псевдо- β -сплаві Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe в діапазоні температур від 200К до 2000К. Також показано, що такі легуючі елементи, як хром, цирконій і молібден, знижують теплоємність сплаву в порівнянні з нелегованим титаном марки ВТ1-00.

2.5 Методика вивчення впливу термічного циклу зварювання на формування зварних швів високоміцних титанових сплавів

Експериментальне вивчення закономірностей процесу аргоно-дугового зварювання псевдо- β -титанового сплаву є трудомістким завданням в зв'язку з великим числом параметрів процесу зварювання [243-245].

Аналітичне дослідження впливу термічного циклу зварювання на структурно-фазовий стан зварних з'єднань високоміцних титанових сплавів виконувалося з допомогою нестационарного теплового аналізу з урахуванням теплоти фазового переходу [246]. Виконувалося математичне моделювання методом кінцевих елементів із застосуванням програмного комплексу ANSYS процесу АДЗ вольфрамовим електродом. В результаті розрахунку отримано теплові поля в звареному виробі.

Задача теплового аналізу полягає в розрахунку розподілу температур і відповідних теплових параметрів в заданій системі [247, 248]. Основною теплового аналізу є рівняння теплового балансу, отримане відповідно до принципу збереження енергії [249]. У процесі дослідження враховувався вплив таких параметрів процесу АДЗ вольфрамовим електродом як струм зварювання, напруга на дузі, швидкість переміщення анодного плями на розміри і форму проплавлення основного металу, зони термічного впливу. Отримане за допомогою програмного комплексу ANSYS температурне поле використовували для визначення інших теплових параметрів: швидкості охолодження, температурних градієнтів, ймовірного фазового складу металу шва і ЗТВ [250].

Як правило, рішення рівнянь теплового потоку для будь-яких умов зварювання є складною проблемою. Для того, щоб знайти аналітичні рішення рівнянь, необхідно зробити багато спрощень та припущень. Щоб зробити проблему більш аналітичною, ми робимо наступні припущення:

1. Матеріал заготовки вважається однорідним та ізотропним.
2. Теплопровідність через заготовку, як правило, набагато більша, ніж будь-який теплообмін з оточенням завдяки природній конвекції або випромінюванню.
3. Джерелом тепла вважається рухома лінія, яка рівномірно проходить по всій товщині пластини.
4. Розглядається розподіл Гауса, який є більш репрезентативним для джерела тепла.
5. Аналіз рухомого джерела тепла полегшується за допомогою системи координат, яка приєднана до джерела тепла.
6. У реалістичній моделі теплопровідність і питома теплоємність слід розглядати як функції температури. Рівняння лінеаризується, припускаючи, що фізичні коефіцієнти матеріалу, такі як теплопровідність, не залежать від температури.

Для розрахункового визначення впливу параметрів режиму зварювання на формування зварного шва, враховуючи вище згадані припущення, була побудована тривимірна математична модель теплових процесів в титані при зварюванні з сканируючим джерелом нагрівання, основу якої складає диференціальне рівняння теплопровідності [251].

$$\rho c \left(\frac{\delta T}{\delta t} \right) = \frac{d}{dx} \left(\lambda_x \frac{dT}{dx} \right) + \frac{d}{dy} \left(\lambda_y \frac{dT}{dy} \right) + \frac{d}{dz} \left(\lambda_z \frac{dT}{dz} \right), \quad (2.2)$$

де: t – поточний час, сек; ρ – щільність матеріалу, кг/м^3 ; c – питома теплоємність, $\text{кДж}/(\text{кг}\cdot\text{К})$; λ – коефіцієнт теплопровідності, $\text{Вт}/(\text{м}\cdot\text{К})$.

Розглянемо двофазну теплопровідну середу і дамо індекс 1 до всіх величин, що належать до твердої фази, індекс 2 - до рідкої. Тоді умова узгодження температур на границі фазового переходу має вигляд:

$$T_1 = T_2 = T^* = const \quad (2.3)$$

А умовою для теплових потоків є умова Стефана (для одновимірного випадку)

$$L\rho \frac{d\xi}{dt} = \left(\lambda_1 \frac{\partial T_1}{\partial x} - \lambda_2 \frac{\partial T_2}{\partial x} \right) \Big|_{x=\xi(t)}, \quad (2.4)$$

де L – прихована теплота плавлення, кДж/кг, ρ – щільність матеріалу, кг/м³, λ – коефіцієнт теплопровідності Вт/(м·К), $\xi(t)$ – межа фазового переходу.

Наявність розриву теплового потоку на границі фазового переходу можна інтерпретувати, як δ -образне джерело тепла потужністю

$$W_L = L\rho \frac{d\bar{n}}{dt} \delta(p - p_0) \quad (2.5)$$

де p_0 – точка, яка належить ξ ; p – довільна точка області рішення; \bar{n} – нормаль до границі, зовнішня щодо твердої фази.

Визначимо коефіцієнти рівняння у вигляді

$$\lambda(T) = \begin{cases} \lambda_1, T < T^* \\ \lambda_2, T > T^* \end{cases} \quad (2.6)$$

$$C(T) = \begin{cases} C_1, T < T^* \\ C_2, T > T^* \end{cases} \quad (2.7)$$

$$\lambda_1 = \lambda_2; C_1 = C_2 \text{ при } T = T^*$$

Тоді рівняння теплопровідності буде єдиним для рідкої і твердої фази

$$c\rho \frac{dT}{dt} = \operatorname{div}(\lambda \times \operatorname{grad}T) + L\rho \frac{d\bar{n}}{dt} \delta(p - p_0) + f \quad (2.8)$$

Розглянемо ентальпію (теплоємність) у вигляді

$$H = \int_0^T c\rho dT + L\rho \eta(T - T^*) \quad (2.9)$$

де $\eta(T - T^*)$ - одинична функція Хевисайда.

$$\eta(T - T^*) = \begin{cases} 1, T > T^* \\ 0, T < T^* \end{cases} \quad (2.10)$$

Очевидно, що

$$\begin{aligned} \eta(T - T^*) &= \eta(p - p_0) \\ \frac{d\bar{n}}{dt} \delta(p - p_0) &= -\frac{d}{dt} \eta(p - p_0) = -\delta(T - T^*) \frac{\partial T}{\partial t} \end{aligned} \quad (2.11)$$

Тоді

$$\frac{\partial H}{\partial t} = [c\rho + L\rho \delta(T - T^*)] \frac{\partial T}{\partial t} \quad (2.12)$$

ізамість рівняння (4.8) в подальшому будемо розглядати рівняння виду:

$$\bar{c}\rho \frac{dT}{dt} = \operatorname{div}(\lambda \times \operatorname{grad}T) + f, \quad (2.13)$$

де

$$\bar{c} = c + L\delta(T - T^*), \quad (2.14)$$

величину $L\delta(T - T^*)$ в подальшому будемо інтерпретувати як зосереджену на границі фазового переходу додаткову теплоємність.

Сформулюємо граничні умови, що описують теплообмін вироби з навколишнім середовищем. У загальному випадку визначені наступні початкові і граничні умови (рис. 2.13):

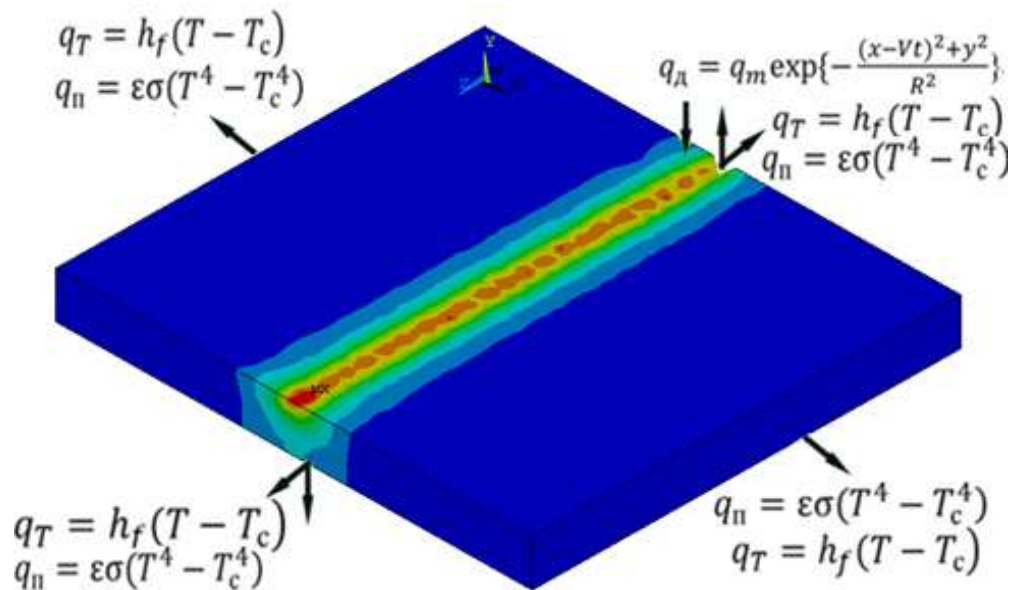


Рисунок 2.13 – Граничні умови, які описують теплообмін вироби із навколишнім середовищем

1. $T|_{t=0} = T_{\text{окр. ср.}}$ – задана температура вироби в початковий момент часу, дорівнює температурі навколишнього середовища (20 °C).
2. Тепловий потік на поверхні в зоні дії джерела нагрівання дорівнює:

$$-\lambda \frac{\partial T}{\partial t} = q_T + q_n + q_d \quad (2.15)$$

де q_T – конвективний теплообмін, Вт/(м²·К). Наближено визначається за правилом Ньютона:

$$q_T = h_f(T - T_c), \quad (2.16)$$

де h_f – коефіцієнт конвективної тепловіддачі, в даній моделі він приймається постійним і рівним $70, \text{Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$; T_c – температура навколишнього середовища, К; T – температура поверхні моделі, К; q_n – випромінювання через бічну поверхню, Дж/сек. Визначається за формулою:

$$q_n = \varepsilon \sigma (T^4 + T_c^4), \quad (2.17)$$

де, ε – коефіцієнт випромінювання ($\varepsilon = 0,3$; σ – постійна Стефана-Больцмана, $\text{Дж} \cdot \text{с}^{-1} \cdot \text{м}^{-2} \cdot \text{К}^{-4}$ ($\sigma = 5,6704 \cdot 10^{-8} \text{ Дж} \cdot \text{с}^{-1} \cdot \text{м}^{-2} \cdot \text{К}^{-4}$); q_d – розподіл теплового потоку на поверхні виробу Дж/сек. Визначається за формулою:

$$q_d = q_m \exp \left\{ -\frac{(x-Vt)^2 + y^2}{R^2} \right\}, \quad (2.18)$$

де q_m – найбільший тепловий потік в центрі плями нагріву, Дж/сек; V – швидкість зварювання м/с; R – радіус плями нагріву, м.

Як показано в роботі М.Х. Шоршорова розподіл теплового потоку для джерел тепла, які незначно поглиблені в ванну металу, можна приблизно описати нормальним законом [137]:

$$q = q_m e^{-kr^2}, \quad (2.19)$$

де q_m – найбільший тепловий потік в центрі плями нагріву, $\text{Вт}/\text{м}^2$; k – коефіцієнт зосередженості теплового потоку, $1/\text{м}^2$; r – радіальне відстань даної точки від осі джерела, м. Цю відстань можна вирахувати як:

$$r = \sqrt{x^2 + y^2} \quad (2.20)$$

Радіусом плями нагріву прийнято вважати відстань r , на якому питомий тепловий потік дорівнює: $q(r) = 0.05 \cdot q_m$

Звідси:

$$0,05 * q_m = q_m * e^{-kr_H^2} \quad (2.21)$$

$$e^{-kr_H^2} = 0,05$$

$$-kr_H^2 = \ln(0,05) = -2,9957 \quad (2.22)$$

$$kr_H^2 = 2,9957$$

$$r_H = \sqrt{\frac{2,9957}{k}} \quad (2.23)$$

Діаметр плями нагріву нашого джерела становить згідно з експериментальними даними $\approx 9,0$ мм. Це джерело прийнято називати нормально-круговим.

Звідси визначаємо коефіцієнт зосередженості:

$$k = \frac{2,9957}{r^2} = \frac{2,9957}{0,0045^2} = \frac{2,9957}{0,0002025} = 147937,39 \frac{1}{\text{м}^2} \quad \text{або} \quad 14,79 \frac{1}{\text{см}^2}$$

Ефективну потужність джерела нагріву визначимо за формулою:

$$q = U * I * \eta \quad (2.24)$$

де q – ефективна потужність джерела нагріву, Вт; U – напруга на дузі, В; I – сила зварювального струму, А; η – коефіцієнт корисної дії, %

Таким чином, для подальшого розрахунку теплових процесів на тривимірній кінцево-елементній моделі, встановлені граничні умови, що описують теплообмін виробу з навколишнім середовищем, визначений коефіцієнт зосередженості і згідно з експериментальними даними для математичної моделі заданий діаметр плями нагріву, в залежності від струму зварювання становить 4,5-6 мм.

Кінцево-елементна тривимірна модель теплових процесів зварювання представлена на рис. 2.14 *а*. Як показано на рисунку, модель виробу була розбита на сітку із різним розміром елементів. В центрі шва, та на границі ЗТВ розмір елементів складає 0,003 мм. В зоні основного металу, та ЗТВ, яка межує з основним металом – 0,025 мм (рис 2.14, *б*).

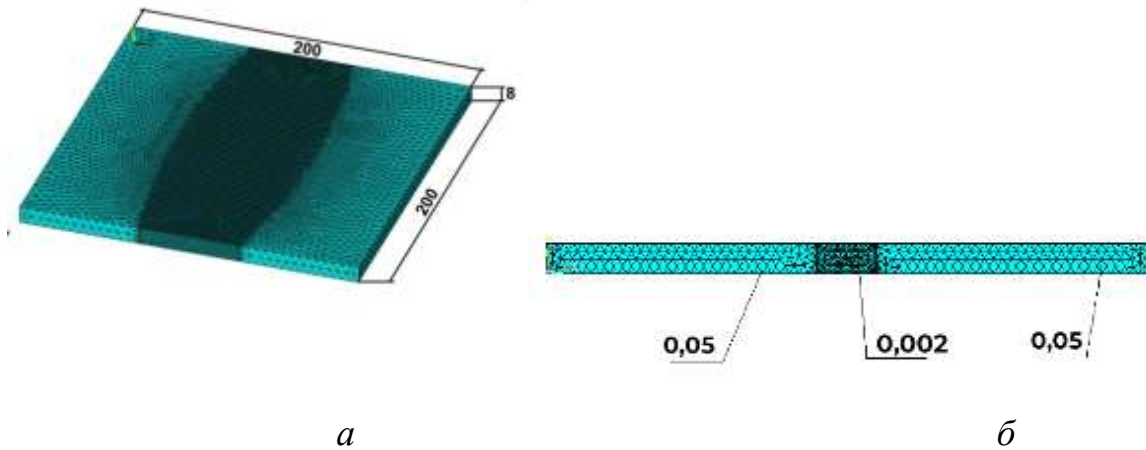
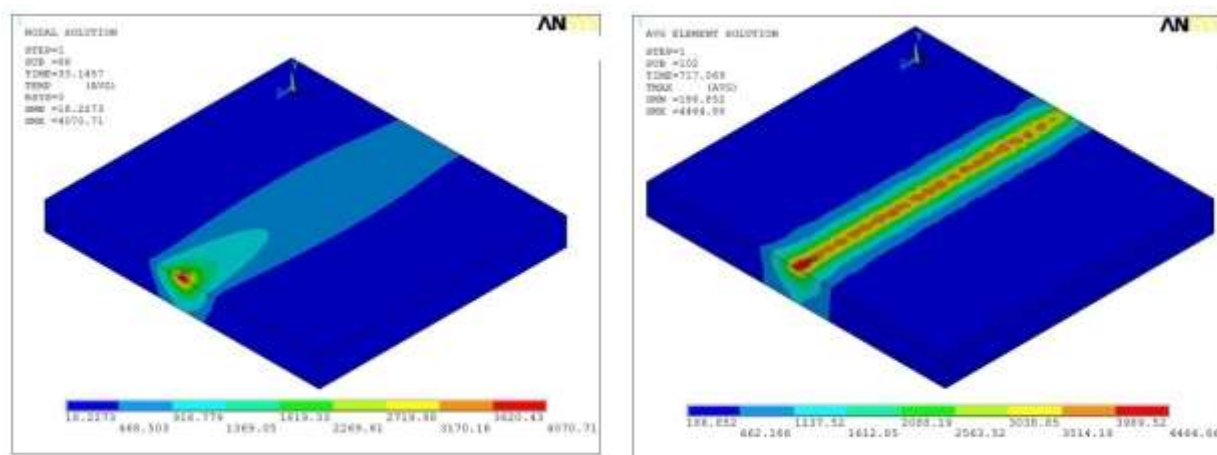


Рисунок 2.14 - Кінцево-елементна модель, застосована в розрахунках в програмі «ANSYS» розміром $200 \times 100 \times 6$ мм (а); величина елементів сітки тривимірної моделі (б)

З урахуванням вищенаведених початкових і граничних умов з використанням програмного модуля «ANSYS» були отримані розрахункові теплові поля в зварному виробі (рис. 2.15,а) [250-252]. За результатами розрахунків, були побудовані ізотерми максимальних температур, за якими визначали геометрію і розміри зони проплавлення, ЗТВ, зони поліморфного перетворення. Результат розрахунку теплових полів в зварному з'єднанні в тривимірному вигляді представлений на рис. 2.15,б. Аналіз отриманих даних дозволяє виділити наступні характерні ділянки на яких метал нагрівається до відповідних максимальних температур (Рис 2.16). Комп'ютерне моделювання дозволило чітко визначити границі між характерними зонами ЗТВ: зона сплавлення, ділянка повного поліморфного перетворення і повної перекристалізації, ділянка неповної перекристалізації, ділянка поступового переходу до основного металу, де можливе низькотемпературне гідридне перетворення в разі забруднення основного металу воднем [253, 254].



а

б

Рисунок 2.15 – Отримані теплові поля після моделювання аргоно-дугового зварювання (а); ізотерми максимальних температур в зварному з'єднанні (б).

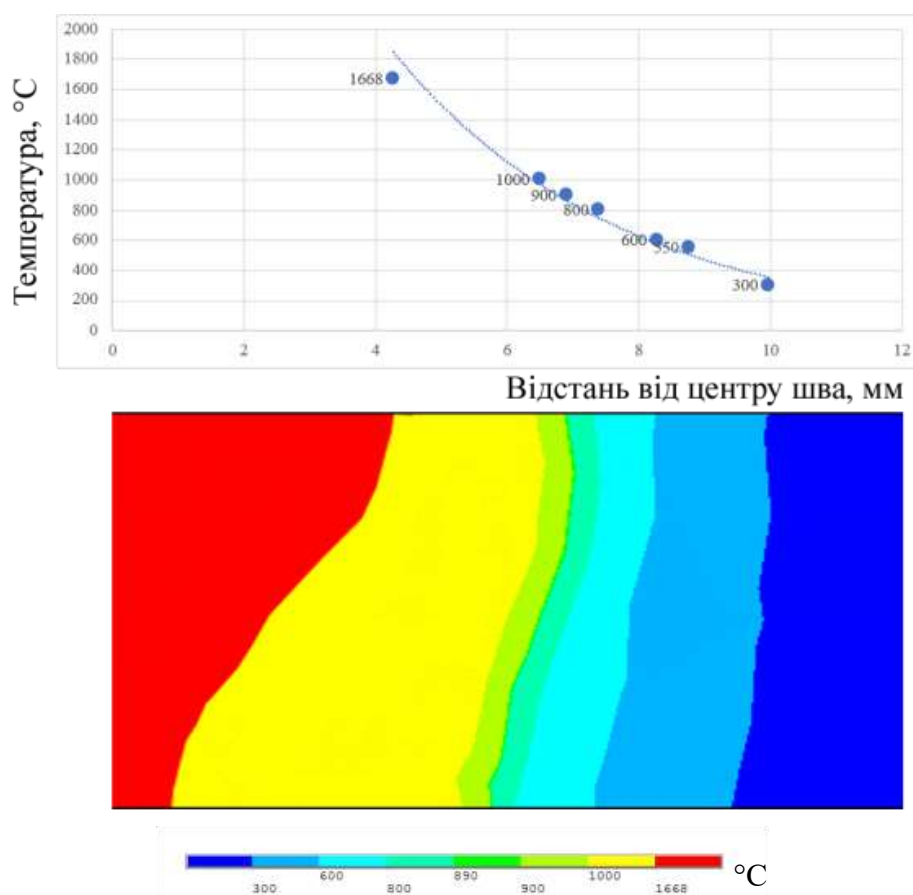


Рисунок 2.16. Результат розрахунку розподілу максимальних температур на поверхні економнолегованого титанового сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe ($I = 350\text{A}$, $U_d = 11\text{В}$, $V_{св} = 10\text{ м/г}$)

2.6 Методика експериментального визначення термічного циклу при ЕПЗ і АДЗ високоміцних титанових сплавів

Термічний цикл ЕПЗ характеризується високою швидкістю охолодження металу шва та ЗТВ з'єднання. Приклад типового термічного циклу при ЕПЗ титанового псевдо- β -сплаву ВТ19 товщиною 10 мм з попереднім підігрівом до 400°C наведено на рис. 2.17. Термічний цикл було записано для ділянки ЗТВ, яка розположена на відстані 3 мм від середини шва рис.2.18.

Приклад термічного циклу ЕПЗ титанового псевдо- β -сплаву ВТ19 з попереднім підігрівом до 400°C та післязварювальною ЛТОВ вакуумній камері при 750°C наведено на рис. 2.19. В зв'язку з тим що було застосовано кріплення термопар до зворотньої сторони з'єднання температура в середині з'єднання дещо більша ніж на зворотній поверхні. Для встановлення різниці температур в середині металу та на зворотній поверхні була застосована схема з двома термопарами, одна з яких була розміщена в глухому отворі, глибиною 8 мм, а друга закріплена до зворотньої сторони з'єднання. Термічний цикл ЕПЗ

Термічний цикл АДЗ характеризується меншою порівняно з ЕПЗ швидкістю охолодження металу шва та ЗТВ з'єднання. Приклад типового р термічного циклу при АДЗ економнолегованого титанового сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe з попереднім підігрівом до 400°C наведено на рис. 2.20, та рис. 2.21. Термічний цикл реального процесу зварювання економнолегованого титанового сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe з попереднім підігрівом до 200°C було записано для ділянки ЗТВ, яка розположена на відстані 16 мм від середини шва рис. 2.22.

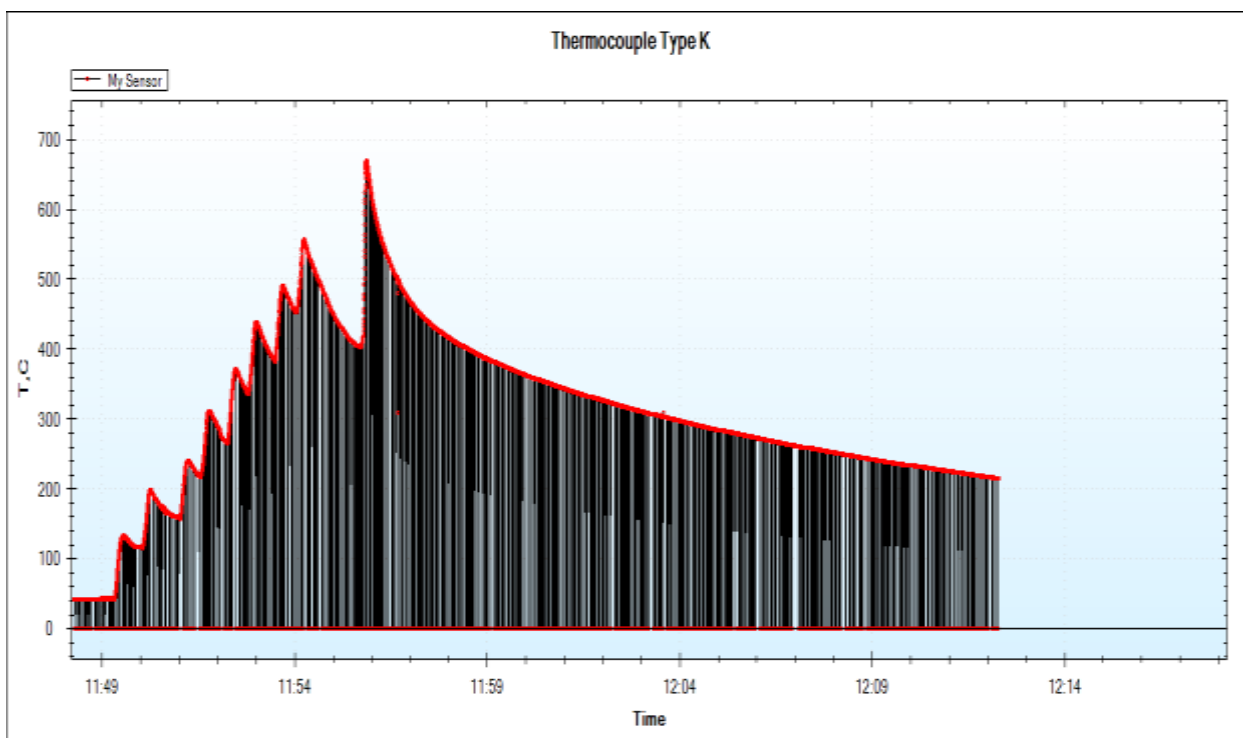
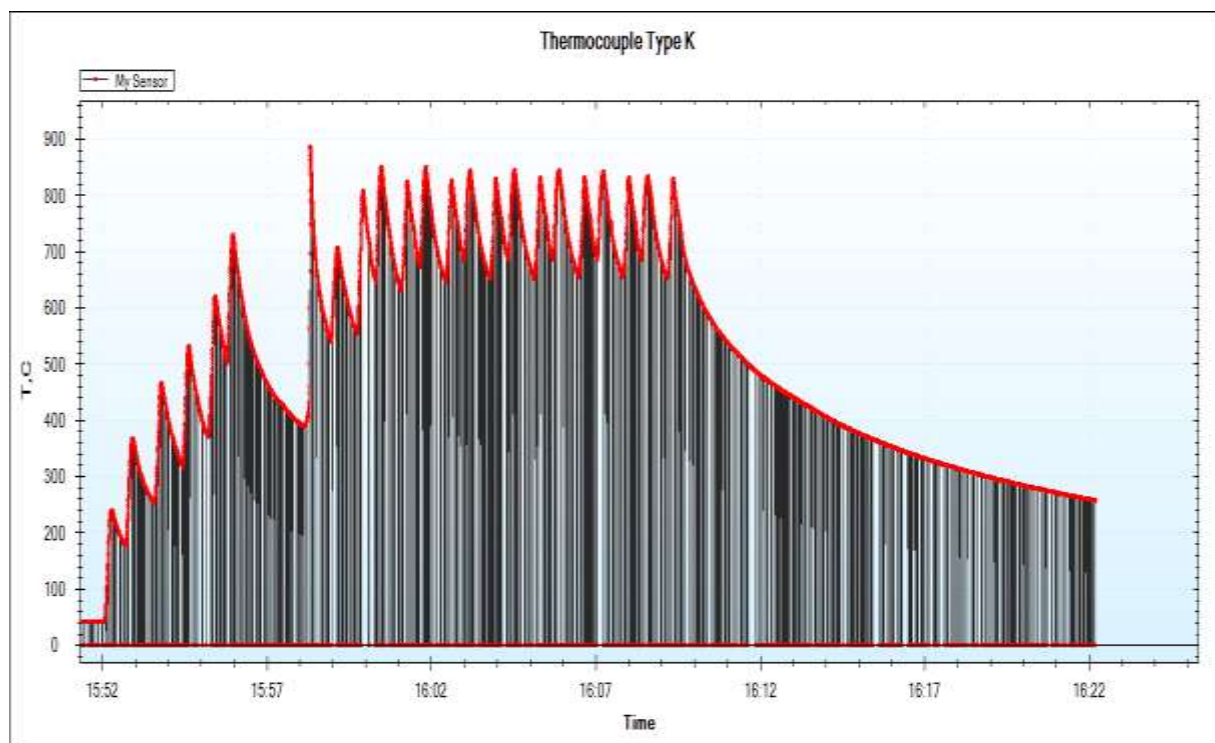


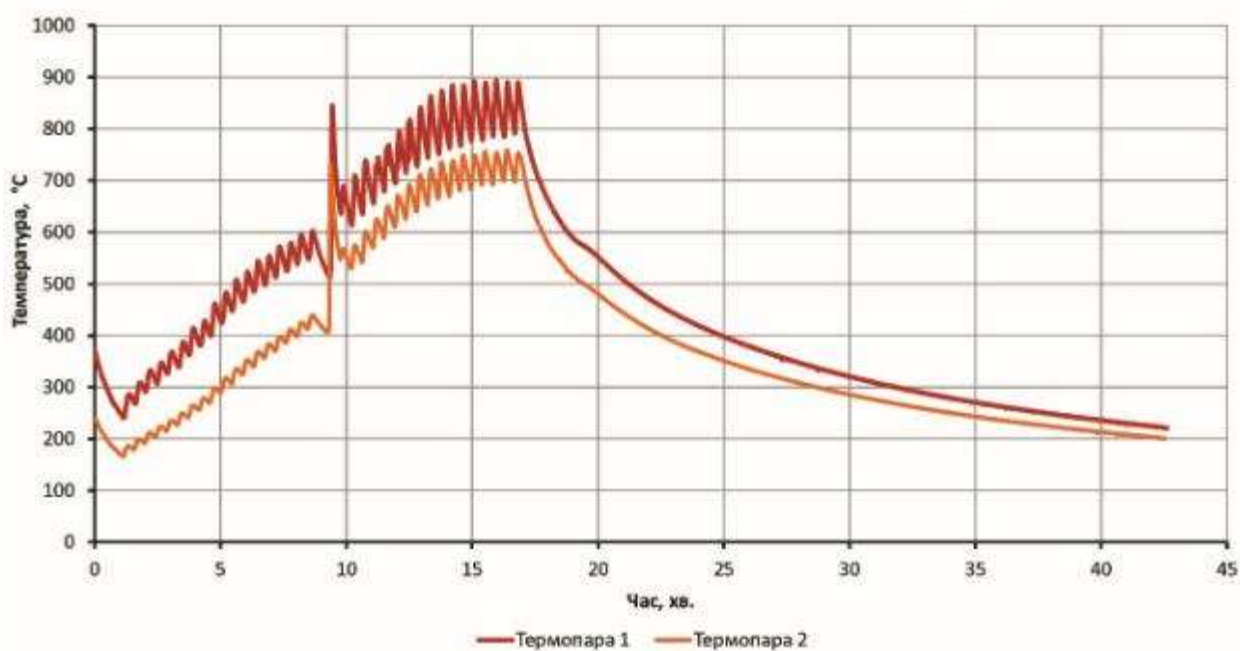
Рисунок 2.17 - Термічний цикл в ЗТВ при ЕПЗ титанового псевдо- β -сплаву ВТ19 з попереднім підігрівом до 400°C



Рисунок 2.18 - Зварне з'єднання титанового псевдо- β -сплаву ВТ19, виконане ЕПЗ ($I_{л} = 120\text{mA}$, $V_{зв} = 7\text{мм/с}$) в стані після зварювання з попереднім підігрівом до 400°C, коренева сторона



a



б

Рисунок 2.19 - Термічний цикл в ЗТВ при ЕПЗ титанового псевдо-сплаву ВТ19 з попереднім підігрівом до 400°C і подальшої ЛТО при 750°C: *a* – термопара закріплена до зворотньої поверхні з'єднання; *б* – Термопара 1 розміщена в глухому отворі, глибиною 8 мм, Термопара 2 закріплена до зворотньої поверхні з'єднання

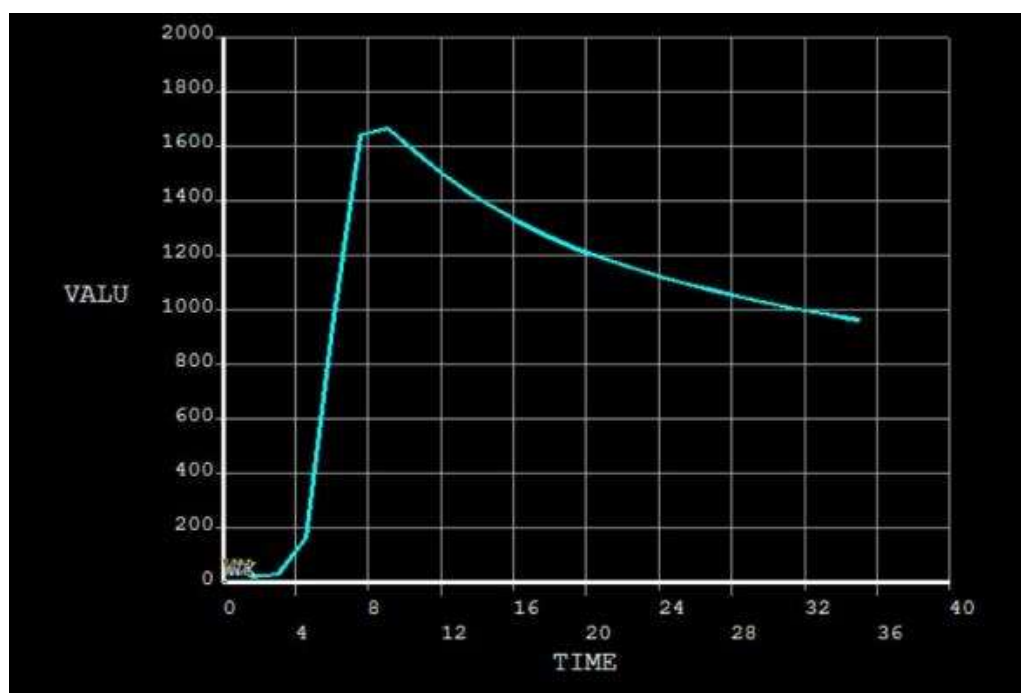
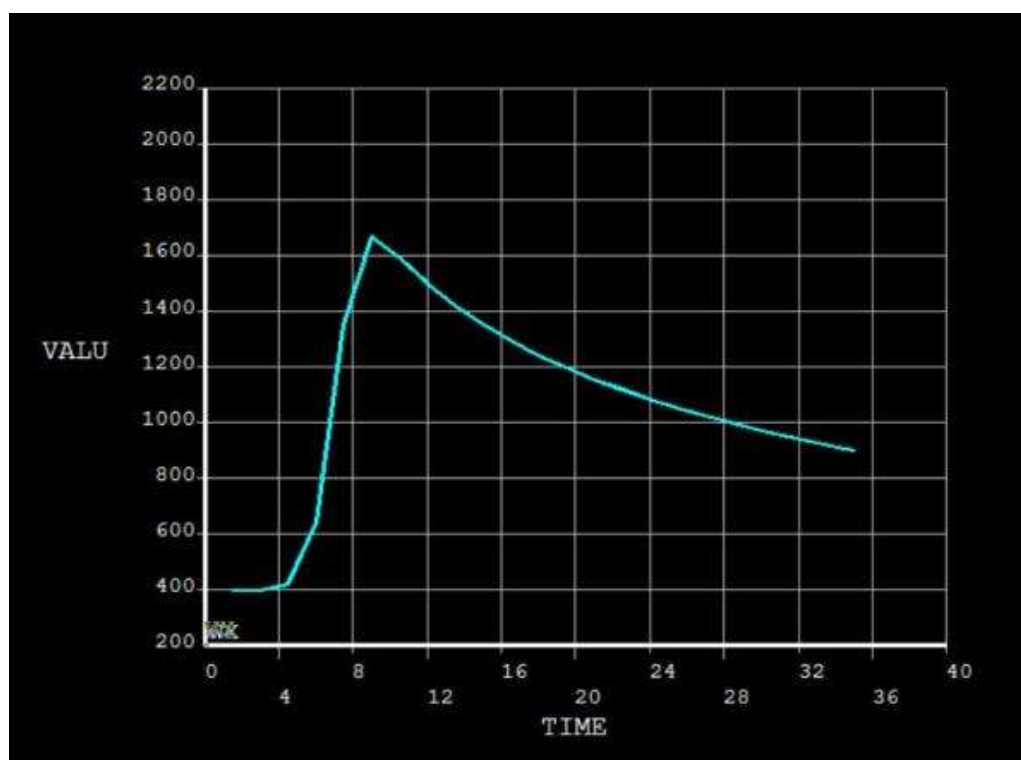
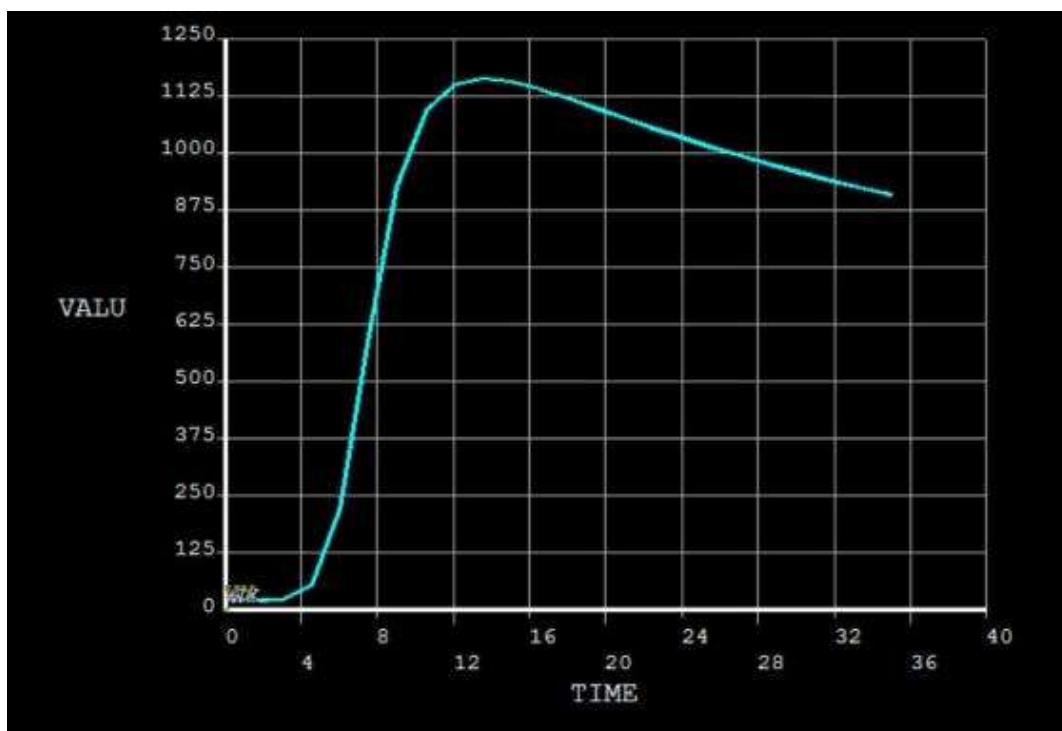
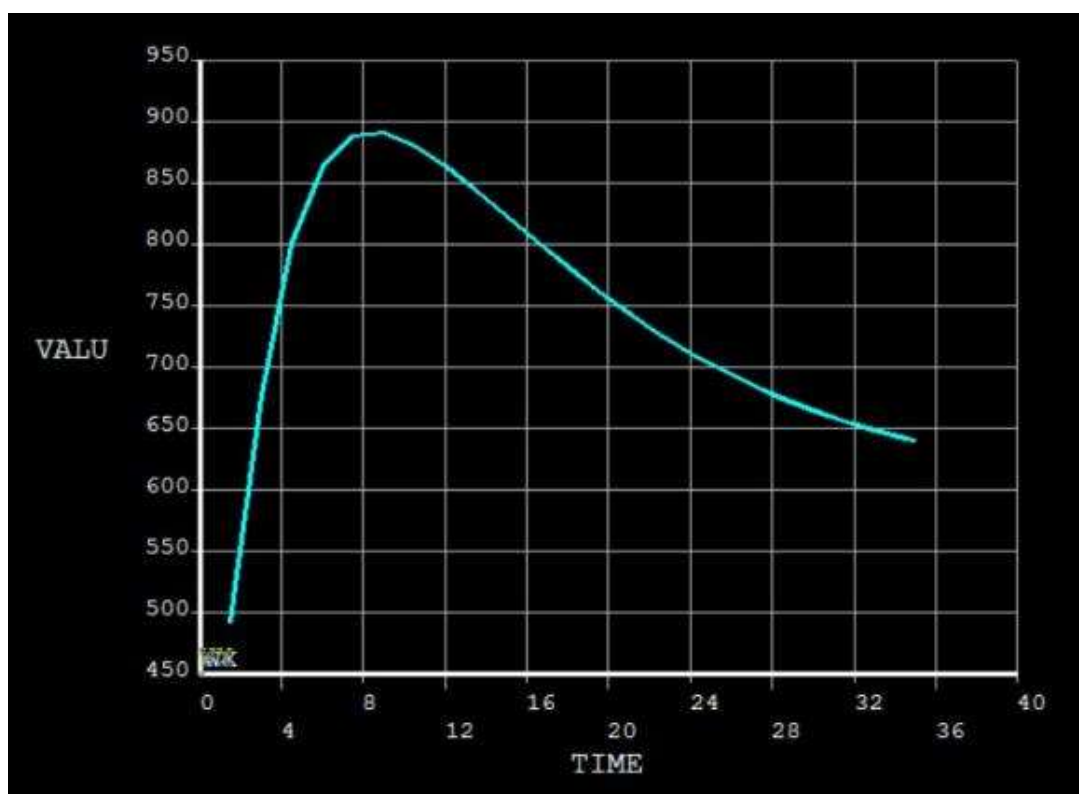
*a**б*

Рисунок 2.20 – Термічний цикл в центрі шва при АДЗ економнолегованого титанового псевдо- β -сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe: *a* – без попереднього підігріву; *б* – з попереднім підігрівом до 400°C



a



б

Рисунок 2.21 – Термічний цикл в ЗТВ при АДЗ, отриманий з використанням «ANSYS», економнолегованого титанового псевдо- β -сплаву $\text{Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe}$: *a* – без попереднього підігріву; *б* – з попереднім підігрівом до 400°C

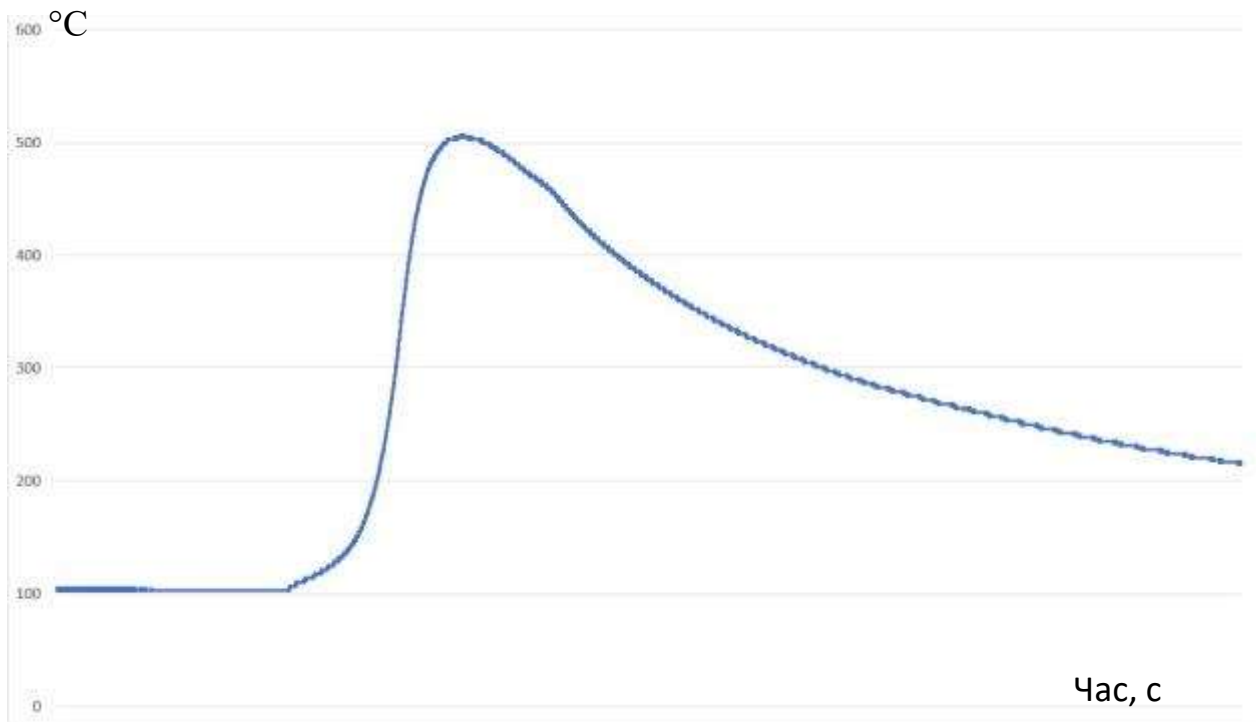


Рисунок 2.22 – Термічний цикл в центрі шва при АДЗ економічнолегованого титанового псевдо- β -сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe:z попереднім підігрівом до 100°C

Аналіз отриманих даних дозволив зробити висновки, що різниця між отриманими значеннями температур знаходиться в межах 88...131°C при температурах 700...800°C та 30...50°C при 500°C. Швидкість охолодження при ЕПЗ з попереднім підігрівом 400°C титанового сплаву VT19 в ЗТВ при температурі 800°C становить 7,2...8,3 °C/c при температурі 600°C становить 5,3 °C/c, а при температурі кінця поліморфного перетворення 500°C становить – 2,1 °C/c. Швидкість охолодження при ЕПЗ з попереднім підігрівом 400°C та ЛТО 750°C 10 хвилин титанового сплаву VT19 в ЗТВ характеризується дещо меншими значеннями. Так при температурі 800°C швидкість охолодження становить 8,3...8,8 °C/c, при температурі 600°C становить 2,2 °C/c, а при температурі кінця поліморфного перетворення 500°C становить – 1,0 °C/c. В цілому швидкості охолодження в ЗТВ при ЕПЗ значно вище ніж при АДЗ. Швидкості охолодження в металі зварного шва ще більші.

Таким чином, АДЗ за рахунок менших швидкостей охолодження дозволяє більше змінювати фазовий склад металу шва та ЗТВ зварних з'єднань високоміцних титанових сплавів.

2.7 Методики дослідження мікроструктури і механічних властивостей

Методика металографічних досліджень. Дослідження мікроструктури проводили на поперечних та поздовжніх мікрошліфах, які вирізались із зварних з'єднань різних титанових сплавів. Заготовки під шліфи затискали в струбцинах, після чого проводили шліфування їх на шліфувальному папері різної зернистості з поступовим переходом від більш грубого до більш тонкого абразиву. Шліфування проводили вручну на шліфувальному станку «Неріс». Після шліфування заготовки піддавали механічному поліруванню в два етапи. На першому етапі полірування проводили на кругах з фетру, за допомогою алмазних паст різної зернистості. На другому етапі полірування відбувалося із застосуванням водної суспензії окису хрому (Cr_2O_3) до дзеркального блиску. Після цього шліфи мили під струменем води і висушували за допомогою фільтрувального паперу.

Травлення шліфів проводили в водному розчині кислот - 15% HNO_3 + 5% HF. На шліфах оцінювали їх параметри: ширину, висоту і глибину проплавлення, наявність макродефектів (пор, тріщин, включень і т.д.). З метою оцінки структурних змін наплавленого металу на шліфах проводилося металографічне дослідження структури за допомогою оптичного мікроскопа «NEOFOT-30», оснащеного приставкою для цифрового фотографувати. Система реєстрації зображень здійснювалася комп'ютерною програмою «Quick Photo». Цифрове зображення оброблялося програмою «Atlas».

Визначення мікротвердості металу зварного шва, основного металу, зони термічного впливу, здійснювалося на приладі М - 400 фірми "LECO" при навантаженні 100 г з автоматичною системою навантаження і на мікротвердоміри ПМТ-3 з навантаженням на індентором 50 грам.

Визначення кількості фаз в у зварному з'єднанні, зоні термічного впливу та основному металі виконувалось на мікрошліфах. Виявлення мікроструктури та визначення фаз оснований на тому, що різні фази протравлюються і фарбуються неоднаково. Так, β -фаза має світлий колір на мікрошліфах, α -, α' , α'' - темний колір. В результаті травлення можна виявити форму та розміри окремих зерен, встановити величину, форму і орієнтування зерен, окремі фази і структурні складові, зміну внутрішньої будови металів і сплавів в залежності від умов їх отримання і обробки.

Для комп'ютерної обробки отриманих мікроструктур використовували програмний пакет Image-Pro Plus. Image-Pro Plus призначений для швидкого отримання, обробки та аналізу зображень. Цей пакет відрізняється від подібних програм простим, дружнім і інтуїтивно зрозумілим інтерфейсом і інтегрує в собі текст, дані обчислень і вимірювань (в тому числі статистичні) і графіку. Visual Basic-сумісна макро-мова дозволяє легко адаптувати пакет під специфічні завдання і розширити його можливості.

Отримані зображення мікроструктур з тієї чи іншої частини зварного з'єднання завантажувались в цю програму, де визначались зони з найменшою кількістю дефектів та включень. Ці зони вирізались та конвертувались у формат GrayScale. При необхідності, фотографії мікроструктури оброблялись, додаючи яркості, контрастності та/або гамми. Після обробки, за допомогою інструменту «Кронциркуль» програма Image-Pro Plus сканує зображення, та відокремлює світлі частини від темних частин на мікрошліфі відповідно до заданих параметрів (Рисунок. 2.23). Image-ProPlus підраховує площину кожної виділеної в ході сканування області. Кожній такій області присвоюється унікальний ідентифікаційний номер. Отримані розміри кожної частини того чи іншого кольору зберігаються у базу даних.

Після закінчення обробки, ця база даних вивантажується у форматі XLSX для подальшої роботи з нею у Microsoft Excel. За спеціально написаним макросом у Microsoft Excel вираховується площа усіх ділянок для кожного кольору, сумується для отримання загальної площі обробленого фраг-

мента мікроструктури і після чого розраховується відсоткове співвідношення фаз.

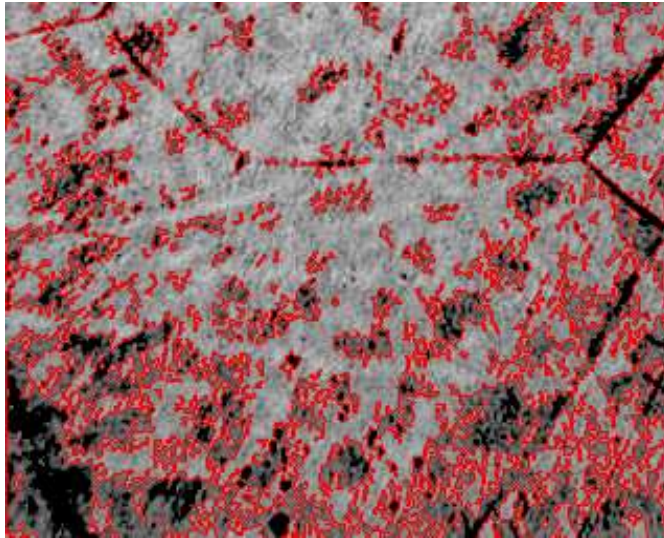


Рисунок 2.23 – Приклад обробки зображення мікроструктури титанового сплаву BT19 за допомогою програмного пакету Image-ProPlus

Методика визначення механічних характеристик. Властивості зварних з'єднань залежать від режиму зварювання, послідувочої термічної обробки, від вибору типу присадного дроту. Основними показниками механічних властивостей, які характеризують титанові сплави (згідно ГОСТ 1497-84) є: межа міцності (σ_b , МПа), межа плинності (σ_T , МПа), умовна межа плинності ($\sigma_{0.2}$, МПа) відносно подовження (δ ,%), відносне звуження (ψ ,%) і ударна в'язкість (КСV, Дж / см²). Механічні властивості визначали при нормальній температурі на зразках, які вирізали з основного металу і металу шва. Для визначення механічних властивостей зварних з'єднань були проведені випробування на статичний розтяг і ударний вигин. Ескізи зразків для випробувань на статичний розтяг і ударний вигин представлені на рисунку 2.24.

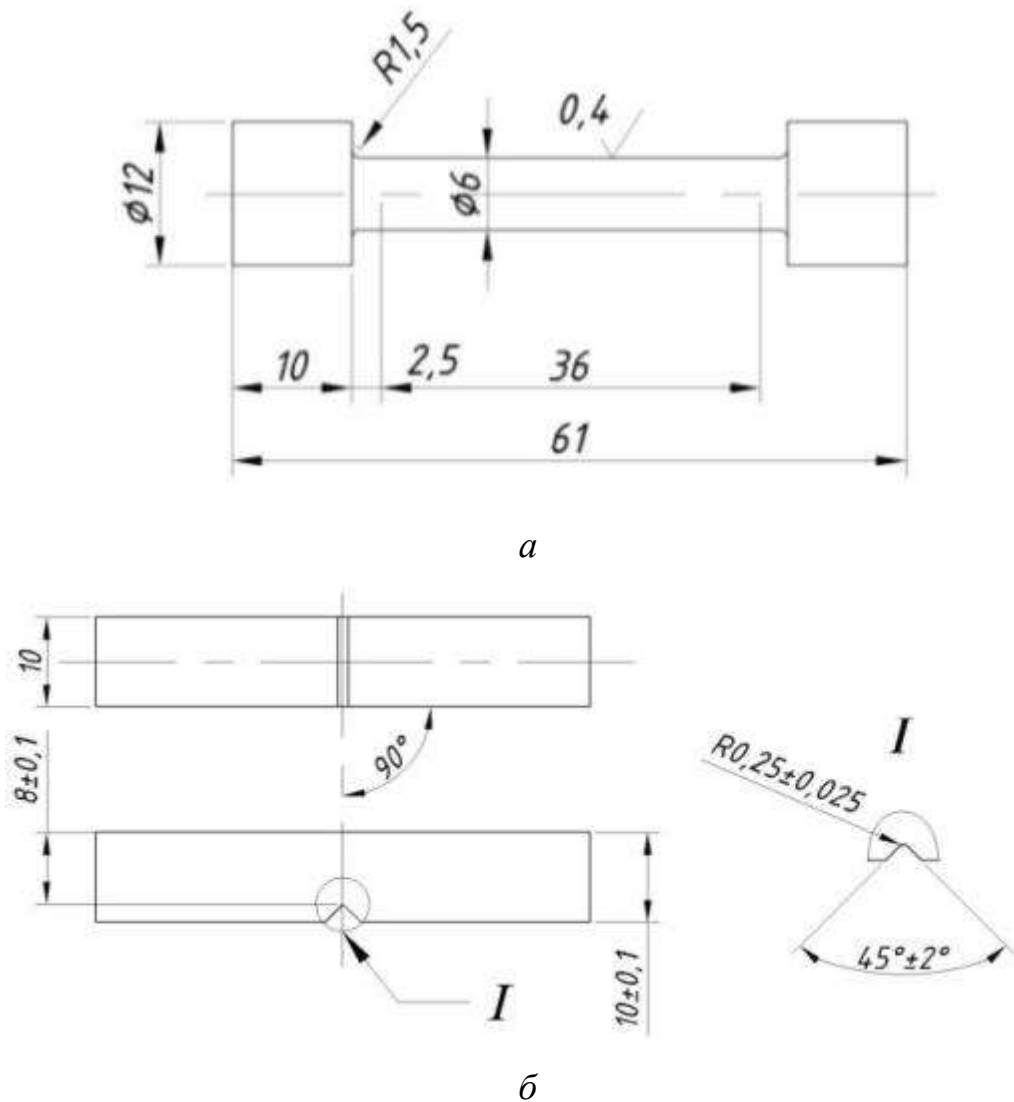


Рисунок 2.24 - Ескізи зразків для випробувань на статичне розтягнення (а) і ударну в'язкість (б)

Висновки до розділу 2

1. Для досліджень застосовано титанові сплави Т120, псевдо- β -сплави ВТ19, Timet LCB, LCB-5.1 та Ti-3.6Fe-0.25O які виробляли на багатоцільовій електронно-променевої установці методом електронно-променевої плавки з проміжною ємністю, зливок жароміцного титанового псевдо- α -сплаву легованого кремнієм, системи Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1.0V-0.6Si виплавляли на гарнісажній електронно-променевої установці ІСВ-004, пластичну деформацію заготовок проводили на прокатному стані марки Skoda 355/500 до товщин 10 мм та 6 мм за стандартною методикою та піддавали відпалу.

2. Для дослідження впливу термічного циклу зварювання на властивості високоміцних перспективних титанових сплавів обрано технології зварювання які найбільш широко застосовуються для титанових сплавів: електронно-променевого зварювання з використанням установки УЛ-144 і АДЗ з використанням установки ОБ1826 яку було оснащено піччю для попереднього підігріву зразків, причому АДЗ може здійснюється двома методами - АДЗ неплавким вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням і АДЗ вольфрамовим електродом з подачею присадного дроту.

3. Для дослідження хімічного складу та структури зварних з'єднань, зламів основного металу і зварних з'єднань застосовано оптичну мікроскопію, а саме мікроскоп Neophot-30, скануючу електронну мікроскопію (СЕМ) з високою роздільною здатністю "JAMP-9500F, скануючу електронну мікроскопію з рентгеноспектральним аналізатором, вивчення мікроструктури зварних з'єднань, склад і розподіл структурних складових виконуватиметься за допомогою растрових електронних мікроскопів JSM-840, а також мікродифракційно-просвічуючого електронного мікроскопа (JEM-200CX, JEOL, Японія).

4. Запропоновано методику визначення впливу АДЗ на швидкості охолодження в металі шва та ЗТВ з урахуванням попереднього підігріву на базі нестационарного теплового аналізу з фазовим переходом шляхом математичного моделювання за методом кінцевих елементів із застосуванням програмного комплексу ANSYS.

5. Розрахунковим методом визначено теплоємності титанових сплавів BT19, BT6, BT23, T120 та економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1 при різних температурах, визначено, що теплоємність сплаву LCB-5.1 при температурах 20 ... 810 °C на 2...6% менша, що пов'язано із низькими значеннями теплоємностей заліза та молібдену.

РОЗДІЛ 3

ЗАКОНОМІРНОСТІ ВПЛИВУ ТЕРМІЧНОГО ЦИКЛУ ЗВАРЮВАННЯ НА ФАЗОВИЙ СКЛАД ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ВИСОКОМІЦНИХ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ

3.1 Вплив термічного циклу зварювання на форму шва і ЗТВ зварних з'єднань високоміцних титанових сплавів

3.1.1 Аргоно-дугове наплавлення складно легованого титанового ($\alpha+\beta$)-сплаву T120

В металі шва та ЗТВ складно легованого титанового сплаву T120 виконаного аргоно-дуговим наплавленням за режимом $I_{зв} = 220$ А, $U = 12$ В, $V = 10$ м/год шляхом математичного моделювання за методом кінцевих елементів із застосуванням програмного комплексу ANSYS було обчислено розподіл температур, що дозволило виділити наступні характерні ділянки на яких метал нагрівається до відповідних максимальних температур (рис. 3,1, *a*): ділянка великого зерна, ділянка повного поліморфного перетворення та повної перекристалізації, ділянка неповної перекристалізації. Ділянка великого зерна (перегріву), по центру шва розташована на глибині від 1,9 до 2,1 мм від поверхні пластини. Тут метал нагрівається до температури плавлення і певний час знаходиться в рідкому стані, можливе утворення крихких фаз, розвиток хімічної неоднорідності. У зв'язку з великою схильністю титану до зростання зерен при нагріванні до високих температур в ділянці максимального перегріву утворюються великі зерна і при спільній дії інших несприятливих факторів (концентрація напруги, надмірний вміст шкідливих домішок та ін.), вони можуть сприяти окрихченню зварного з'єднання [255].

Ділянка повного поліморфного перетворення розташована на глибині від 2,1 до 4,6 мм від поверхні металу. Тут температури нагріву основного металу змінюються від температури плавлення до температури зростання β -зерен. Для цієї ділянки також характерна крупнозерниста структура. Високо-

температурна β -фаза зазнає при охолодженні поліморфного перетворення з утворенням великогольчастої α , α'' , $(\beta+\alpha)$ -фази або зі збереженням тільки метастабільної β -фази.

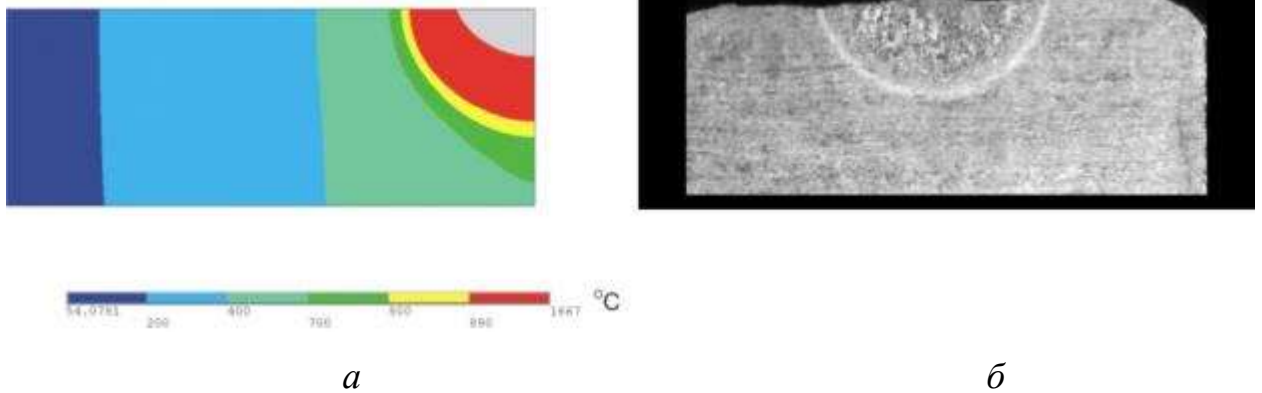


Рисунок 3.1 – *a* – результат розрахунку зони проплавлення основного металу та форма ЗТВ джерело нагріву: $I=220$ А, $U=12$ В, $\eta=0.6$, $V=10$ м/год; *б* - макрошліф АДЗ вольфрамовим електродом, режим: $I_{св} = 220$ А, $U_{д} = 12$ В, $V_{св} = 10$ м/год

Ділянка повної перекристалізації, розташована на глибині від 4,6 до 5,1 мм від поверхні металу. Температури нагріву основного металу в цій ділянці змінюються від температур інтенсивного зростання β -зерен до температур кінця $\beta \rightarrow \alpha$ перетворення. Структури, що утворюються при охолодженні, аналогічні тим, які виникають в ділянці великого зерна. Ділянка неповної перекристалізації розташована на глибині від 5,1 мм до 7,1 мм від поверхні металу. Тут основний метал нагрівався до температур початку $\beta \rightarrow \alpha$ перетворення. При нагріванні в цій ділянці зміни в металі шва порівняно з іншими ділянками навколошовної зони менш негативно впливають на властивості зварних з'єднань.

Розрахунок розмірів зони проплавлення та конфігурації ЗТВ здійснювався для трьох режимів аргонодугового наплавлення на пластину титанового складнолегованого сплаву Т120 товщиною 8 мм, режими наведені в таблиці 3.2.

Таблиця 3.1 - Розрахункові режими аргано-дугового наплавлення складнолегованого титанового сплаву Т120

№ ре- жиму	$I_{зв}$, А	U_{∂} , В	$V_{зв}$, м/год	Погонна енергія, кДж/м
1	240	12	10	1036
2	350	12	10	1512
3	380	12	16	1026

Таблиця 3.2 - Глибина проплавлення та ширина шва складнолегованого титанового сплаву Т120 товщиною 8 мм

№ ре- жиму	$I_{зв}$, А	U_{∂} , В	Ширина шва, мм	Ширина ЗТВ, мм	Глибина про- плавлення, мм
1	240	10	9,3	18	4,1
2	350	10	11,3	19	6,2
3	380	16	9,2	17,3	4,2

Результати розрахунку зони проплавлення подано на рис. 3.2 рис. 3.3 та рис. 3.4. Розрахунки показують закономірне збільшення глибини проплавлення металу титанового сплаву Т120 з 4,1 мм до 6,2 мм зі збільшенням струму зварювання з 240 до 350 А при швидкостях зварювання 10 м/год (табл. 3.2). Подальше збільшення зварювального струму зі збільшенням швидкості зварювання призводить до зменшення глибини проплавлення та зниження ширини шва та ширини ЗТВ, що пояснюється найменшою погонною енергією при зварюванні на режимі №3 (див. табл. 3.1).

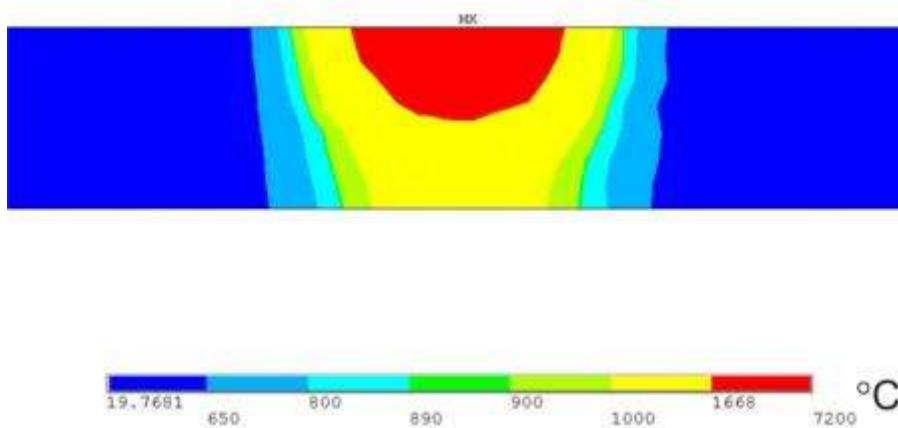


Рисунок 3.2 – Результат розрахунку зони проплавлення металу складно легованого восьми компонентного титанового сплаву Т120 при аргоно-дуговому наплавленні на режимі $I_{св}=240A$, $U=12V$, $V_{св}=10m/год$

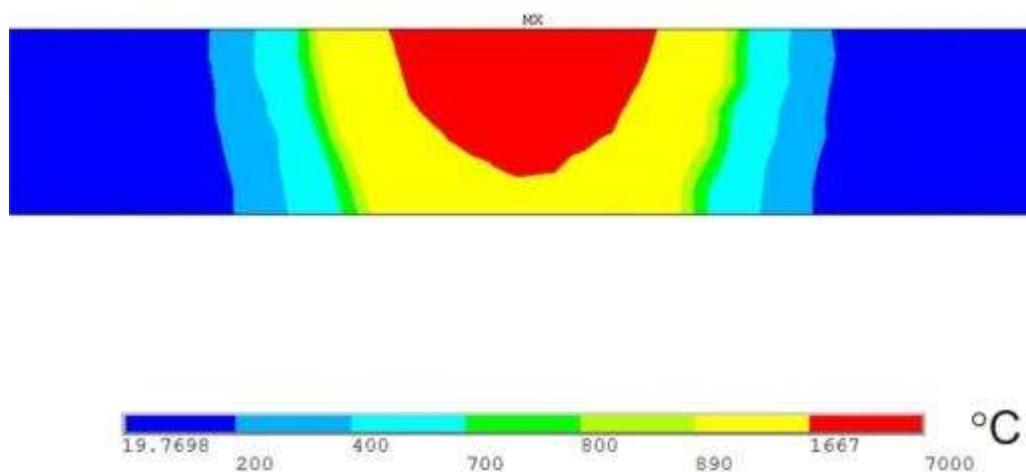


Рисунок 3.3 – Результат розрахунку зони проплавлення металу складно легованого восьмикомпонентного титанового сплаву Т120 при аргоно-дуговому наплавленні на режимі $I_{св}=350A$, $U=12V$, $V_{св}=10 m/год$

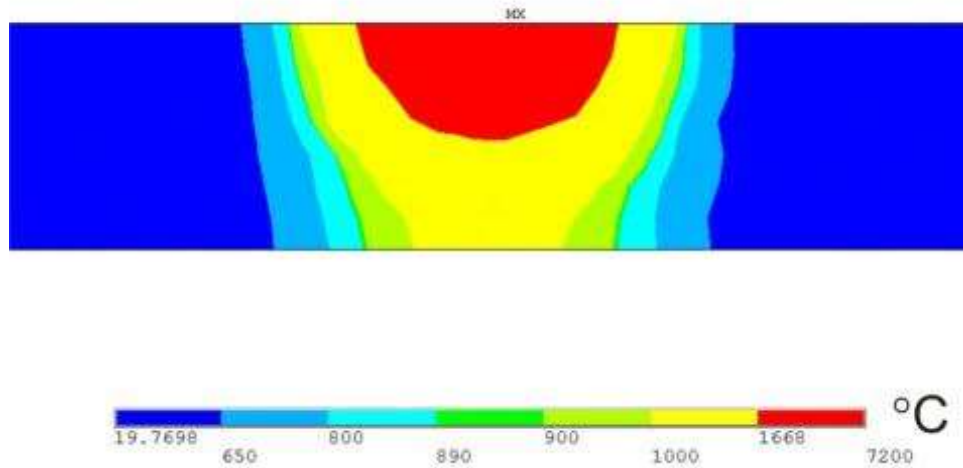


Рисунок 3.4 – Результат розрахунку зони проплавлення металу складно легованого восьмикомпонентного титанового сплаву Т120 при аргоно-дуговому наплавленні на режимі $I_{св}=380A$, $U=12V$, $V_{св}=16$ м/год

3.1.2 Аргоно-дугове зварювання титанового псевдо- β - сплаву ВТ19

Для перевірки адекватності математичної моделі аргонодугового зварювання з повним проваром псевдо- β -титанового сплаву ВТ19 було проведено комп'ютерне моделювання та експериментальне аргоно-дугове зварювання зразка псевдо- β -титанового сплаву ВТ19 на режимі який забезпечує повний провар металу товщиною 6 мм (режим зварювання: $I_{зв} = 310A$, $U = 12V$, $V_{зв} = 10$ м/год). Різниця в ширині наплавленого валика в розрахунковому і експериментальному зразку склала 3,1%, ширина зворотного валика - 2,4% (рис. 3.5). Такі малі значення похибки між розрахунковими й експериментальними даними підтверджують адекватність розробленої математичної моделі [257].

В металі шва та ЗТВ псевдо- β -титанового сплаву ВТ19 виконаного аргоно-дуговим зварюванням було виділено характерні ділянки на поверхні зразків які зварюються де метал нагрівається до відповідних максимальних температур (рис. 3.6).

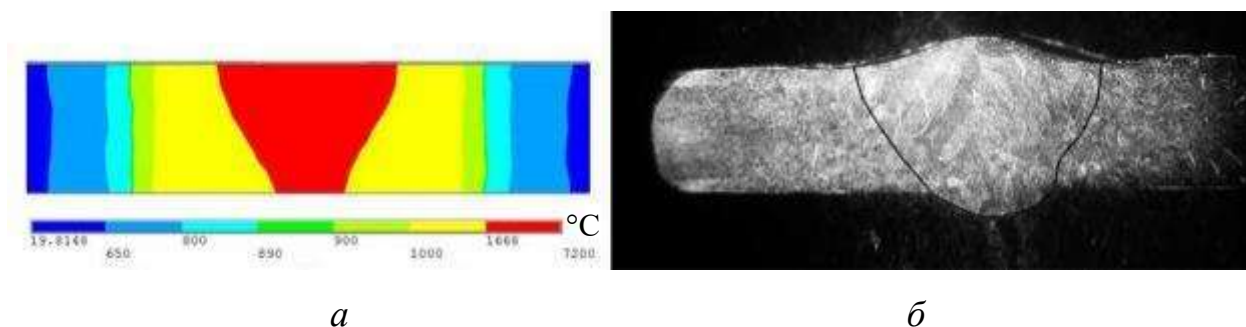


Рисунок 3.5 – Порівняння результату комп'ютерного моделювання та експериментальних даних по формуванню параметрів шва та форми ЗТВ: *a* – розрахунок: $I_{зв} = 310\text{A}$, $U_{д} = 11\text{В}$, $V_{зв} = 10\text{ м/год}$; *б* - макрошліф АДЗ вольфрамовим електродом, режим: $I_{зв} = 310\text{A}$, $U_{д} = 11\text{В}$, $V_{зв} = 10\text{ м/год}$

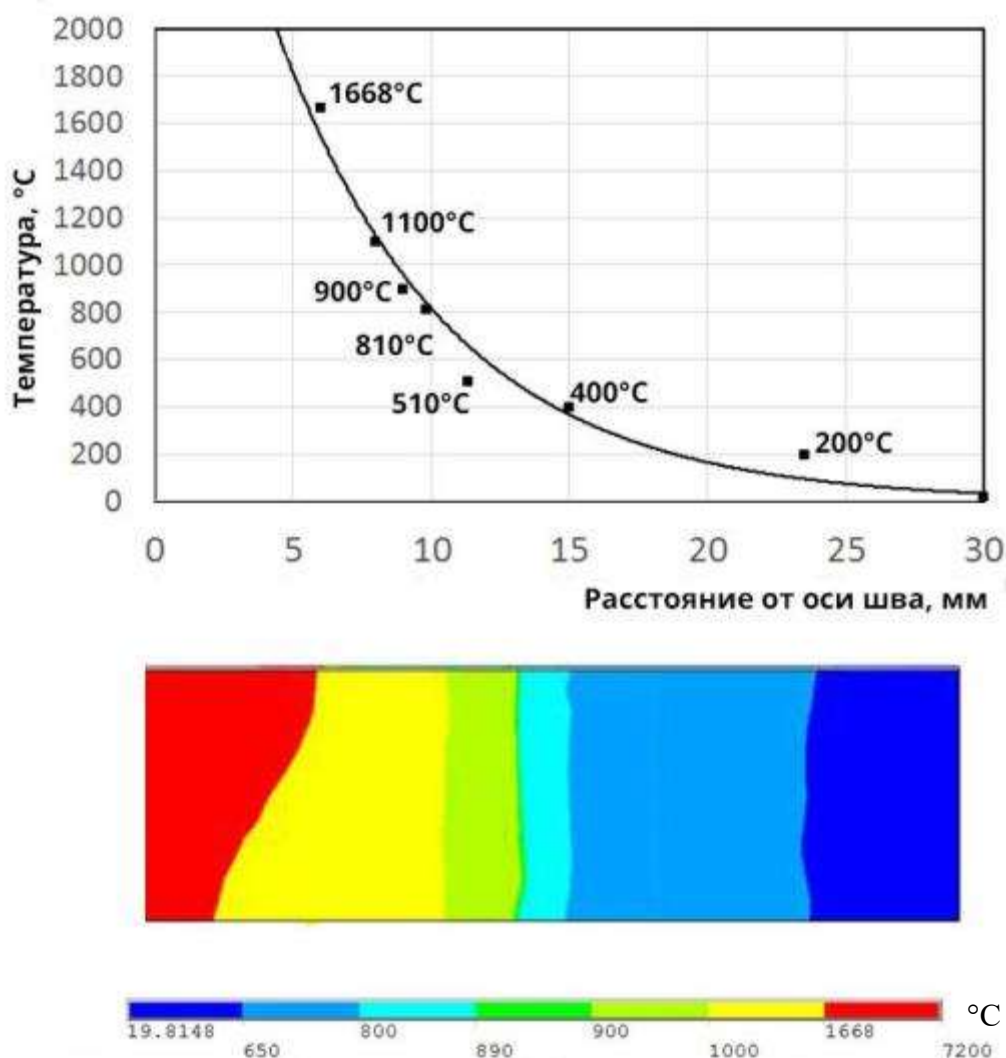


Рисунок 3.6 - Результат розрахунку розподілу максимальних температур на поверхні моделі - сплав ВТ19 ($I = 350\text{A}$, $U_{д} = 11\text{В}$, $V_{зв} = 10\text{ м/год}$)

Комп'ютерне моделювання дозволило чітко визначити границі шва та границі характерних зон ЗТВ: зона сплавлення, ділянка повного поліморфного перетворення і повної перекристалізації, ділянка неповної перекристалізації.

В зоні сплавлення метал нагрівається вище температури плавлення 1668°C . Ділянка повного поліморфного перетворення розташована на поверхні зразків на відстані від 6 мм до 10,25 мм, її ширина становить 4,25 мм. Тут температури нагріву основного металу змінюються від температури плавлення до температури кінця поліморфного перетворення (810°C). Для цієї ділянки характерна великозерниста структура. Високотемпературна β -фаза зазнає при охолодженні поліморфне перетворення з утворенням великогільчатої α , α'' , $(\beta + \alpha)$ -фази або зі збереженням лише метастабільної β -фази. В цій ділянці можна виділити зону початку інтенсивного росту β -зерен ($900\text{...}1100^{\circ}\text{C}$). Ділянка повної перекристалізації, протяжністю 1,1 мм розташована на поверхні зразків на відстані від 10,25 мм до 11,35 мм. температури нагріву основного металу в цій ділянці змінюються від температур інтенсивного росту β -зерен до температур кінця $\beta \rightarrow \alpha$ перетворення (510°C). Утворені при охолодженні структури аналогічні тим, які виникають в ділянці великого зерна. Ділянка неповної перекристалізації, шириною приблизно 2,9 мм на відстані від 11,35 мм до 14,25 мм від центру шва. Тут основний метал нагрівався до температур початку $\beta \rightarrow \alpha$ перетворення. При нагріванні в цій ділянці зміни в металі шва в порівнянні з іншими ділянками ЗТВ надають менш негативний вплив на властивості зварних з'єднань. Ділянка поступового переходу до основного металу, де фазової перекристалізації не спостерігається. Виняток може становити при низькотемпературному гідридному перетворенні в разі забруднення основного металу воднем. Тут температура досягає значень, при яких відбувається окислення металу на повітрі. Ширина ділянки становить приблизно 9,25 мм, розташована на відстані від 14,25 до 23,5 мм. Розрахунки показують закономірне збільшення глибини проплавлення металу титанового

сплаву VT19 з 3,8 мм до 6 мм (повне проплавлення) при збільшенні струму зварювання з 240 А до 310 А (рис. 3.7, таблиця 3.3).

Таблиця 3.3 - Глибина проплавлення металу зварного з'єднання титанового сплаву VT19

№ режиму	$I_{зв}$, А	U_0 , В	$V_{зв}$, м/год	Погонна енергія, кДж/см ²	Глибина проплавлення, мм
1	240	12	10	17280	3,8
2	310	12	10	22320	6
3	320	12	16	14400	1,9
4	620	12	16	27900	6

Таблиця 3.4 – Глибина проплавлення, ширина зварювальної ванни та ширина зони термічного впливу зварного з'єднання титанового сплаву VT19

№ режиму	Глибина проплавлення, мм	Ширина зварювальної ванни, мм	Ширина ЗТВ, мм
1	3,8	8,17	22,34
2	6	9,81	28,88
3	1,9	7,08	15,4
4	6	12,3	27,25

Таким чином, проведені розрахунки показують, що повне проплавлення металу при зварюванні поверхневою дугою можливо забезпечити на двох режимах зварювання: 310А, 10м/год і 620А, 16м/год. Низькі значення похибок при зіставленні форми і геометрії отриманих розрахункових і експериментальних даних показують правильність розробленої математичної моделі теплових процесів при аргоно-дугового зварювання псевдо- β -титанового сплаву VT19.

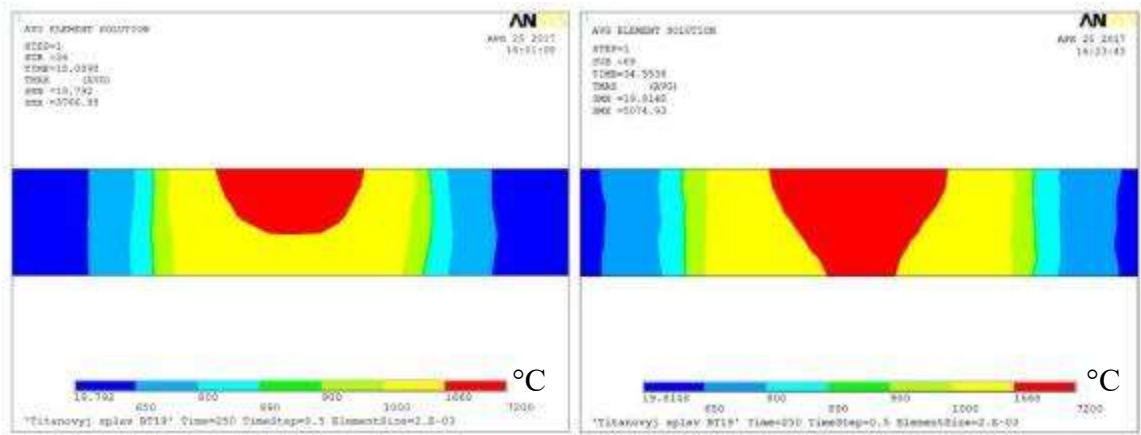
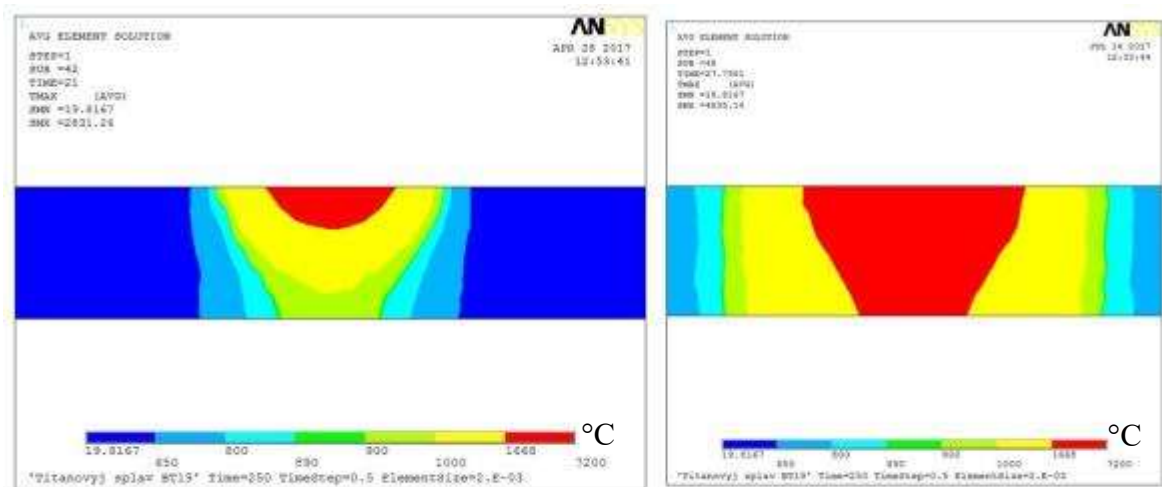
*a**b**v**z*

Рисунок 3.7 - Вплив струму і швидкості зварювання на проплавлення металу титанового сплаву BT19: *a* - $I = 240\text{A}$, $U = 12\text{В}$, $V_{зв} = 10\text{м/год}$; *b* - $I = 310\text{A}$, $U = 12\text{В}$, $V_{зв} = 10\text{м/год}$; *v* - $I = 320\text{A}$, $U = 12\text{В}$, $V_{зв} = 16\text{м/год}$; *z* - $I = 620\text{A}$, $U = 12\text{В}$, $V_{зв} = 16\text{м/год}$

3.1.3 Аргоно-дугове зварювання з попереднім підігрівом економно-легованого сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe

Для перевірки адекватності математичної моделі аргонодугового зварювання з попереднім підігрівом з повним проваром економнолегованого псевдо- β -титанового сплаву системи Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe було проведено комп'ютерне моделювання та експериментальне аргоно-дугове зварювання

зразка товщиною 6 мм на режимі який забезпечує повний провар металу (режим зварювання: $I_{зв} = 310\text{А}$, $U = 12\text{В}$, $V_{зв} = 10\text{м/год}$) [256].

Ділянка повного поліморфного перетворення розташована на відстані від 4,27 мм до 6,5 мм, її ширина становить 2,31 мм (див. рис. 2.16). Тут температури нагріву металу змінюються від температури плавлення до температури кінця поліморфного перетворення (900°C). Для цієї ділянки характерна грубозерниста структура. Високотемпературна β -фаза зазнає при охолодженні поліморфне перетворення з утворенням крупногілчастої α , α'' , $(\beta+\alpha)$ -фази або зі збереженням лише метастабільної β -фази. У цій ділянці можна виділити зону початку інтенсивного росту β -зерен ($900 \dots 1000^{\circ}\text{C}$).

Ділянка повної перекристалізації, протяжністю 0,9 мм розташована на відстані від 6,5 мм до 7,4 мм. Температури нагріву основного металу в цій ділянці змінюються від температур інтенсивного росту β -зерен до температур кінця $\beta \rightarrow \alpha$ перетворення (890°C). Утворені при охолодженні структури аналогічні тим, які виникають в ділянці великого зерна.

Ділянка неповної перекристалізації, шириною приблизно 1,37 мм на відстані від 7,4 мм до 8,77 мм від центру шва. Тут основний метал нагрівався до температур початку $\beta \rightarrow \alpha$ перетворення. При нагріванні в цій ділянці зміни в металі шва в порівнянні з іншими ділянками ЗТВ надають менш негативний вплив на властивості зварних з'єднань. Ділянка поступового переходу до основного металу, де фазової перекристалізації не спостерігається. Виняток може становити низькотемпературне гідридне перетворення в разі забруднення основного металу воднем. Тут температура досягає значень, при яких відбувається окислення металу на повітрі. Були проведені розрахунки теплових полів для 6-ти режимів зварювання (табл. 3.5), з меншою і більшою погонною енергією, а також із використанням попереднього підігріву та без нього. За результатами розрахунків біли побудовані ізотерми максимальних температур, на основі чого визначені глибина та ширина металу шва та зони термічного впливу.

Були підібрані такі режими зварювання, при яких можна отримати повне та не повне проплавлення металу шва. Це виконано з метою визначення впливу попереднього підігріву на форму та розмір металу шва та зони термічного впливу. Так, при використанні попереднього підігріву на режимі з більшою погонною енергією (режим №2), глибина проплавлення збільшилася на 17%, в порівнянні з режимом без попереднього підігріву (режим №1) (рис.3.8). Для режиму з меншою погонною енергією, використання попереднього підігріву збільшило глибину проплавлення на 16% (режими №3 і №4) (рис.3.9). При цьому, ширина ЗТВ при використанні попереднього підігріву так само збільшувалася (табл. 3.6, рис. 3.10).

Таблиця 3.5 – Режимы аргоно-дугового зварювання неплавким електродом економнолегованого титанового сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe, для яких виконувалось моделювання

№ режиму	$I_{зв}, A$	$U_{д}, B$	$V_{зв}, м/год$	Погонна енергія, кДж/см ²	$T_{підігр}, ^\circ C$
1	240	12	10	17280	-
2	240	12	10	17280	400
3	320	12	16	14440	-
4	320	12	16	14440	400
5	350	12	10	25200	-
6	310	12	10	22320	400

Таким чином, проведені розрахунки дозволили зробити висновок, що повне проплавлення металу можна забезпечити на двох режимах зварювання: №5 та №6. При застосуванні попереднього підігріву можна зменшити погонну енергію зварювання на 11%. Також визначено, що застосування попереднього підігріву при АДЗ економнолегованого титанового сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe призводить до збільшення глибини проплавлення на 16...17%, а ширини ЗТВ до 10%.

Таблиця 3.6 – Значення глибини проплавлення, ширини зварювальної ванни та ширини зони термічного впливу.

№ режиму	Глибина проплавлення, мм	Ширина зварювальної ванни, мм	Ширина ЗТВ, мм
1	4,22	6,35	10,81
2	5,11	6,81	11,18
3	4,02	5,96	9,89
4	4,8	6,6	11,08
5	6	8,6	12,78
6	6	8,67	15,38



Рисунок 3.8 – Глибина і ширина металу шва і зони термічного впливу зварних з'єднань економнолегованого титанового сплаву, отриманих на різних режимах зварювання: а – режим №1, б – режим №2

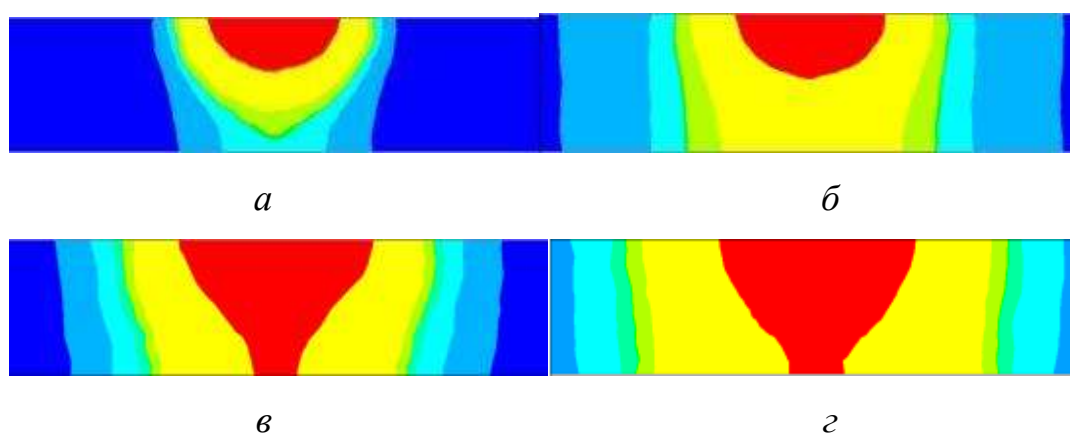


Рисунок 3.9 – Глибина і ширина металу шва і зони термічного впливу зварних з'єднань економнолегованого титанового сплаву, отриманих на різних режимах зварювання: а – режим №3, б – режим №4, в – режим №5, г – режим №6

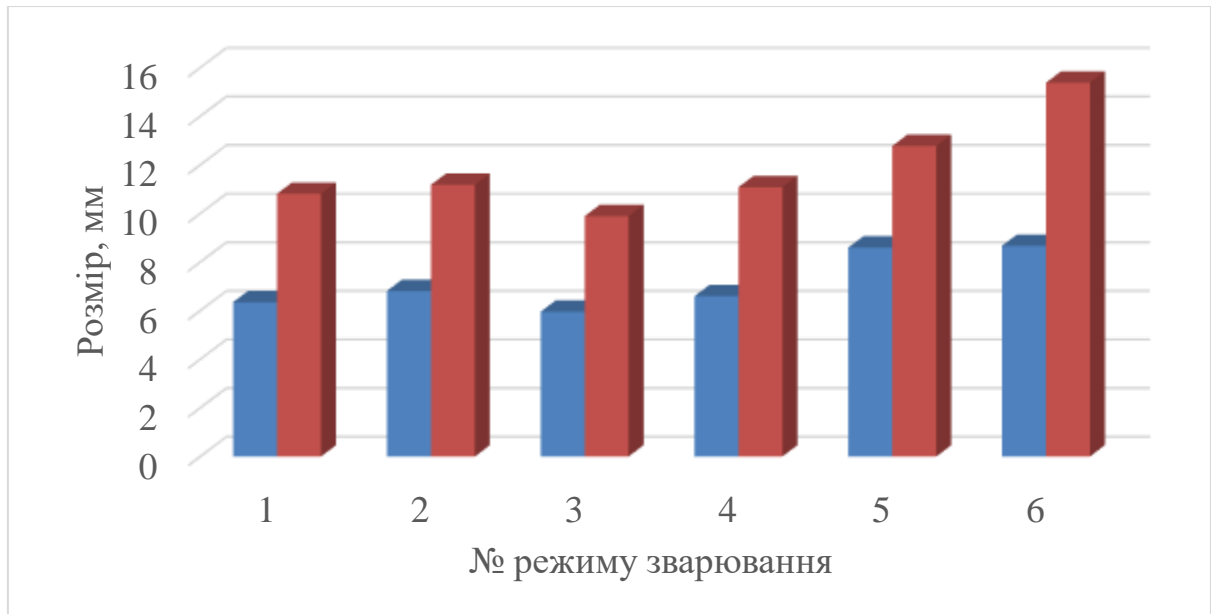


Рисунок 3.10 – Порівняння ширини зварювальної ванни та ширини зони термічного впливу в залежності від режиму зварювання та температури попереднього підігріву

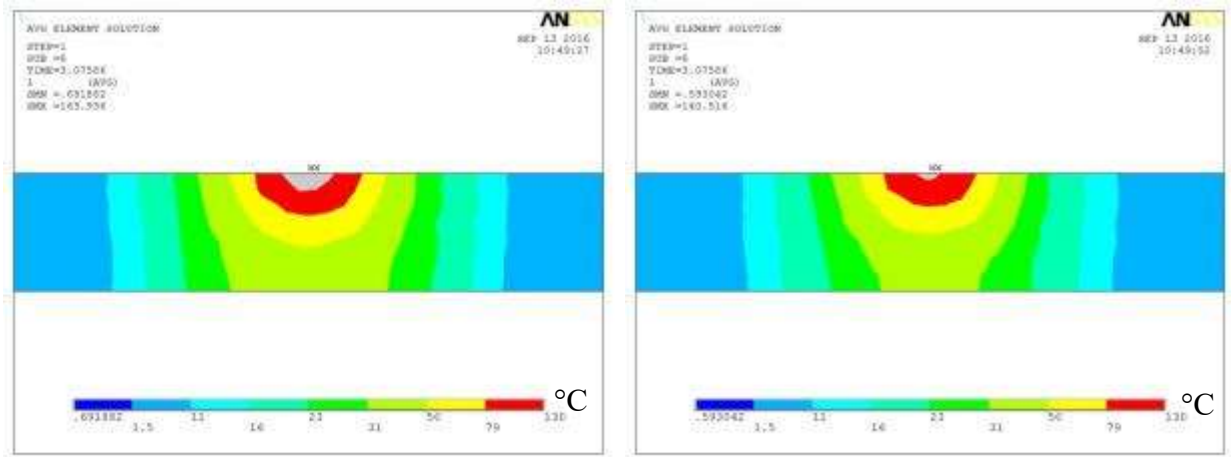
3.2 Вплив режиму зварювання на швидкості охолодження шва і ЗТВ в зварних з'єднаннях високоміцних титанових сплавів

3.2.1 Вплив режиму зварювання на розподіл швидкостей охолодження з'єднання титанового ($\alpha+\beta$)-сплаву T120

Для наведених у табл. 3.1. режимів в програмі «ANSYS» було виконано розрахунки максимальних швидкостей охолодження в кожній точці зварного з'єднання. Результати розрахунку швидкостей охолодження при аргонодуговому наплавленні режимі $I_{зв}=240A$, $U=12B$, $V_{зв}=10m/ч$ наведено на рис. 3.1 та 3.12.

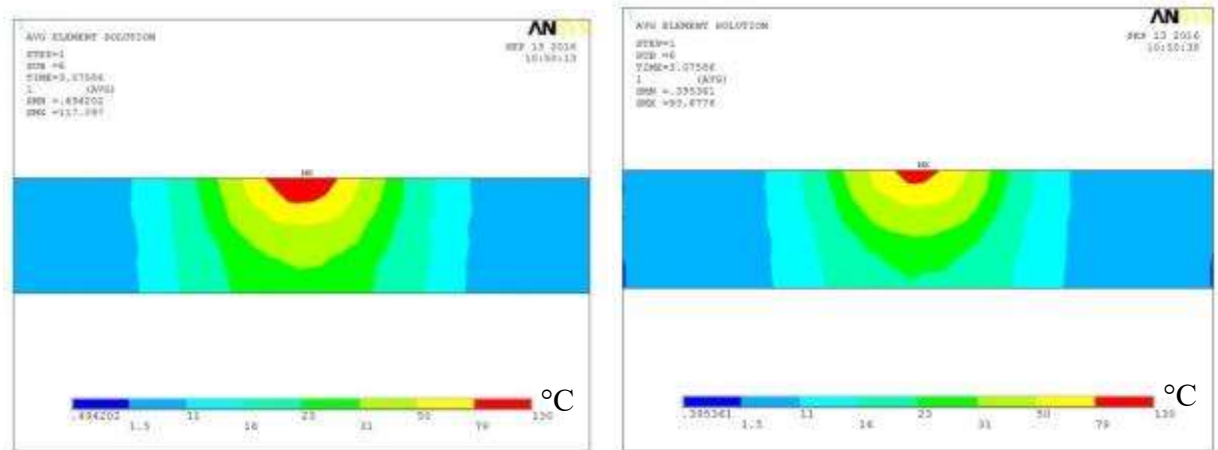
Як впливає з отриманих результатів розрахунку, при охолодженні при температурах початку $\beta \rightarrow \alpha_n$ перетворення найбільші швидкості охолодження відзначаються в металі зварного шва і перебувають в діапазоні $79 \dots 130 \text{ }^\circ C/c$ (див. рис. 3.11, г). При цьому в металі шва фіксуються витягнуті у вертикальному напрямку первинні β -зерна, розташовані на тлі дендритної структури. При температурах кінця $\beta \rightarrow \alpha_n$ перетворення швидкості охолодження змен-

шуються до значень 16...23 °C/с в області металу, що закристалізувався, зварного шва. При цьому закінчується фазова перекристалізація. У цьому випадку розпад збагаченої β-стабілізаторами β-фази по всьому об'єму металу шва і ЗТВ відбувається з виділенням метастабільної α'-фази.



а

б

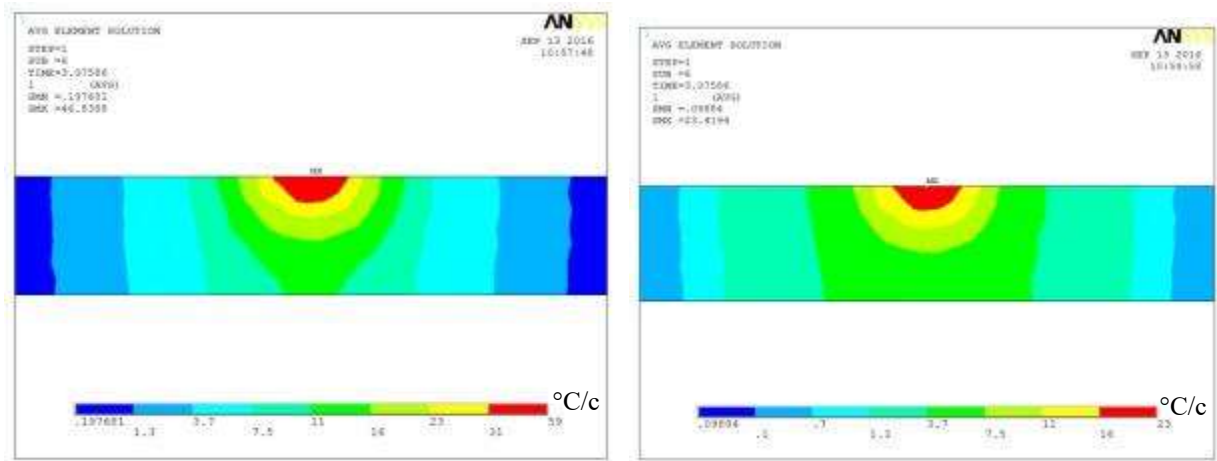


в

г

Рисунок 3.11 – Результат розрахунку швидкостей охолодження у зварному з'єднанні титанового сплаву Т120 при аргоно-дуговому наплавленні на режимі $I_{зв}=240\text{A}$, $U=12\text{В}$, $V_{зв}=10\text{м/год}$: а – 1000°C; б – 900°C; в – 800°C; г – 700°C

Результати розрахунку швидкостей охолодження при аргонодугової наплавленні з більшою погонною енергією на режимі $I_{св} = 350A$, $U = 12V$, $V_{св} = 10m/год$ наведено на рис. 3.13, та 3.14.



a

б

Рисунок 3.12 – Результат розрахунку швидкостей охолодження в зварному з'єднанні титанового сплаву Т120 при аргоно-дуговому наплавленні на режимі $I_{зв}=240A$, $U=12V$, $V_{зв}=10m/год$: *a* – $500^{\circ}C$; *б* – $400^{\circ}C$

Порівняння отриманих результатів розрахунків показало, що зі збільшенням струму зварювання при охолодженні зварного з'єднання при температурах початку $\beta \rightarrow \alpha_n$ перетворення, що відповідає $800^{\circ}C$, найбільші швидкості охолодження також як і в попередньому випадку зварного шва і знаходяться в діапазоні $79...130^{\circ}C/c$ (див. рис. 3.13, *в*), подальше охолодження відбувається з помітно меншою швидкістю і при $700^{\circ}C$ швидкості охолодження знаходяться в діапазоні $31...59^{\circ}C/c$, що значно менше, ніж при зварюванні зі швидкістю $10 m/год$. Охолодження в інтервалі температур $500...400^{\circ}C$ відбувається на тлі вирівнювання швидкостей охолодження шва та ЗТВ, при цьому швидкості охолодження становлять $3,7...7,6^{\circ}C/c$ та практично рівномірні по шву та по всій області ЗТВ. При температурах кінця $\beta \rightarrow \alpha_n$ перетворення швидкості охолодження також зменшуються до менших значень порівняно з

варіантом при зварюванні з 10 м/год, і мають значення в діапазоні 1,3...7,6 °C/c в області металу, що закристалізувався, шва і ЗТВ.

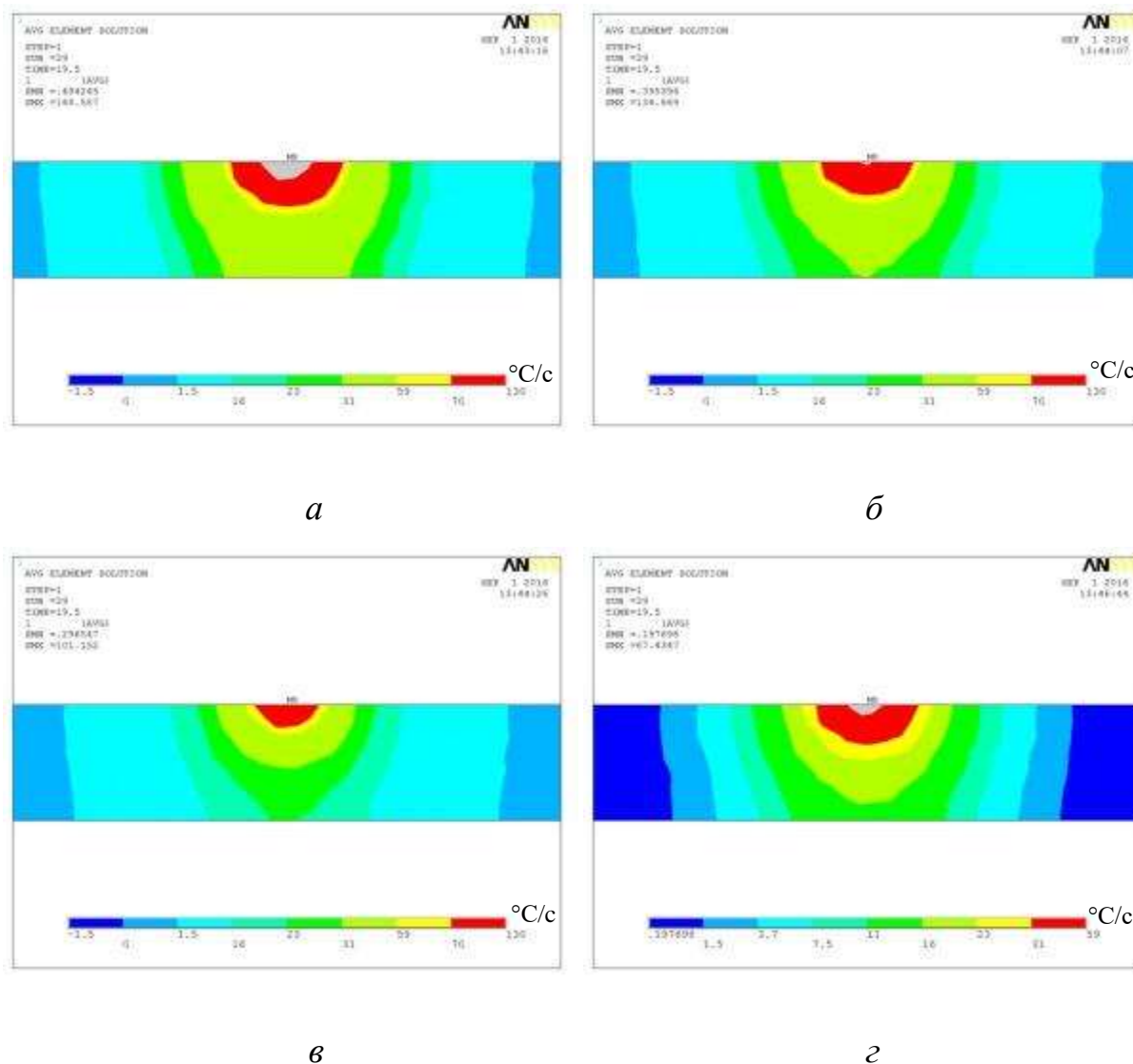
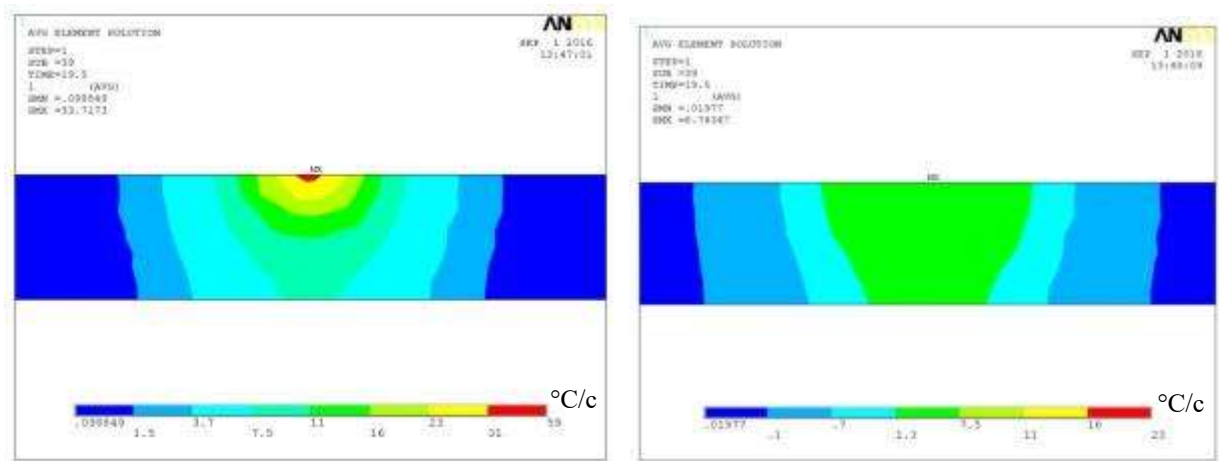


Рисунок 3.13 – Результат розрахунку швидкостей охолодження у зварному з'єднанні титанового сплаву T120 при аргоно-дуговому наплавленні на режимі $I_{зв}=350\text{A}$, $U=12\text{В}$, $V_{зв}=10\text{м/год}$: *a* – 1000°C; *б* – 900°C; *в* – 800°C; *г* – 700°C

Таким чином, збільшення погонної енергії зварювання при постійній швидкості зварювання призводить до зменшення швидкостей охолодження при температурах кінця $\beta \rightarrow \alpha_n$ в зварному з'єднанні складнолегованого титанового сплаву T120 з 16...23 °C/сек до 1,3...7,6 °C/сек.



а

б

Рисунок 3.14 – Результат розрахунку швидкостей охолодження у зварному з'єднанні титанового сплаву Т120 при аргоно-дуговому наплавленні на режимі $I_{зв}=350\text{A}$, $U=12\text{В}$, $V_{зв}=10\text{м/год}$: а – 500°C ; б – 400°C

Результати розрахунку швидкостей охолодження при аргонодуговій-наплавці з мінімальною погонною енергією та більшою швидкістю зварювання, на режимі $I_{св} = 380\text{A}$, $U = 12\text{В}$, $V_{св} = 16\text{ м/год}$ наведені на рис. 3.15, та 3.16.

В результаті проведених розрахунків можна зробити висновок, що зі збільшенням струму зварювання при охолодженні зварного з'єднання при температурах початку $\beta \rightarrow \alpha_n$ перетворення, що відповідає 800°C в металі зварного шва і знаходяться в діапазоні $79...130\text{ }^\circ\text{C/s}$ (див. рис. 3.15, в), подальше охолодження при 700°C (див. рис. 3.15, з) відбувається з тією ж швидкістю, що значно більше ніж при зварюванні зі швидкістю $I_{св}=380\text{ A}$, 10 м/год . В цьому ширині і глибина області ЗТВ мінімальна проти розглянутими варіантами. При температурах кінця $\beta \rightarrow \alpha_n$ перетворення швидкості охолодження зменшуються до діапазону $16...23\text{ }^\circ\text{C/s}$ (рис. 3.16, а).

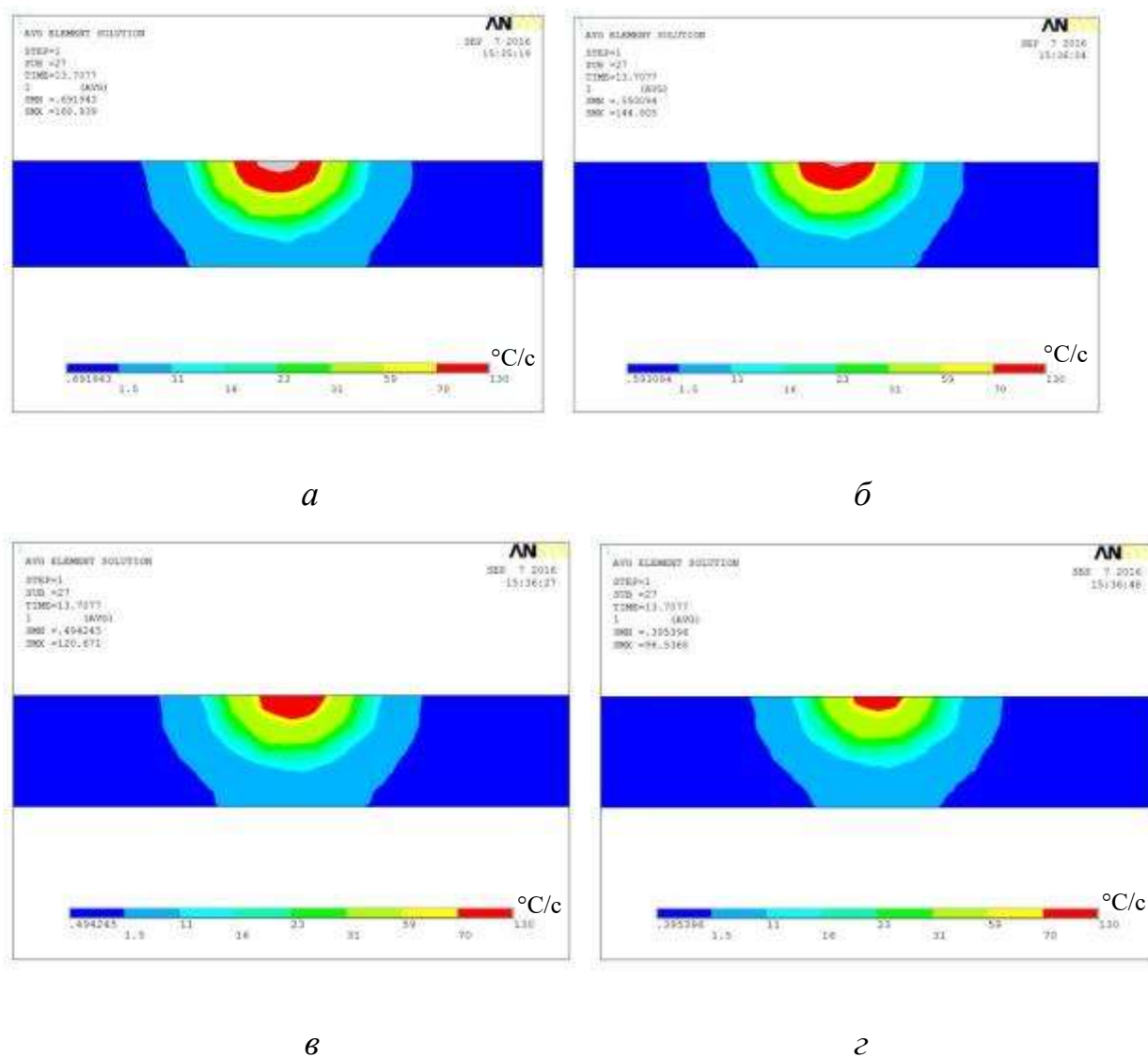
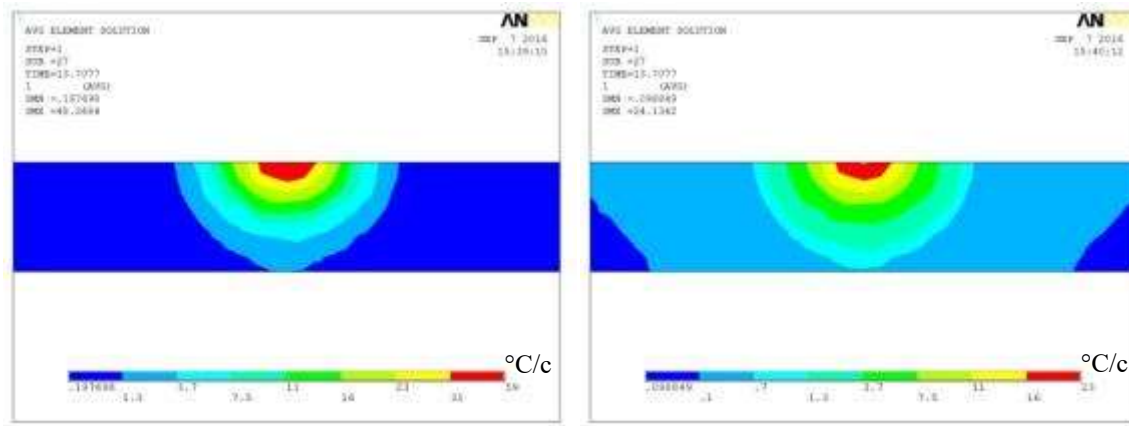


Рисунок 3.15 –Результат розрахунку швидкостей охолодження в зварному з'єднанні титанового сплаву T120 при аргано-дуговому наплавленні на режимі $I_{зв}=380\text{A}$, $U=12\text{В}$, $V_{зв}=16\text{м/ч}$: *а* – 1000°C ; *б* – 900°C ; *в* – 800°C ; *г* – 700°C

При зварюванні на цьому режимі в зварному з'єднанні зберігається велика нерівномірність швидкостей охолодження між металом шва та ЗТВ. В ЗТВ швидкості охолодження значно менші й в діапазоні $0,7...1,3^{\circ}\text{C}/\text{s}$ (рис. 3.16, б), тобто фіксується найменші значення проти розглянутими варіантами. При цьому розміри області ЗТВ затронутої поліморфним $\beta \rightarrow \alpha_{\text{H}}$ перетворенням мінімальні.



а

б

Рисунок 3.16 – Результат розрахунку швидкостей охолодження в зварному з'єднанні титанового сплаву Т120 при аргоно-дуговому наплавленні на режимі $I_{зв}=380\text{A}$, $U=12\text{В}$, $V_{зв}=16\text{м/год}$: а – 500°C ; б – 400°C

Таким чином, збільшення погонної енергії зварювання зі збільшенням струму призводить до зменшення швидкостей охолодження в ЗТВ при температурах кінця $\beta \rightarrow \alpha_n$ перетворення в зварному з'єднанні складнолегованого титанового сплаву Т120 з $16...23^\circ\text{C/c}$ до $0,7...1,3^\circ\text{C/c}$. Необхідно відзначити, що на всіх трьох розглянутих режимах швидкості охолодження при температурах початку $\beta \rightarrow \alpha_n$ перетворення, яка відповідає 800°C . Розмір областей металу шва, що має швидкості охолодження в діапазоні $79 \dots 130^\circ\text{C/c}$, також однакові в трьох розглянутих режимах.

Аналіз отриманих результатів дозволяє зробити висновок, що збільшення погонної енергії зварювання при постійній швидкості зварювання призводить до зменшення швидкості охолодження при температурах кінця $\beta \rightarrow \alpha_n$, перетворення, збільшення швидкості зварювання зі зменшенням погонної енергії призводить до скорочення розмірів ЗТВ, що дозволяє припустити перспективність застосування для зварювання титанового сплаву Т120 аргонодугового зварювання з зниженою погонною енергією, що може забезпечити АДЗпо флюсу.

3.2.2 Вплив режиму зварювання на розподіл швидкостей охолодження з'єднання титанового псевдо- β -сплаву ВТ19

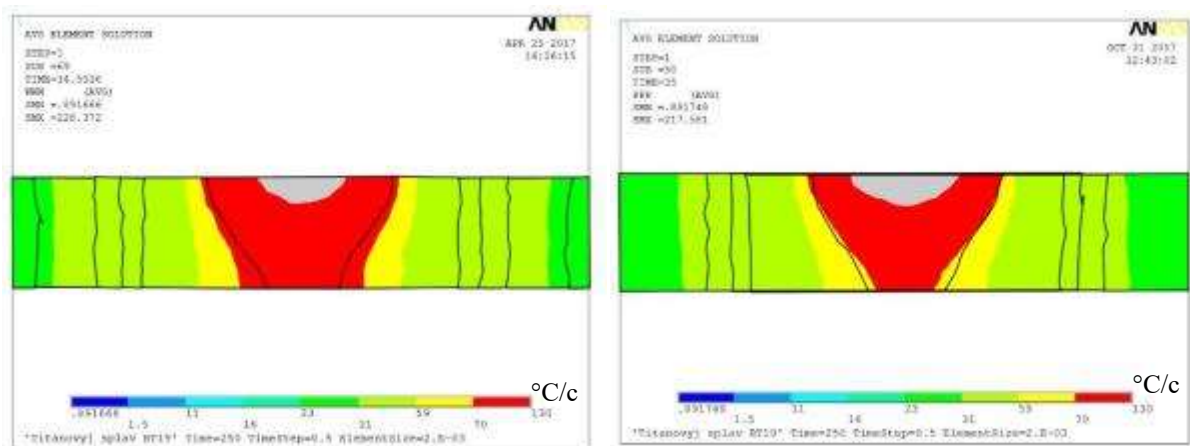
Режими зварювання для яких розраховувалися теплові поля в наплавляємій пластині і швидкості охолодженні це режими які забезпечують повний провар зразка товщиною 6 мм з сплаву ВТ19, (режим №2 та №4 див. табл 3.4):

Режим №2 $I_{зв} = 310\text{А}$, $U = 12\text{В}$, $\eta = 0.6$, $V_{зв} = 10\text{ м/г}$;

Режим №4 $I_{зв} = 620\text{А}$, $U = 12\text{В}$, $\eta = 0.6$, $V_{зв} = 16\text{ м/г}$.

Аналіз отриманих розрахункових даних, показав, що при охолодженні з температури 1667°C до 890°C найбільші швидкості охолодження відзначаються в металі шва.

При охолодженні з температури 1200°C швидкість охолодження в середині шва на режимі з меншою швидкістю зварювання досягає значень 228°C (Рис. 3.17), а в зоні сплавлення швидкості охолодження досягає 130°C/с . Збільшення швидкості зварювання і сили струму не призводить до відчутних змін в швидкостях охолодження в цих діапазонах температур, а максимальне значення швидкостей охолодження навіть трохи нижче - 217°C/с .



a

б

Рисунок 3.17 - Розподіл швидкостей охолодження в інтервалі температури $1200...1100^{\circ}\text{C}$: *a* - на режимі $I = 310\text{А}$, $U = 12\text{В}$, $\eta = 0.6$, $V_{св} = 10\text{ м / год}$; *б* - на режимі $I = 620\text{А}$, $U = 12\text{В}$, $\eta = 0.6$, $V_{св} = 16\text{ м / год}$

При досягненні інтервалу температур 1000...900 °С, максимальна швидкість охолодження в центрі шва на поверхні становить 177°С/с, метал шва остигає зі швидкістю 130...70°С/с, а в ЗТВ швидкості охолодження знаходяться в межах від 59 до 23°С/с. (рис. 3.18, *а*). Швидкості охолодження на режимі з більшою погоною енергією мають схожі значення: максимальна швидкість становить 169°С/с, але площа зразка, на якому такі значення фіксуються, значно більше (рис. 3.18, *б*). При цьому, зі зворотного боку шва швидкості охолодження менше, ніж у зразка на режимі з меншою швидкістю зварювання.

В інтервалі температур 900...800°С (рис. 3.19, *а*), швидкість охолодження металу шва в центрі на ділянці шириною 6,5 мм і на глибині 2,5 мм все ще становить 130...70 °С/с. В іншій частині метала шва і зони термічного впливу швидкості охолодження вирівнюються і складають 31...23°С/с. У зразка, звареного з більшою швидкістю зварювання, максимальні швидкості охолодження знижуються до 145 °С/с, і площа, на якій зафіксовані швидкості охолодження 130...70°С/с більше, ніж у зразка з меншою швидкістю зварювання (рис. 3.19, *б*).

При досягненні діапазону температур, відповідному температурі поліморфного перетворення сплаву ВТ19, 800...700°С ($T_{пп}=810^{\circ}\text{C}$), швидкості охолодження знижуються і в зоні сплавлення знаходяться в межах від 59...23°С/с, а в ЗТВ фіксується максимальна швидкість охолодження 11°С/с. При цьому, згідно з діаграмою, у віддалених від центру шва ділянках ЗТВ починає фіксуватися ($\beta \rightarrow \alpha$)-перетворення (рис. 3.20, *а*). У зразка звареного на режимі з більшою погонною енергією все ще спостерігається високі для такого діапазону температур швидкості охолодження: в центрі шва становлять 70 ... 120°С/с, в ЗТВ досягають 59°С/с (рис. 3.20, *б*).

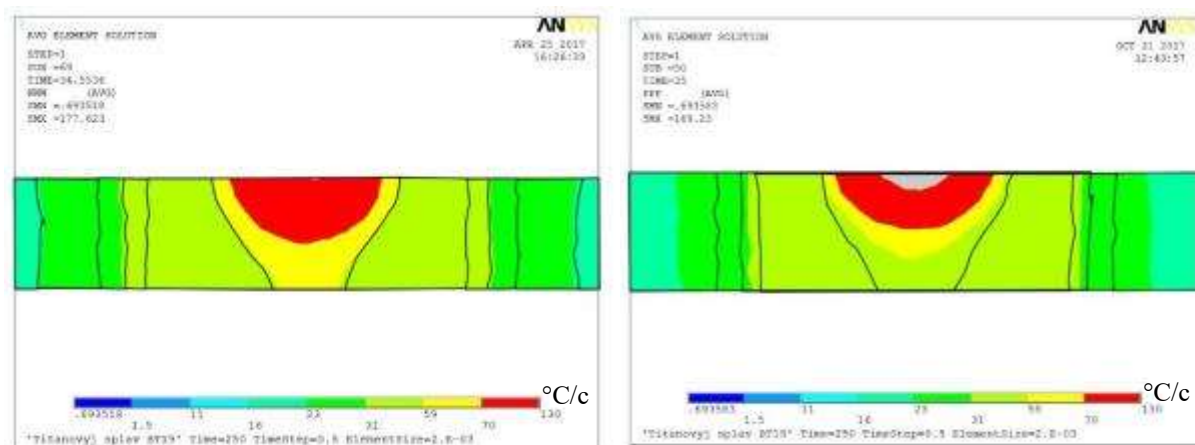
*a**б*

Рисунок 3.18 - Розподіл швидкостей охолодження в інтервалі температур 1000...900°C: *a* - на режимі $I = 310\text{A}$, $U = 12\text{В}$, $\eta = 0.6$, $V_{св} = 10\text{ м / год}$; *б* - на режимі $I = 620\text{A}$, $U = 12\text{В}$, $\eta = 0.6$, $V_{св} = 16\text{ м / год}$

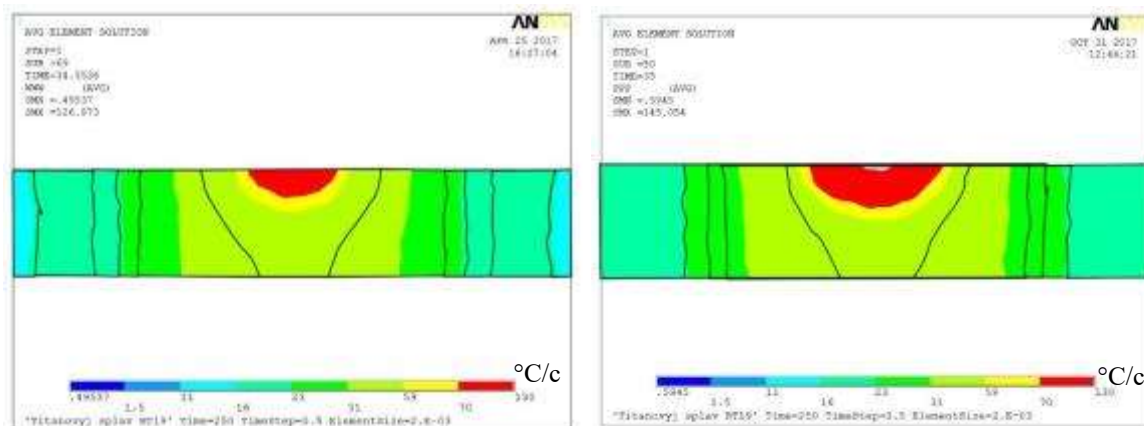
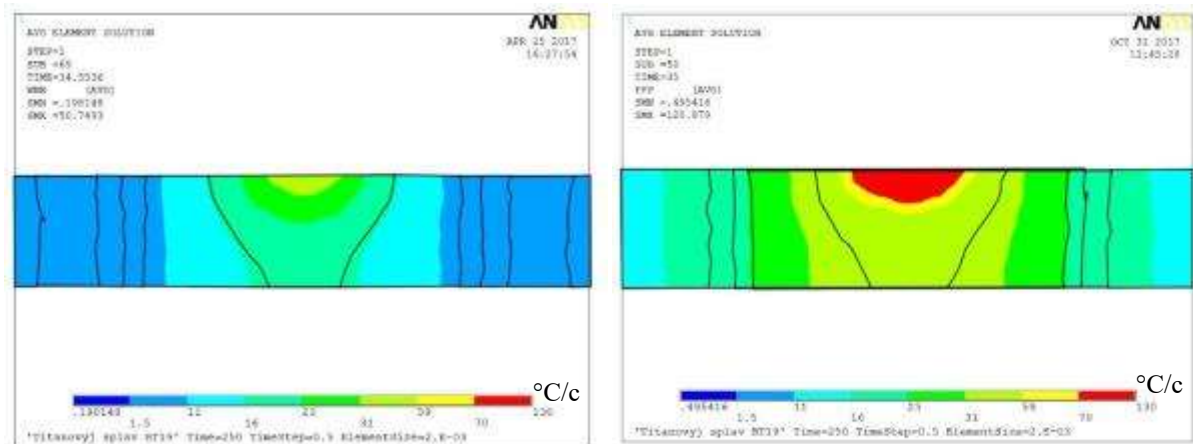
*a**б*

Рисунок 3.19 - Розподіл швидкостей охолодження в інтервалі температур 900 ... 800°C: *a* - на режимі $I = 310\text{A}$, $U = 12\text{В}$, $\eta = 0.6$, $V_{св} = 10\text{ м/год}$; *б* - на режимі $I = 620\text{A}$, $U = 12\text{В}$, $\eta = 0.6$, $V_{св} = 16\text{ м/год}$;

В інтервалі температур 600...500°C (рис. 3.21, *a*), в центрі шва зразка, виконаного на режимі зі швидкістю зварювання 10м/год, швидкості охолодження досягають 16°C/с, а в ЗТВ - 11°C/с. Згідно діаграмі, в ділянках

ЗТВ близьких до основного металу, де значення швидкостей охолодження менше $4^{\circ}\text{C}/\text{c}$ - утворюється чиста β -фаза.



a

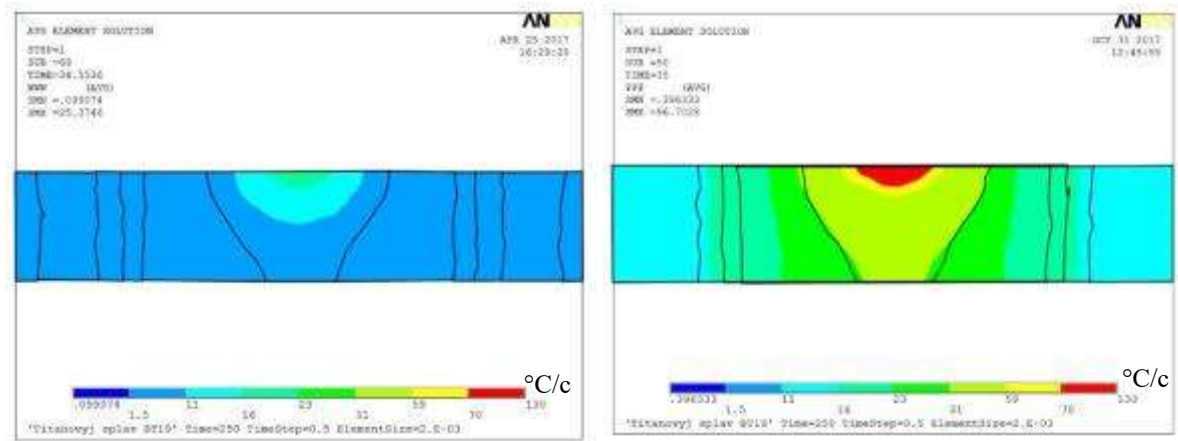
б

Рисунок 3.20 - Розподіл швидкостей охолодження в інтервалі температур $800\dots 700^{\circ}\text{C}$: *a* - на режимі $I = 310\text{A}$, $U = 12\text{В}$, $\eta = 0.6$, $V_{\text{св}} = 10$ м/год; *б* - на режимі $I = 620\text{A}$, $U = 12\text{В}$, $\eta = 0.6$, $V_{\text{св}} = 16$ м/год;

В цьому ж інтервалі температур, при використанні більшої погонної енергії, в центрі шва фіксуються швидкості охолодження практично в 4 рази більше. В зварному шві і зоні термічного впливу зразка, виконаного на режимі №2 (див. табл 3.4), розпад залишкової β -фази за мартенситною кінетики з утворенням метастабільної α'' -фази не відбувається, так як в діапазоні температур $200\dots 100^{\circ}\text{C}$ значення швидкостей охолодження складають менше $0,01^{\circ}\text{C}/\text{c}$, а α'' -фаза, згідно діаграмі, фіксується при значеннях швидкостей охолодження від $4^{\circ}\text{C}/\text{c}$ до $13^{\circ}\text{C}/\text{c}$. В зварному шві зразка, отриманого на режимі з більшою погонною енергією (№4 див. табл 3.3), в діапазоні температур $50\dots 150^{\circ}\text{C}$ фіксуються швидкості охолодження $4.8^{\circ}\text{C}/\text{c}$ (рис. 3.22).

Згідно діаграмі, при таких швидкостях охолодження в даному діапазоні температур відбувається виділення мартенситної α'' -фази. Отримані результати швидкостей охолодження показують, що найбільші швидкості

охолодження при високих температурах (1000°C і більше) зафіксовані на режимі з малою погонною енергією.



а

б

Рисунок 3.21 - Розподіл швидкостей охолодження в інтервалі температур 600...500°C: *а* - на режимі $I = 310\text{A}$, $U = 12\text{В}$, $\eta = 0.6$, $V_{\text{св}} = 10$ м/год; *б* - на режимі $I = 620\text{A}$, $U = 12\text{В}$, $\eta = 0.6$, $V_{\text{св}} = 16$ м/год;

При зниженні температури (менше 1000°C) максимальні швидкості охолодження фіксуються в зварному з'єднанні, виконаному з більшою погонною енергією. При цьому, темп зміни швидкостей охолодження на цьому режимі так само більший (рис. 3.30).

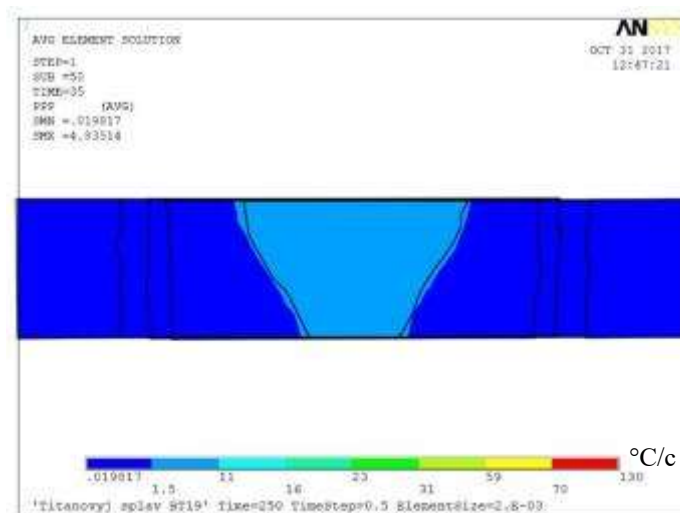


Рисунок 3.22 - Розподіл швидкостей охолодження в інтервалі температур 50...150°C на режимі $I = 620\text{A}$, $U = 12\text{В}$, $\eta = 0.6$, $V_{\text{зв}} = 16$ м/г

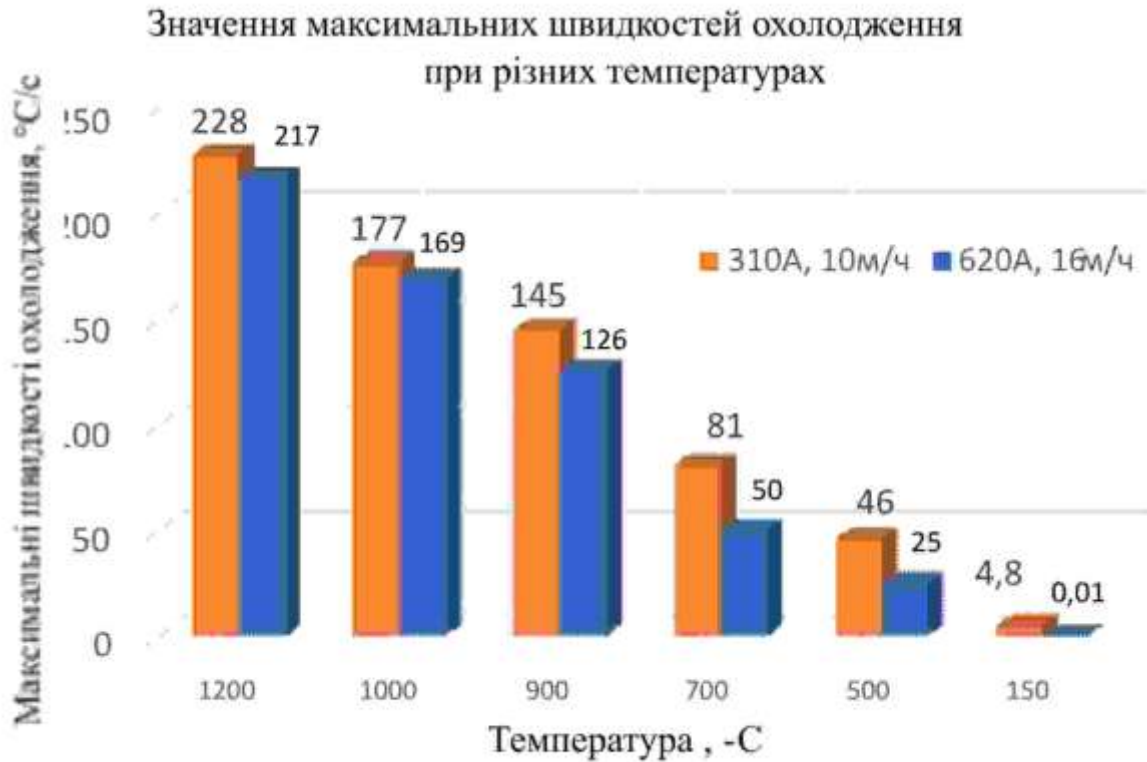


Рисунок 3.23 - Максимальні швидкості охолодження при різних температурах, при зварюванні титанового псевдо- β сплаву VT19 [257]

3.2.3 Вплив режиму зварювання з попереднім підігрівом економно-легованого сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe на розподіл швидкостей охолодження в з'єднанні

Теплові поля розраховувались для режимів зварювання які забезпечують повний провар зразків товщиною 6 мм з економнолегованого титанового сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe, це режими №5 і №6 (див. табл 3.5):

Режим №5 $I_{зв} = 350A$, $U = 12B$, $\eta = 0.6$, $V_{зв} = 10$ м/г;

Режим №6 $I_{зв} = 310A$, $U = 12B$, $\eta = 0.6$, $V_{зв} = 10$ м/г, попередній підігрів 400°C.

Для обох режимів були побудовані розподіли швидкостей охолодження в температурних діапазонах від 1200°C до 150°C. Аналіз отриманих розрахункових даних, показав, що при охолодженні з температури 1667°C до 890°C найбільші швидкості охолодження відзначаються в металі шва.

При охолодженні з температури 1200°C швидкість охолодження в середині шва на режимі з меншою швидкістю зварювання досягає значень 306°C (рис.3.24, *a*), а на границі металу шва и ЗТВ швидкості охолодження досягають 130 °C/c.

Застосування попереднього підігріву (рис. 3.24, *б*) не призводить до сильних змін у розподілі швидкостей охолодження, але має більшу зону зі швидкостями охолодження 130°C/c внизу зварного шва, що призведе до збільшення обсягу β -фази у зоні металі шва.

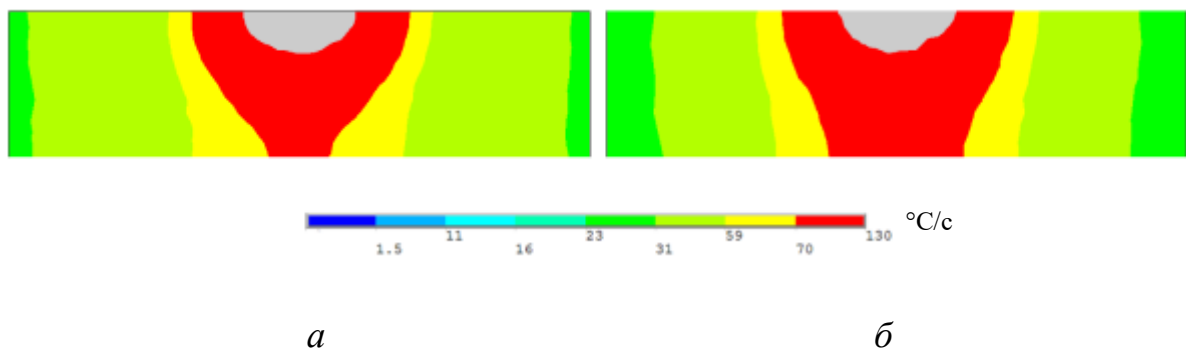


Рисунок 3.24 - Розподіл швидкостей охолодження в інтервалі температур 1200...1100 °C: *a* – режим №5; *б* – режим №5

При досягненні інтервалу температур 900...800 °C (рис. 3.25, *a*), зона із максимальною швидкістю охолодження 130°C/c становить 4,8 мм шириною та 1,85 мм глибиною, окрім невеликої зони на поверхні зварного з'єднання, де швидкості охолодження перевищують 130°C/c і становлять 170°C/c. В усій іншій частині зварного з'єднання метал шва остигає зі швидкістю 31...23°C/c. На режимі із попереднім підігрівом (рис. 3.25, *б*), максимальна швидкість охолодження залишається практично не змінною - 175°C/c, але займає більшу площину на поверхні в центрі зварного з'єднання.

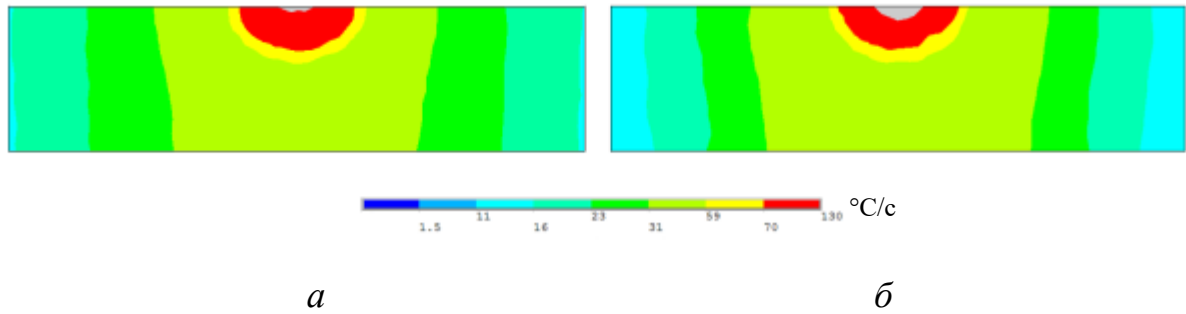


Рисунок 3.25 - Розподіл швидкостей охолодження в інтервалі температур 900...800 °С: *а* – режим №5; *б* – режим №5

Але в іншій частині зварного з'єднання та зони термічного впливу, швидкості охолодження значно менші та мають більше градієнт розподілення, в порівнянні із режимом без попереднього підігріву.

В діапазоні температур 800...700°С/с (рис. 3.26), який відноситься до температур поліморфного перетворення сплаву LCB-5.1 , швидкості охолодження зменшуються по всій довжині зварного з'єднання та знаходяться у діапазоні 59...23°С/с, з невеликою частиною на поверхні металу шва, де ще фіксуються швидкості 130...70°С/с. На границі ЗТВ та основного металу фіксується швидкість охолодження 11 °С/с.

Отримані результати показують, що більші швидкості охолодження зафіксовані у зварному з'єднанні із попереднім підігрівом, але в той же час, зона термічного циклу у цьому зразку, має менші швидкості охолодження у діапазоні температур поліморфного перетворення.

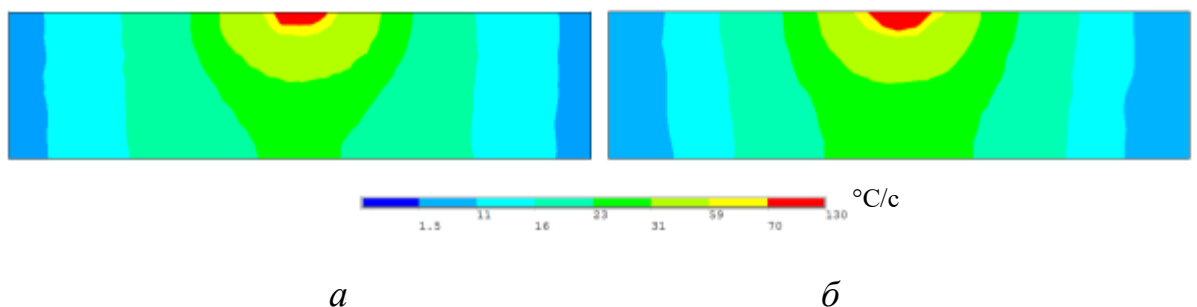


Рисунок 3.26 - Розподіл швидкостей охолодження в інтервалі температур 800...700°С: *а* – режим №5; *б* – режим №5

Як відомо із багатьох досліджень, через високі швидкості охолодження в зоні термічного циклу, там може утворюватися велика кількість неоднорідних структур, що негативно впливає на властивості зварного з'єднання. Зменшення швидкостей охолодження у ЗТВ збільшить структурну однорідність, та як наслідок, можливо, покращить механічні властивості зварного з'єднання.

3.3 Анізотермічне перетворення при охолодженні і фазовий склад зварних з'єднань ($\alpha+\beta$)- і псевдо- β високоміцних титанових сплавів

3.3.1 Аргоно-дугове зварювання складно легованого титанового ($\alpha+\beta$)-сплаву T120

В зварному з'єднанні складнолегованого восьмикомпонентного титанового сплаву T120 можуть утворюватися метастабільна β -фаза (рис.3.27) та титановий мартенсит α' . У цьому сплаві α' -фаза фіксується як в металі ЗТВ (рис.3.27, в), так і в металі шва (рис. 3.27, б). Метастабільна β -фаза має об'ємно-центровану кристалічну решітку і в порівнянні зі стабільною збіднена легуючими елементами.

В сплавах з β -стабілізаторами, α' -фаза є пересиченим твердим розчином легуючих елементів в α -титані. Метастабільна α' -фаза має гексагональну решітку з ромбічним спотворенням, хоча α' -фаза має таку саму гексагональну кристалічну структуру, як і пластичний α -титан, але відрізняється підвищеною міцністю. У зв'язку з підвищеною міцністю α' -фазу в сплавах із великою кількістю легуючих елементів поряд із ω -фазою може бути причиною виникнення холодних тріщин. Під оптичним або електронним мікроскопом α' -фаза або α'' -фаза мають типову голчасту мікроструктуру.

Важливо знати розподіл метастабільних фаз в поперечному перерізі зварних з'єднань для оцінки впливу режимів зварювання на структуру отриманих з'єднань.

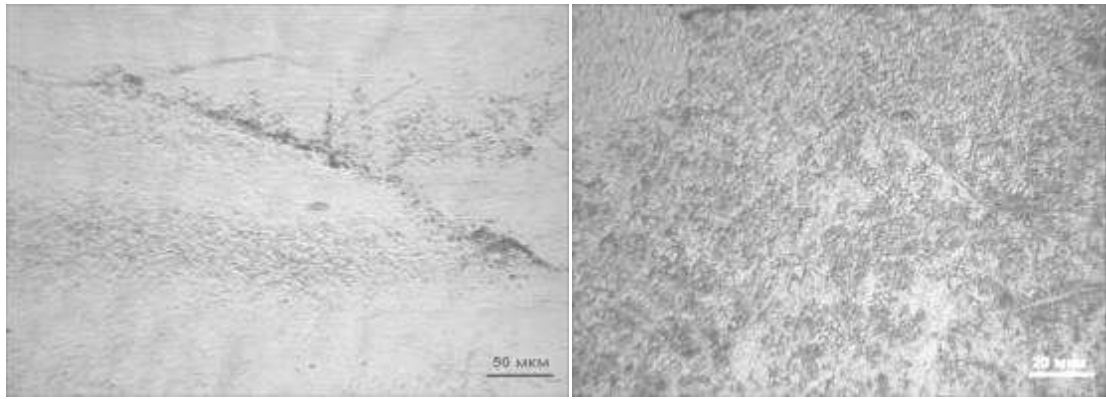
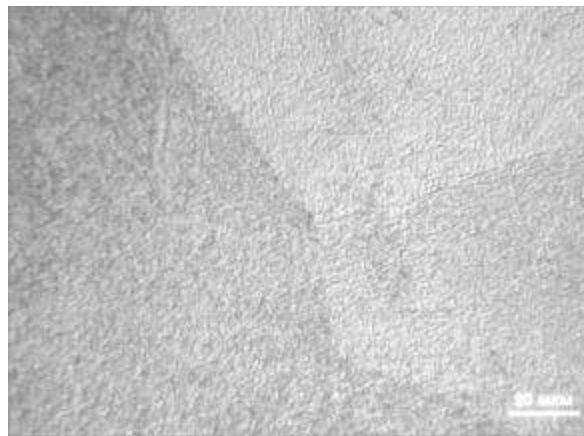
*a**б**в*

Рисунок 3.27- Метастабільні фази що утворюються в шва зварного з'єднання складно легованого восьмикомпонентного титанового сплаву Т120: *a* - β -фаза, що утворюється в центрі шва; *б* - α' -фаза в металі шва; *в* - метастабільна α' -фаза, в ЗТВ

Для побудови діаграми розподілу метастабільних фаз в поперечному перерізі використовуються отримані вище розподіли миттєвих швидкостей охолодження для температур початку і кінця перетворення, що становлять 790°C і 420°C відповідно та розрахункова діаграма анізотермічних перетворень [212] титанового сплаву Т120 (рис. 3.28) [250]. Діаграми анізотермічних перетворень для сплавів Т120, ВТ19 та економнолегованого титанового сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe були отримані за допомогою співробітників відділу №22 ІЕЗ ім.Є.О.Патона. На діаграмі відзначено температуру початку мартен-

ситного перетворення $\beta \rightarrow \alpha'$ (790 °C) та відзначено температуру кінця розпаду β -фази (420 °C).

Побудова діаграм відбувається за допомогою постпроцесингу отриманих розподілів швидкостей охолодження в остигаючому металі шва і ЗТВ в програмному комплексі ANSYS. В результаті проведених розрахунків було побудовано діаграми розподілу метастабільних фаз у поперечному перерізі зварних з'єднань для трьох розрахованих режимів зварювання вольфрамовим електродом з різними значеннями погонної енергії. Ці діаграми в графічній формі показують зони виділення α , α' та β фаз.

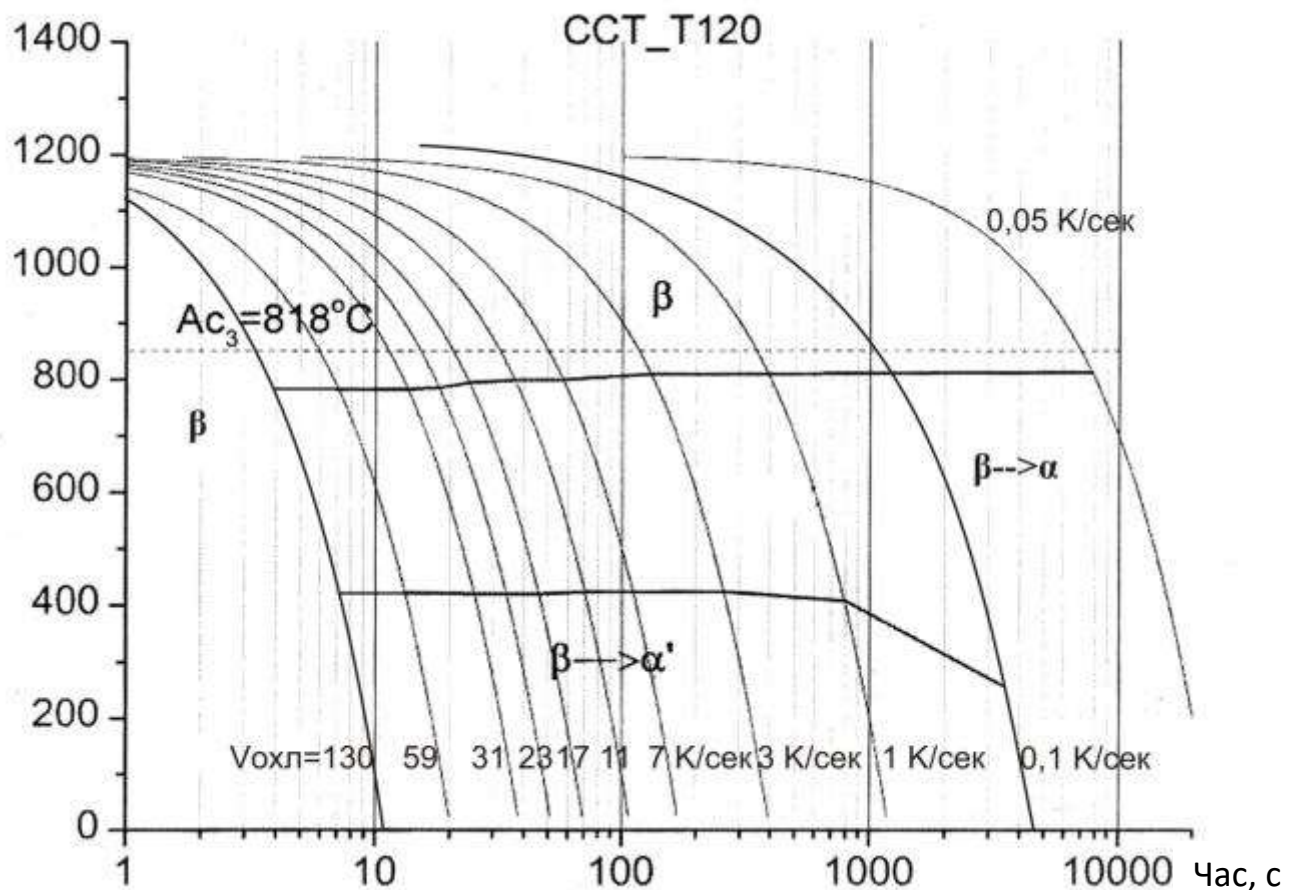


Рисунок 3.28 - Розрахункова діаграма анізотермічних перетворень складно легovanого восьми компонентного титанового сплаву T120 системи Ti-5Al-2.8Mo-2.3V-4Nb-1,3Cr-1Fe-2,7Zr

Метастабільна β -фаза фіксується в областях, в яких швидкості охолодження при температурі початку ($\beta \rightarrow \alpha$)-перетворення відповідної 790°C перевищують $130^\circ\text{C}/\text{сек}$. Метастабільна α' -фаза фіксується в областях, в яких швидкість охолодження при температурі початку ($\beta \rightarrow \alpha$)-перетворення (790°C) і при температурах кінця ($\beta \rightarrow \alpha$)-перетворення (420°C) знаходяться в діапазоні $130 \dots 0,1^\circ\text{C}/\text{сек}$. Ці отримані ділянки виділення α , α' та β фаз відзначаються на отриманих раніше ізотермах максимальних температур у перерізі. Це дозволяє в перерізі зварного з'єднання побачити, де, в якому обсязі і яка фаза виділилася в центрі металу шва, що закристалізувався, на периферії металу шва, в зоні сплавлення і в різних ділянках зони термічного впливу.

На рис. 3.29. представлені результати розрахунку зон утворення метастабільних фаз в зварному з'єднанні титанового сплаву Т120 при $I_{\text{зв}}=240\text{A}$, $U=12\text{В}$, $V_{\text{зв}}=10\text{м/г}$.

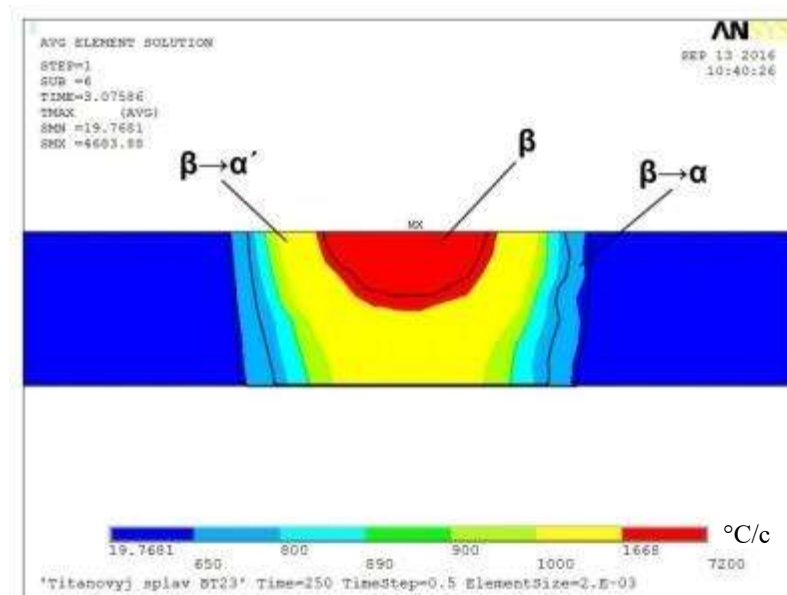


Рисунок 3.29 – Розподіл метастабільних фаз при охолодженні зварного з'єднання титанового сплаву Т120 при аргоно-дуговому наплавленні на режимі $I_{\text{св}}=240\text{A}$, $U=12\text{В}$, $V_{\text{св}}=10\text{м/г}$

Як видно область формування метастабільної β -фази знаходиться повністю в зоні металу, що закристалізувався, шва, і менше за обсягом ніж об-

ласть розплавленого металу. Область формування метастабільної α' -фази знаходиться в зоні сплавлення і в зоні термічного впливу. Зі збільшенням зварювального струму при незмінній швидкості зварювання відбувається збільшення обсягу розплавленого металу та глибини проплавлення основного металу. Однак обсяг області формування метастабільної β -фази практично не збільшується і займає менше половини площі металу шва, що закристалізувався (рис.3.30). Метастабільна α' -фаза утворюється у зовнішній ділянці металу шва, у зоні сплавлення та у зоні термічного впливу зварного з'єднання.

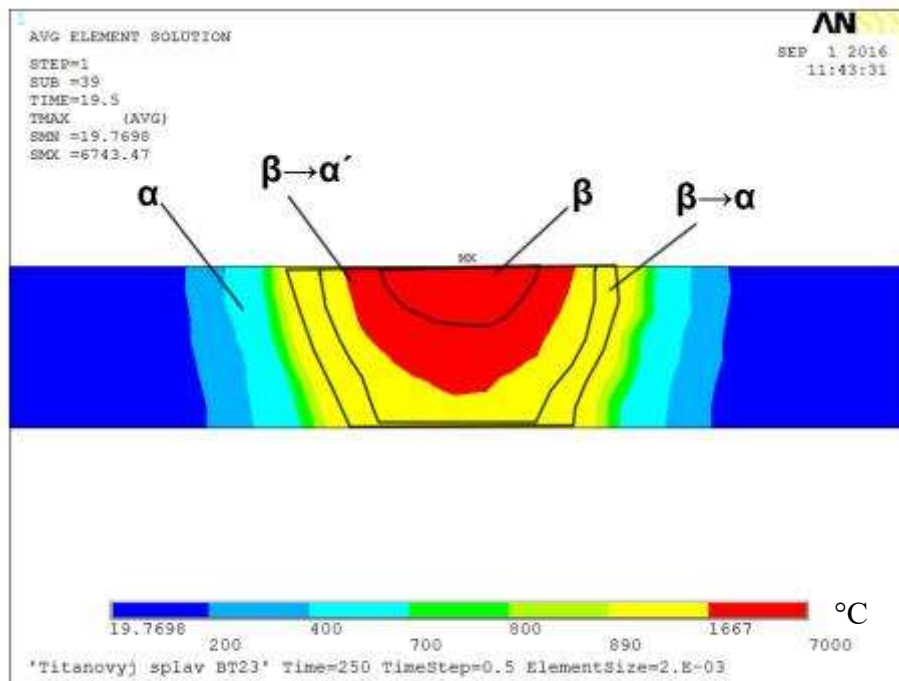


Рисунок 3.30 – Розподіл метастабільних фаз при охолодженні зварного з'єднання титанового сплаву T120 при аргоно-дуговому наплавленні на режимі $I_{зв}=350A$, $U=12V$, $V_{зв}=10m/g$

Збільшення швидкості зварювання за незначного збільшення зварювального струму призводить до зменшення величини погонної енергії процесу. Це супроводжується зменшенням обсягу розплавленого металу та глибини проплавлення основного металу (рис.3.31). Крім того область формування метастабільної β -фази також як і в першому варіанті знаходиться повністю в

зоні металу, що закристалізувався, шва, і менше за обсягом ніж область розплавленого металу.

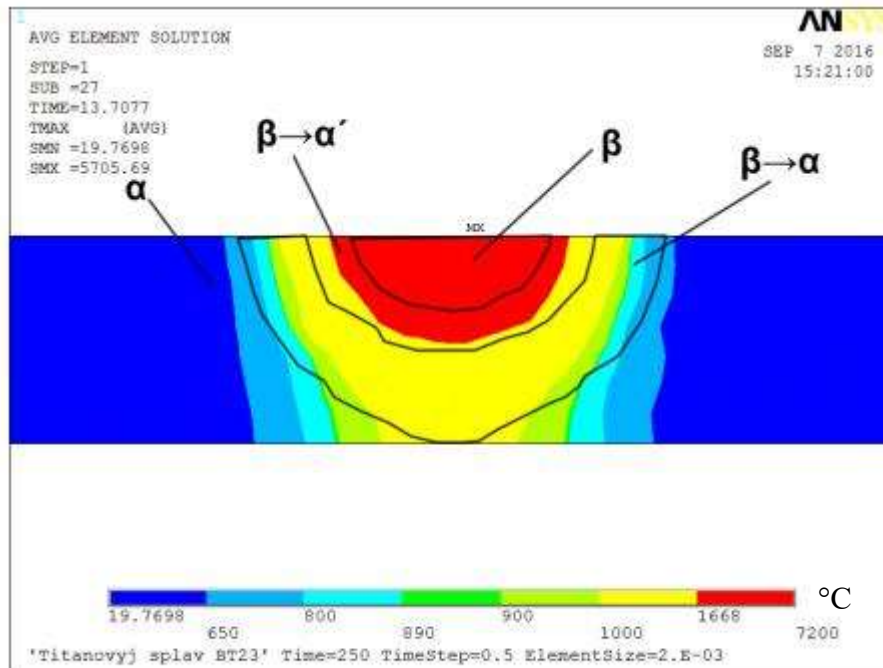


Рисунок 3.31 – Розподіл метастабільних фаз при охолодженні зварного з'єднання титанового сплаву T120 при аргоно-дуговому наплавленні на режимі $I_{зв}=380\text{A}$, $U=12\text{В}$, $V_{зв}=16\text{м/г}$

Обсяг області формування метастабільної β -фази практично не змінюється і в даному випадку займає більшу частину площі металу шва, що закристалізувався. Метастабільна α' -фаза утворюється у зовнішній області металу шва, у зоні сплавлення та у незначній частині зони термічного впливу зварного з'єднання. Основна відмінність термічного циклу зварювання титанового сплаву T120 при $I_{зв}=380\text{A}$, $U=12\text{В}$, $V_{зв}=16\text{м/год}$ полягає у значно менших обсягах виділення метастабільної α' -фази. Її виділення знаходяться у меншій часті зони термічного впливу. Розрахунковий обсяг площі виділення метастабільних фаз у титановому сплаві T120 при зварюванні на режимах з різною швидкістю зварювання та погонною енергією наведено в таблиці 3.7.

Таблиця 3.7 – Площа виділення метастабільних фаз в поперечному перерізі з'єднання при АДЗ складнолегованого титанового сплаву Т120

№	$I_{зв}, A$	$V_{зв}, м/год$	Площа β -фази, $мм^2$	Площа α' - фази, $мм^2$
1	240	10	16,4	107,9
2	350	10	14,9	73,1
3	380	16	15,0	19,9

Як впливає з результатів проведених розрахунків обсяг виділення β -фази мало змінюється, зменшення становить 10% при збільшенні струму зварювання з 240А до 350 А (див. табл. 3.7), при цьому обсяг виділення α' -фази зменшується в 1,47 разів, що складає 32%. Найменший обсяг виділення α' -фази відбувається при зварюванні з найменшою погонною енергією при швидкостях зварювання 16 м/год. У цьому випадку він становить 18% від відповідного об'єму при зварюванні на режимі 10 м/год і струмі зварювання 240 А. Результати проведених розрахунків дозволяють зробити висновок, що збільшення швидкості зварювання при одночасному зниженні погонної енергії призводить до збільшення швидкостей охолодження, особливо в металі шва і відповідно до зменшення обсягу виділень метастабільних α' - і β -фаз.

Таким чином, розрахована діаграма анізотермічних перетворень титанового сплаву Т120 та розроблена математична модель теплових процесів в титановому сплаві при зварюванні, дозволила визначити розміри та форму шва та ЗТВ, в яких протікають поліморфні перетворення з утворенням стабільної α -фаз та метастабільних α' - і β -фаз [255]. Що стосується процесу аргондугового зварювання складнолегованого титанового сплаву Т120 менша погонна енергія і більші значення швидкостей охолодження металу шва забезпечують менший обсяг виділення метастабільних фаз в металі шва і ЗТВ і як наслідок, можливо змінить пластичні властивості зварних з'єднань в більшу сторону. При цьому обсяг виділення метастабільної β -фази практично від режиму не залежить та мало змінюється.

3.3.2 Вплив режиму зварювання на фазовий склад зварних з'єднань високоміцного титанового псевдо- β -сплаву VT19

Для побудови діаграми розподілу метастабільних фаз в поперечному перерізі використовуються отримані вище розподіли миттєвих швидкостей охолодження для температур початку і кінця перетворення, що становлять 800°C і 600°C відповідно та розрахункова діаграма анізотермічних перетворень титанового псевдо- β -сплаву VT19 (рис. 3.32). На діаграмі відзначено температуру початку мартенситного перетворення $\beta \rightarrow \alpha'$ (800°C) та відзначено температуру кінця розпаду β -фази ($650 \dots 500^{\circ}\text{C}$). За отриманими полями швидкостей охолоджень і діаграмою фазових перетворень сплаву VT19 визначимо фазовий склад, за наступним алгоритмом: будемо розглядати квадратні області 1×1 мм на глибині 2 мм в напрямку поперек зварного шва (Таблиці 3.8, 3.9).

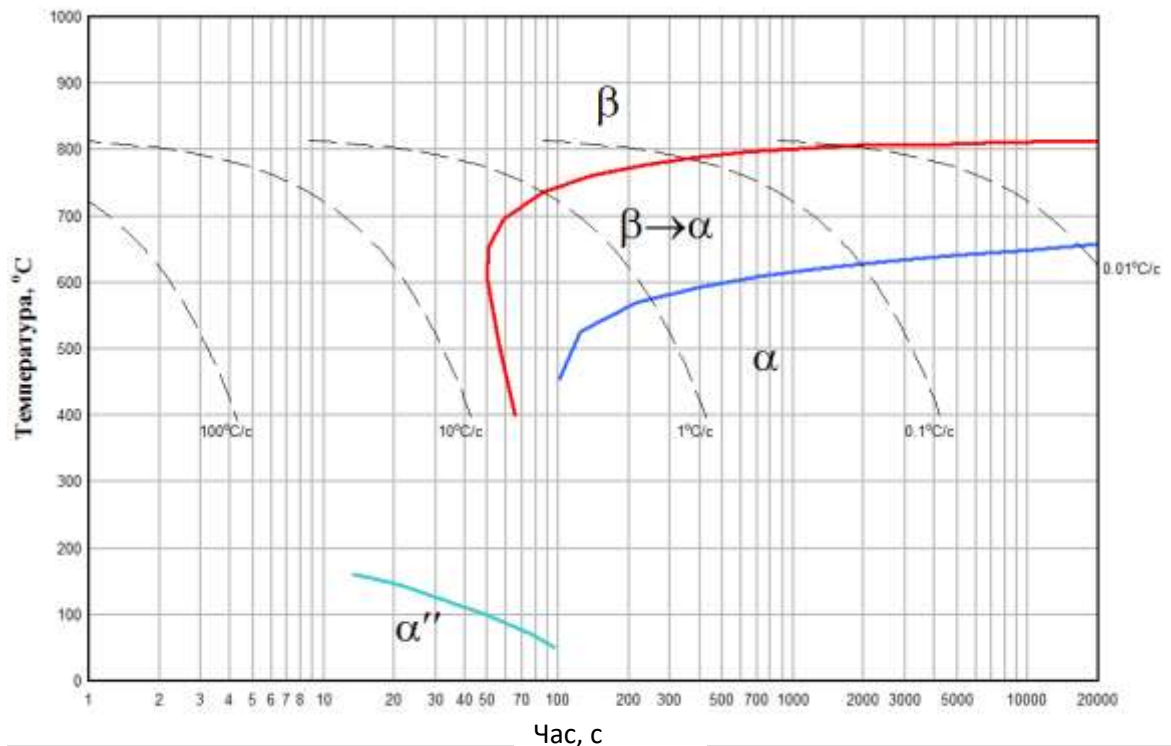


Рисунок 3.32 - Розрахункова діаграма анізотермічних перетворень титанового псевдо- β -сплаву VT19

За отриманими полями швидкостей охолоджень і діаграмі фазових перетворень сплаву VT19 визначимо фазовий склад, за наступним

алгоритмом: будемо розглядати квадратні області 1×1 мм на глибині 2 мм в напрямку поперек зварного шва (Таблиці 3.8, 3.9).

В кожній такій області простежимо швидкості охолодження по діаграмі (Див. рис. 3.39) при цьому будуть враховуватися наступні температурні інтервали: $890 \dots 900^\circ\text{C}$; $800 \dots 700^\circ\text{C}$; $500 \dots 500^\circ\text{C}$ і $150 \dots 50^\circ\text{C}$.

Швидкість охолодження і в умовах зварювання є вирішальним фактором у формуванні кінцевих структур і властивостей. Охолодження металу з досить великими швидкостями сприяє отриманню менш рівноважної структури. Згідно діаграмі анізотропічних перетворень (рис. 3.32), при низьких температурах ($50 \dots 150^\circ\text{C}$), коли дифузійні процеси практично не протікають, і при швидкостях охолодження $2 \dots 5^\circ\text{C}/\text{с}$, відбувається виділення мартенситної α'' -фази, яка представляє собою перенасичений твердий розчин легуючих елементів в α -титані. Сформована внаслідок розпаду високотемпературної β -фази, метастабільна α'' - фаза, за своєю структурою і кінетикою має багато спільного з відомими в металознавстві мартенситними фазами. Її утворення супроводжується виникненням рельєфу на поверхні і першочергово відбувається в основному біля границь вихідного β -зерна і поступово заповнює все тіло зерна. Для α'' -фази характерні підвищена пластичність і знижена твердість. Однак, при зварюванні на режимі 310А, 10м/год, швидкості охолодження в даному проміжку температур низькі ($0,01^\circ\text{C}/\text{сек}$), і відповідно, виділень мартенситної α'' -фази не спостерігається (рис. 3.33).

Таблиця 3.8– Фазовий склад металу зварного з'єднання титанового сплаву ВТ19, виконаного на режимі 1 ($I = 310\text{А}$, $U = 12\text{В}$, $V_{\text{св}} = 10\text{м / ч}$, $\eta = 0.6$)

Відстань від центру шва *	Швидкості охолодження, ° с / с				Фазовий склад
	В інтервалі 900...890°C	В інтервалі 800...700°C	В інтервалі 500...400°C	В інтервалі 150...50°C	
0 ... 1	130	59	16	0.01	β
1 ... 2	130	59	16	0.01	β
2 ... 3	70	59	11	0.01	β
3 ... 4	59	31	11	0.01	β
4 ... 5	59	31	11	0.01	β
5 ... 6	59	23	11	0.01	β, α
6 ... 7	59	23	11	0.01	β, α
7 ... 8	31	16	11	0.01	β, α
8 ... 9	31	16	11	0.01	β, α
9 ... 10	31	11	11	0.01	β, α
10 ... 11	16	11	11	0.01	β, α
11 ... 12	16	11	11	0.01	β, α
12 ... 13	16	11	11	0.01	β, α
13 ... 14	16	11	7	0.01	β
14 ... 15	16	11	7	0.01	β

* відстань наведено на глибині 2 мм, поперек зварного шва

Таблиця 3.9 - Фазовий склад металу зварного з'єднання титанового сплаву ВТ19, виконаного на режимі 2 ($I = 310\text{А}$, $U = 12\text{В}$, $V_{\text{св}} = 10\text{м / ч}$, $\eta = 0.6$)

Відстань від центру шва *	Швидкості охолодження, ° с / с				Фазовий склад
	В інтервалі 900... 890 ° с	В інтервалі 800 ... 700 °	В інтервалі 500 ... 400 °	В інтервалі 150 ... 50 ° с	
0 ... 1	169	145	72	4,8	β, α''
... 2	169	130	70	4,8	β, α''
... 3	130	130	59	4,8	β, α''
... 4	130	70	59	4,8	β, α''
... 5	70	59	31	4,8	β, α''
... 6	59	59	31	4	β, α''
... 7	59	59	23	1,5	β
7 ... 8	31	59	23	1,5	β
8 ... 9	31	31	16	1,5	β
9 ... 10	31	31	16	1	β
10 ... 11	23	31	11	1	β
11 ... 12	23	23	11	0,1	β
12 ... 13	23	23	11	0,1	β
13 ... 14	23	16	11	0,1	β
14 ... 15	16	16	11	0, 1	β

* відстань наведено на глибині 2 мм, поперек зварного шва

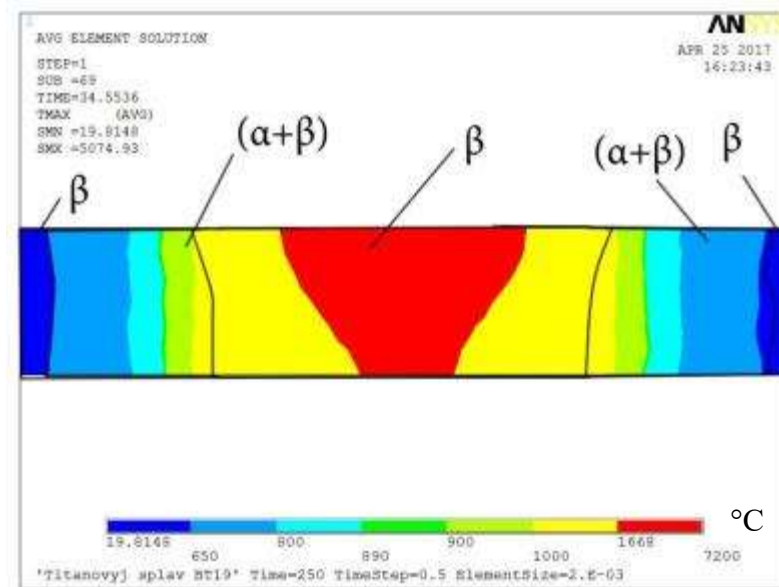


Рисунок 3.33 - Результат розрахунку зони проплавлення при зварюванні на режимі: №2 (див. табл 3.4): $I = 310\text{A}$, $V_{зв} = 10\text{м/год}$

Як видно з результатів розрахунку, в середині шва після зварювання на режимі №2 (див. табл 3.3) повинна утворюватися переважно β -фаза. Згідно кількісному підрахунку розподілу фаз в перерізі зварного з'єднання - площа β -фази становить 78мм^2 , α -фази - 58мм^2 (Таблиця 3.10).

В ЗТВ і основному металі переважає β -фаза. Це обумовлено великим темпом зміни швидкостей охолодження в різних діапазонах температур. Площа β -фази в перерізі зварного з'єднання становить 113мм^2 . Площа метастабільної α'' - фази - 23мм^2 (Таблиця 3 отриманий з використанням «ANSYS».10).

Таблиця 3.10. – Площа виділення метастабільних фаз в поперечному перерізі з'єднання при АДЗ псевдо- β -титанового сплаву BT19

№	$I_{зв}$, А	$V_{зв}$, м/ГОД	β -фаза	α -фаза	α'' - фаза
2	310	10	78мм^2	58мм^2	-
4	620	16	113мм^2	-	23мм^2

При зварюванні, на режимі №4 (див. табл 3.3) (620А, 16м/год), в центрі шва фіксується β - і метастабільна α'' - фаза (рис. 3.34).

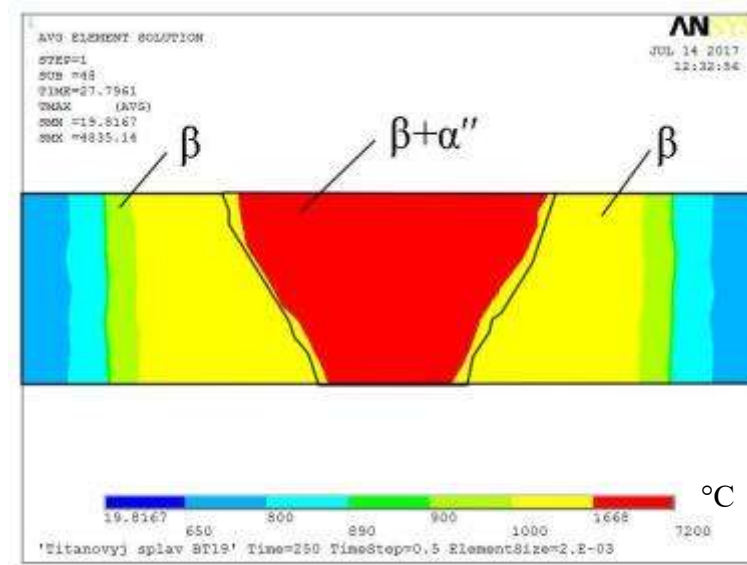


Рисунок 3.34 - Результат розрахунку зони проплавлення при зварюванні на режимі №4 (див. табл 3.3): $I = 620\text{A}$, $V_{\text{св}} = 16\text{м/год}$

Для вибору режимів зварювання і прогнозування фазового складу, необхідно знати кількість β -фази, яка утворюється в шві і зоні термічного впливу. З цією метою, на режимі, для якого вище було проведено математичне моделювання теплових процесів аргоно-дугового зварювання (режим зварювання $I_{\text{зв}} = 310\text{A}$, $U = 12\text{В}$, $V_{\text{зв}} = 10\text{м / ч}$), було проведено зварювання експериментального зразка псевдо- β титанового сплаву ВТ19. На отриманому зварному з'єднанні за поперечним мікрошліфом визначали структуру і кількість β -фази на різних ділянках (рис. 3.35), для яких вище були отримані за допомогою математичного моделювання швидкості охолодження в різних температурних діапазонах. Структуру вивчали в середині зразка товщиною 6 мм (рис. 3.35). Відстань L - це відстань від середини шва до досліджуваної точки на поперечному мікрошліфі зварного з'єднання. Кількість β -фази визначали на мікрошліфі, за методикою описаної в пункті 2.5.

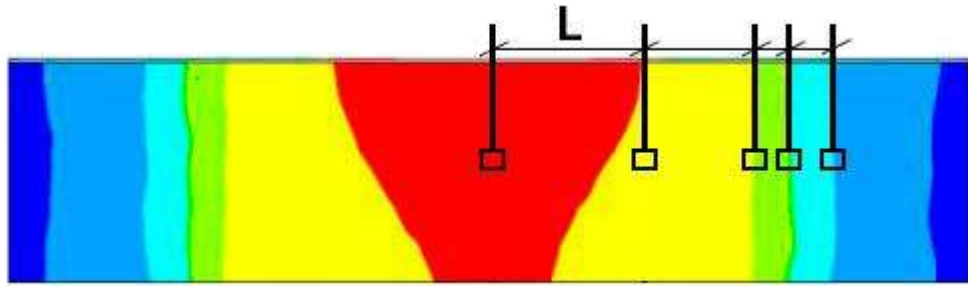


Рисунок 3.35 - Схема визначення розмірів ділянок максимальних температур в зварному з'єднанні (L - довжина ділянки).

Метал шва (в ділянці $L=0$) складається з рівноосних і витягнутих в напрямку тепловідводу зерен β -фази, волосоподібні границі яких виявляються на тлі дендритних структури (рис. 3.36,а).

Зона сплавлення (рис. 3.36,б) розташовується на відстані $L=5,43$ мм від середини шва, праворуч на фото - зерна шва на тлі дендритних структури, зліва - рівноосні β -зерна ділянки ЗТВ біля зони сплавлення. Кількість β -фази на цій ділянці становить 81%. Безпосередньо в зоні сплавлення видно частково оплавлені зерна, що належать одночасно як металу ЗТВ, так і металу шва.

Ділянка ЗТВ, де сталося під час зварювання повне поліморфне перетворення ($L=7,8$ мм) і складається з рівноосних β -зерен (рис. 3.37,а), має ширину 4,75 мм. Тут кількість β -фази знаходиться на рівні 80%.

Ділянка ЗТВ, де спостерігається неповне поліморфне перетворення ($L=14,5$ мм) має ширину 2,50 мм (рис. 3.37,б), тут в β -зернах присутні частки інших фаз, що зустрічаються в основному металі, зокрема α -фази. Кількість β -фази - 75%.

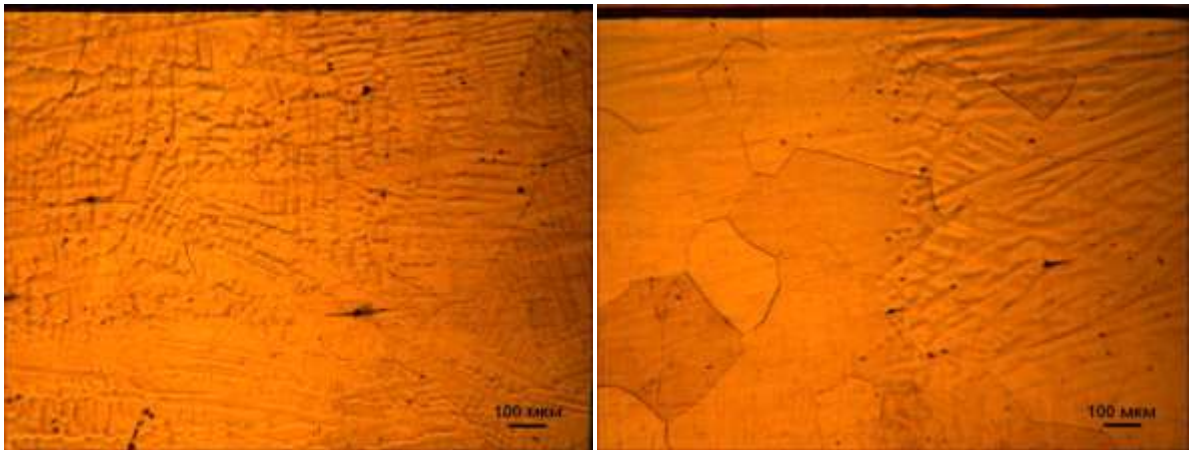
*a**б*

Рисунок 3.36 - Мікроструктура металу шва зварного з'єднання псевдо- β титанового ВТ19, виконаного аргонодугового зварюванням вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням в стані після зварювання: *a* - центр шва; *б* - зона сплавлення.

На рис. 3.37, *в* показано перехід від ділянки неповного поліморфного перетворення ЗТВ до основного металу ($L = 15,8$ мм), на рис. 3.37.2 - основний метал.

На границі переходу від неповного поліморфного перетворення до основного металу кількість β фази становить 57%.

В основному металі - 31%. Слід зауважити, що на різних ділянках ЗТВ, аж до металу шва, і в ОМ, чітко виявляються сліди деформації у вигляді звивистих ліній, витягнутих у напрямку прокату. Отримані за допомогою математичного моделювання розрахункові максимальні швидкості охолодження при температурах початку поліморфного перетворення $\beta \rightarrow \alpha$ (810 °С) зіставили з експериментально отриманими даними про вміст β -фази в розглянутих ділянках зварного з'єднання, виконаного на режимі №2 (див. табл 3.3) ($I_{св} = 310$ А, $V_{св} = 10$ м / ч) для точок на відстані L від середини шва (Таблиця 3.11).

На основі зіставлених даних отримана залежність кількості β -фази від максимальної швидкості охолодження при температурі початку поліморфного перетворення $\beta \rightarrow \alpha$ (810 °С) в сплаві ВТ19 (рис. 3.38).

Проведені дослідження дозволили доповнити розрахункову діаграму анізотропічних перетворень псевдо- β -титанового сплаву ВТ19 експериментальними даними по фактичному вмісту залишкової β -фази для псевдо- β -титанового сплаву ВТ19 (рис. 3.39).

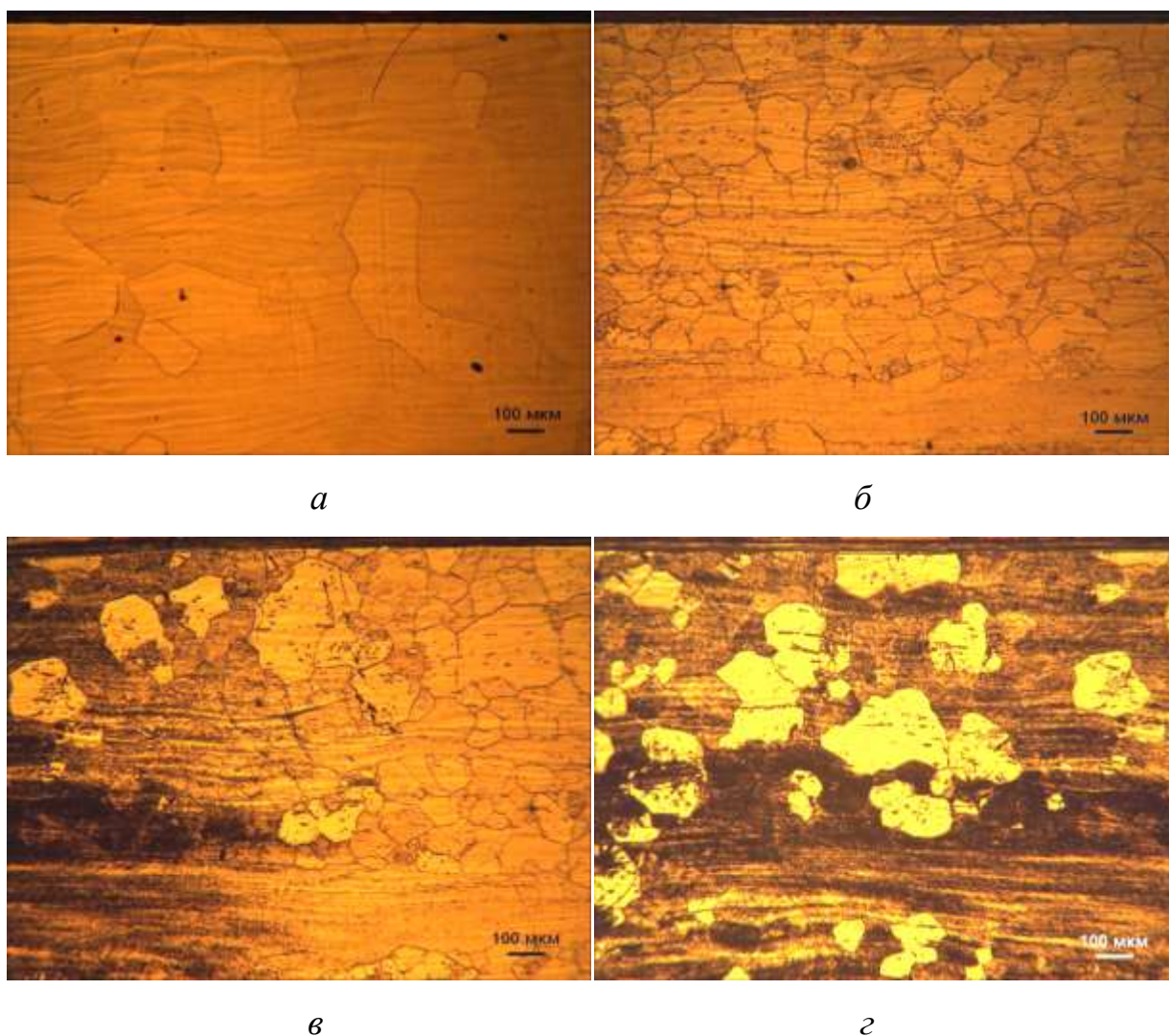


Рисунок 3.37 - Мікроструктура металу ЗТВ з'єднання сплаву ВТ19, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням в стані після зварювання: а - ділянка повного поліморфного перетворення; б - зона неповного поліморфного перетворення; в - межа між зоною неповного поліморфного перетворення і основним металом; г - основний метал

Таблиця 3.11– Кількість β -фази і максимальні значення швидкостей охолодження в різних ділянках зварного з'єднання

	Центр шва	Зона сплавлення	Ділянка повного поліморфного перетворення	Ділянка неповного поліморфного перетворення	Границя між зоною неповного поліморфного перетворення і основним металом	Основний метал
Відстань від середини шва, мм	0	L = 5,43	L=7,8	L=14,5	L=15,8	L=17
Кількість β -фази, %	74	81	80	75	57	31
Макс. швидкості охолодження при $T = 800$ °С, °С/с	59	31	23	16	9	1,5
Макс. швидкості охолодження при $T = 500$ °С, °С/сек	16	11	11	1,5	1,5	1,5

За отриманими результатами можна зробити висновок, що при швидкостях охолодження металу шва зварного з'єднання ($V_{\text{охл}} = 20 \dots 130$ °С/с) характерних для дугового зварювання кількість β -фази в металі шва знаходиться на рівні 90%. Так само потрібно відзначити, що істотне зменшення кількості β -фази відбувається при швидкостях охолодження від 9 °С/с і нижче, що характерно для металу ЗТВ. Це підтверджується і експериментальними дослідженнями структури зварних з'єднань.

Таким чином, отримані дані про кількість β -фази в шві і зоні термічного впливу, і зіставлення їх з розрахунковими швидкостями

оохолодження, дозволили зробити висновок, що найбільш інтенсивний розпад β -фази відбувається на границі зони термічного впливу і основного металу. Високі швидкості оохолодження в діапазоні температур початку та кінця поліморфного перетворення зумовлюють зміст β -фази в металі шва зварного з'єднання на рівні 90%.

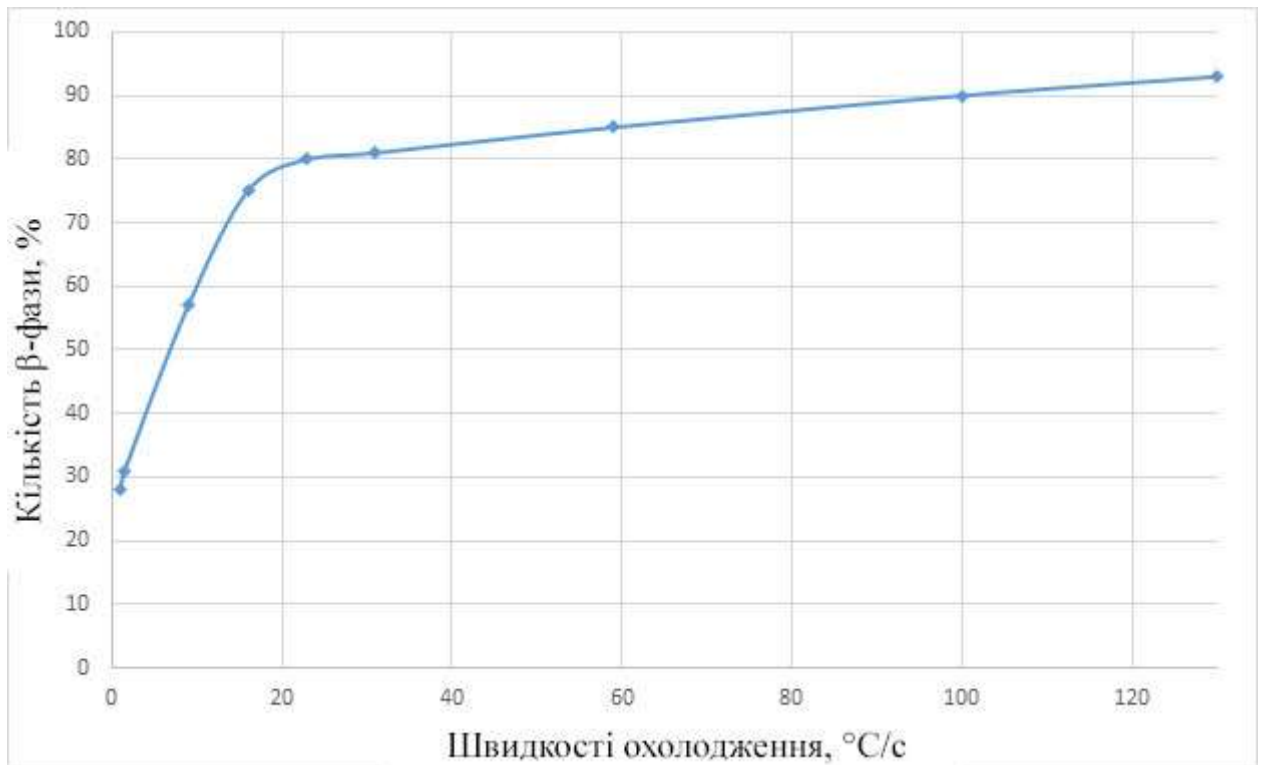


Рисунок 3.38 - Залежність кількості β -фази в металі зварного з'єднання псевдо- β -титанового сплаву VT19 від максимальних швидкостей оохолодження при температурі кінця поліморфного перетворення (800 °C)

Стосовно до процесу аргано-дугового зварювання титанового сплаву VT19, менша погонна енергія і менші значення швидкостей оохолодження забезпечують менший обсяг виділення метастабільних фаз в металі шва і ЗТВ. Зі збільшенням швидкостей оохолодження інтервал швидкостей збільшується і відбувається утворення метастабільною α'' -фази, що призводить до зниження твердості зварного з'єднання.

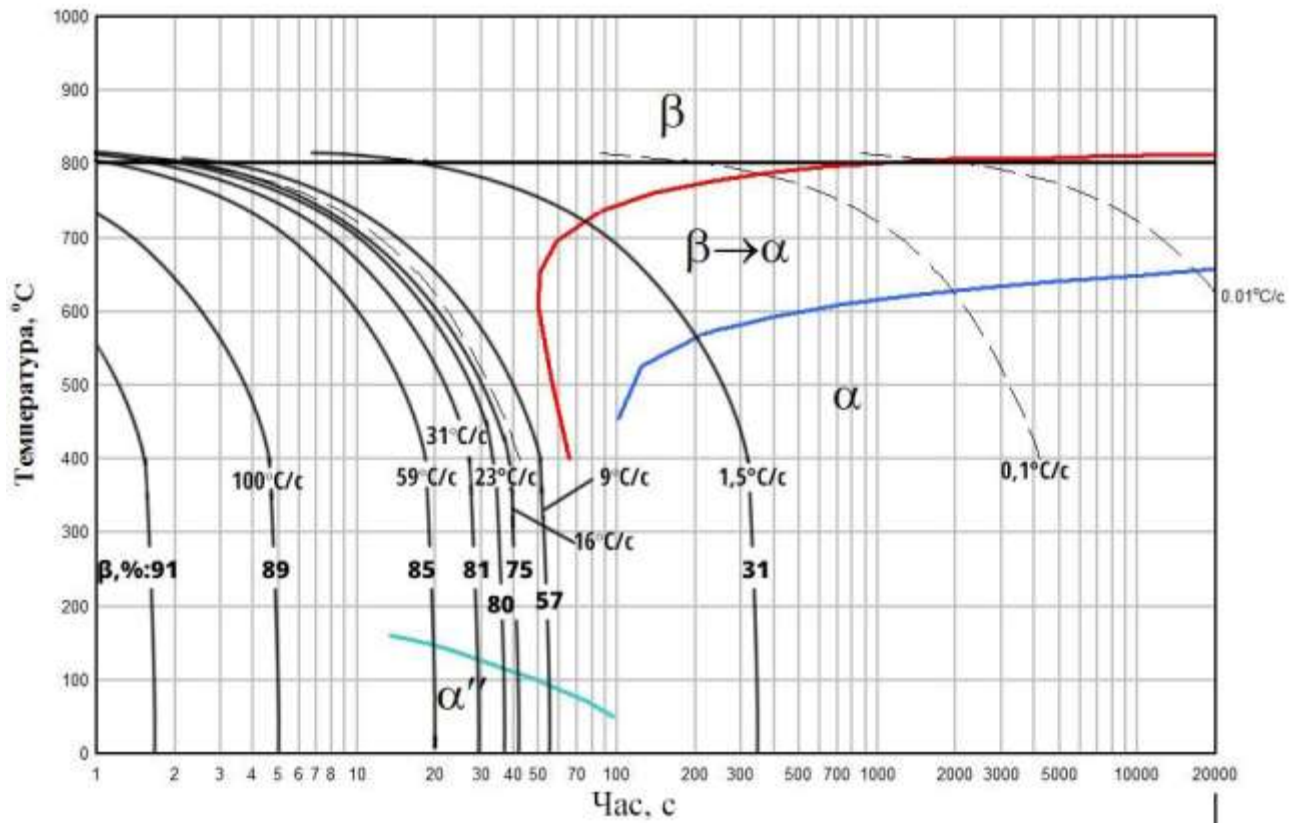


Рисунок 3.39 - Діаграма анізотермічних перетворень при охолодженні зварного з'єднання псевдо- β -титанового сплаву VT19

3.3.3 Вплив режиму аргоно-дугового зварювання з попереднім підігрівом на фазовий склад зварних з'єднань економнолегованого титанового сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe

Для побудови діаграми розподілу метастабільних фаз в поперечному перерізі зварних з'єднань економнолегованого титанового сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe при аргоно-дуговому зварюванні з попереднім підігрівом використовуються отримані вище розподіли миттєвих швидкостей охолодження для температур початку і кінця перетворення, та розрахункова діаграма анізотермічних перетворень економнолегованого титанового псевдо- β -сплаву LCB-5.1 (рис. 3.40). Діаграма була отримана за допомогою співробітників відділу №22 ІЕЗ ім.С.О.Патона.

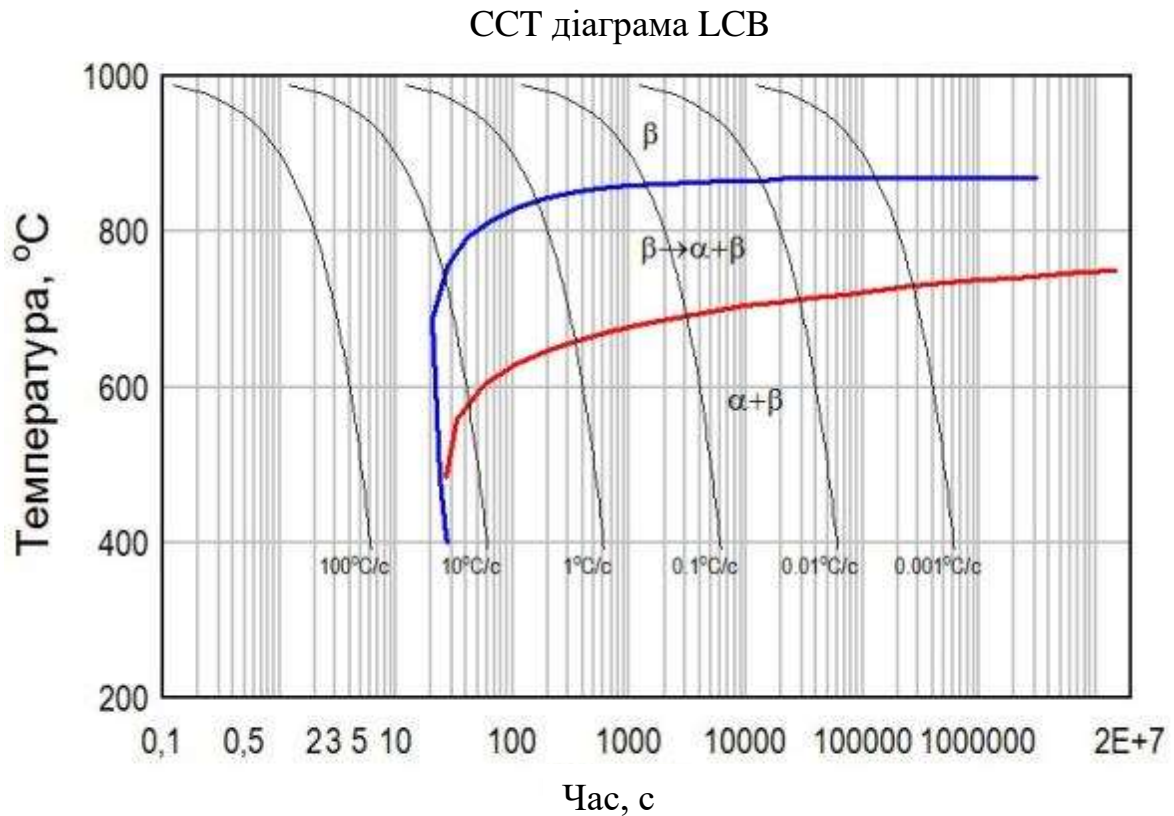


Рисунок 3.40- Розрахункова діаграма анізотермічних перетворень економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1

На діаграмі (див. рис. 3.40) позначена температура початку перетворення $\beta \rightarrow \alpha$ (875°C), для швидкостей $5 \dots 0,01^\circ\text{C}/\text{сек}$ і температура кінця ($\beta \rightarrow \alpha$)-перетворення ($600 \dots 660^\circ\text{C}$) для цих же швидкостей.

За отриманими полями швидкостей охолоджень для режимів №5 і №6 (див. табл 3.5) і згідно діаграмі фазових перетворень сплаву LCB-5.1 (див.рис.3.40) визначили фазовий склад, слідуючи наступним алгоритмом: були розглянуті квадратні області 1×1 мм в напрямку поперек зварного шва (Таблиця 3.12, таблиця 3.13).

В кожній такій області простежимо її історію охолодження по діаграмі при цьому будуть враховуватися наступні температурні інтервали: $900 \dots 800^\circ\text{C}$; $800 \dots 700^\circ\text{C}$; $600 \dots 500^\circ\text{C}$ і $150 \dots 50^\circ\text{C}$.

Таблиця 3.12– Фазовий склад металу зварного з'єднання економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1 , режим №5 (див. табл 3.5)

Відстань від центру шва	Швидкості охолодження, °C/c				Фазовий склад
	В інтервалі 900...800 °C	В інтервалі 800...700 °C	В інтервалі 600...500 °C	В інтервалі 150...50 °C	
0...1	175	130	31	0.01	β
1...2	130	70	23	0.01	β
2...3	70	59	11	0.01	$\beta \rightarrow \alpha + \beta$
3...4	70	31	1,5	0.01	$\beta \rightarrow \alpha + \beta$
4...5	59	23	1,5	0.01	$\beta \rightarrow \alpha + \beta$
5...6	59	23	1,5	0.01	$\beta \rightarrow \alpha + \beta$
6...7	31	23	1,5	0.01	$\beta \rightarrow \alpha + \beta$
7...8	31	16	1,5	0.01	$\beta \rightarrow \alpha + \beta$
8...9	23	16	1,5	0.01	$\beta \rightarrow \alpha + \beta$
9...10	23	16	1,5	0.01	$\beta \rightarrow \alpha + \beta$
10...11	23	11	1,5	0.01	$\beta \rightarrow \alpha + \beta$
11...12	23	11	1,5	0.01	$\beta \rightarrow \alpha + \beta$
12...13	16	11	1,5	0.01	$\beta \rightarrow \alpha + \beta$
13...14	16	1,5	1,5	0.01	$\alpha + \beta$
14...15	11	1,5	1,5	0.01	$\alpha + \beta$

Як видно з результатів розрахунку, в середині шва після зварювання на режимі 5 та 6 повинна утворюватися переважно β -фаза (рис. 3.41).

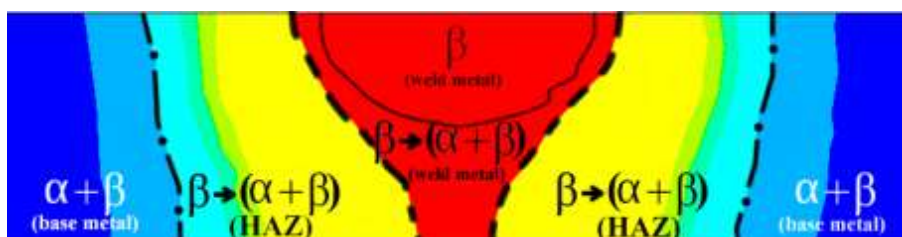
Згідно кількісному підрахунку розподілу фаз в перерізі зварного з'єднання, отриманого на режимі №5 - площа β -фази становить 26 мм², на режимі №6 – 22мм².

Розмір зони термічного впливу, де відбувається $\beta \rightarrow \alpha + \beta$ перетворення, на режимі №5 - 97мм², на режимі №6 - 111мм². Це пов'язано з високим градієнтом швидкостей охолодження в різних діапазонах температур. Основний метал складається з ($\alpha + \beta$)-фази в обох випадках.

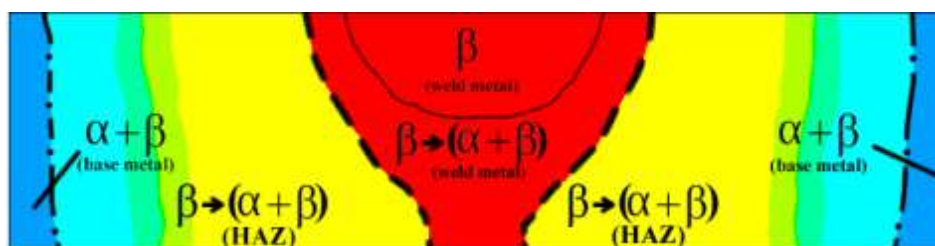
Таблиця 3.13 – Фазовий склад металу зварного з'єднання економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1 , режим №6 (див. табл 3.5)

Відстань від центру шва	Швидкості охолодження, °C/с				Фазовий склад
	В інтервалі 900...800 °C	В інтервалі 800...700 °C	В інтервалі 600...500 °C	В інтервалі 150...50 °C	
0...1	175	130	59	0.01	β
1...2	130	70	31	0.01	β
2...3	70	59	23	0.01	β
3...4	70	31	16	0.01	$\beta \rightarrow \alpha + \beta$
4...5	59	23	11	0.01	$\beta \rightarrow \alpha + \beta$
5...6	59	23	1,5	0.01	$\beta \rightarrow \alpha + \beta$
6...7	31	23	1,5	0.01	$\beta \rightarrow \alpha + \beta$
7...8	31	23	1,5	0.01	$\beta \rightarrow \alpha + \beta$
8...9	23	16	1,5	0.01	$\beta \rightarrow \alpha + \beta$
9...10	23	16	1,5	0.01	$\beta \rightarrow \alpha + \beta$
10...11	23	11	1,5	0.01	$\beta \rightarrow \alpha + \beta$
11...12	23	7	1,5	0.01	$\alpha + \beta$
12...13	16	1,5	1,5	0.01	$\alpha + \beta$
13...14	16	1,5	1,5	0.01	$\alpha + \beta$
14...15	11	1,5	1,5	0.01	$\alpha + \beta$

Для вибору режимів зварювання і прогнозування фазового складу, необхідно знати кількість утвореної β -фази в шві і зоні термічного впливу. З цією метою, на режимі №5, для якого вище було проведено математичне моделювання теплових процесів аргонодугового зварювання, було проведено зварювання експериментального зразка економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1 . На отриманому зварному з'єднанні по поперечним мікрошліфам визначали структуру і кількість β -фази на різних ділянках, для яких вище були отримані за допомогою математичного моделювання швидкості охолодження в різних температурних діапазонах. Структуру вивчали в середині зразка товщиною 6 мм. Відстань L (рис. 3.42) це відстань від середини шва до досліджуваної точки на поперечному мікрошліфі зварного з'єднання, яка складає 1 мм.



а



Б

Рисунок 3.41- Схема фазового складу зварних з'єднань економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1 :а – зварне з'єднання на режимі№5, б – зварне з'єднання на режимі№6

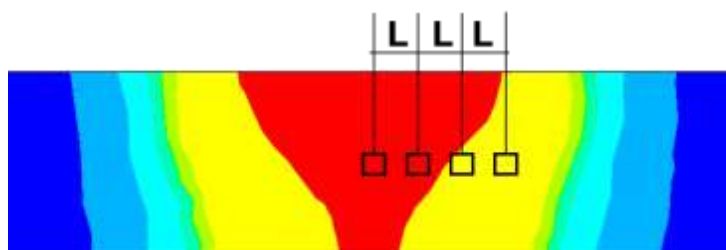


Рисунок 3.42 Схема визначення розмірів ділянок максимальних температур в зварному з'єднанні (L - довжина ділянки).

Кількість β -фази визначали за мікрошліфом, за методикою описаною в розділі 2.

Метал шва (в ділянці $L = 0$) (рис. 3.43, а) складається з рівноосних і витягнутих в напрямку тепловідводу зерен β -фази, волосоподібні границі яких виявляються на тлі дендритних структури. Кількість β -фази в центрі шва складає 87%.

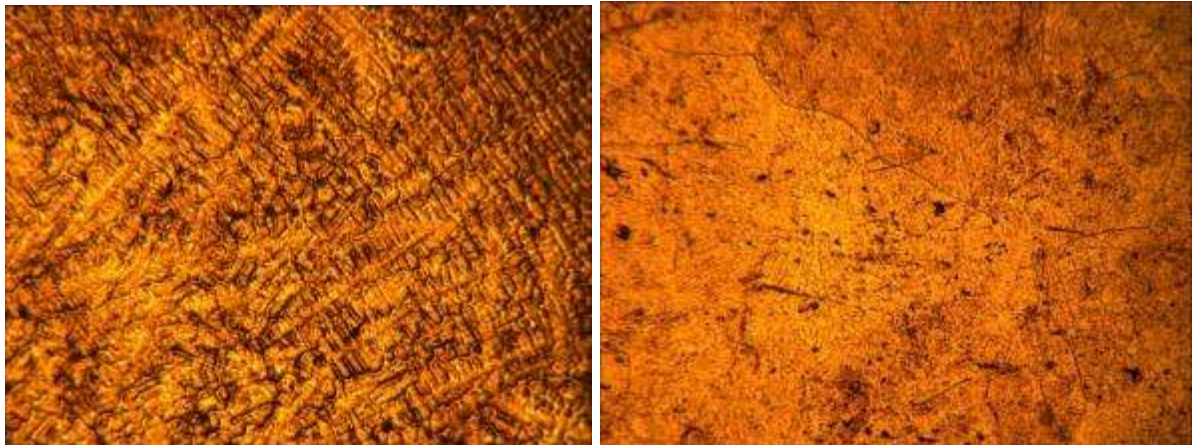
*a**б**в*

Рисунок 3.43 - Мікроструктура металу шва зварного з'єднання економ-нолегованого титанового сплаву LCB-5.1 , виконаного аргонодугового зварюванням вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням в стані після зварювання: *a* – центр шва ($L = 0$; $\beta = 87\%$); *б* – метал шва ($L = 1$ мм; $\beta = 81\%$), *в* – метал шва ($L = 2$ мм; $\beta = 77\%$).

Зона сплавлення (рис. 3.44, *a*) розташовується на відстані $L = 2,3$ мм від середини шва, тут також переважає дендритна структура з рівноосними β -зернами ділянки ЗТВ біля зони сплавлення. Кількість β -фази на цій ділянці становить 75%. Безпосередньо в зоні сплавлення видно частково оплавлені зерна, що належать одночасно як металу ЗТВ, так і металу шва (рис. 3.44, *б*, *в*).

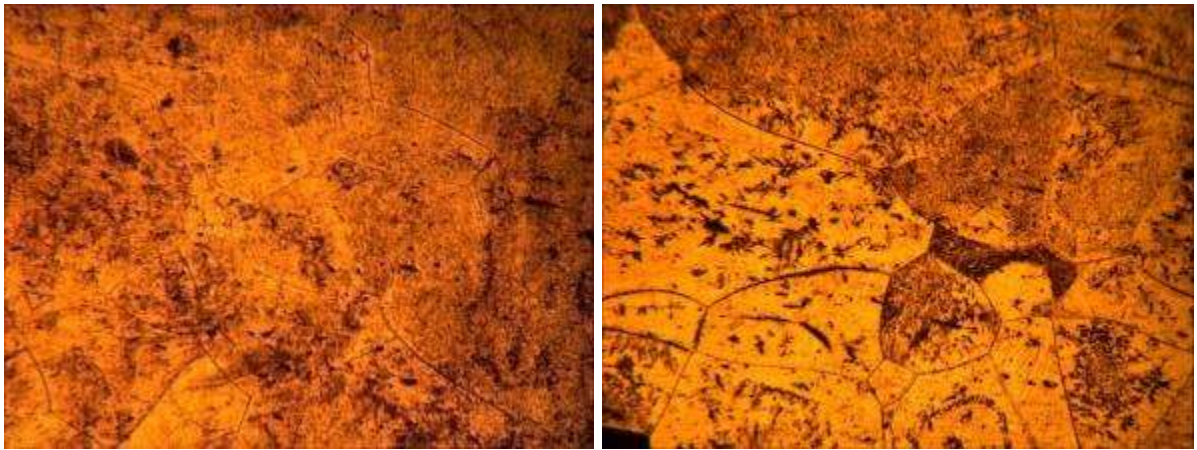
*a**б**в*

Рисунок 3.44 - Мікроструктура ЗТВ зварного з'єднання економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1, виконаного ТІГ зварюванням: *a* – зона сплавлення ($L = 2,3$ мм; $\beta = 75\%$); *б* – зона сплавлення ($L = 3$ мм; $\beta = 77\%$), *в* – зона сплавлення ($L = 4$ мм; $\beta = 75\%$)

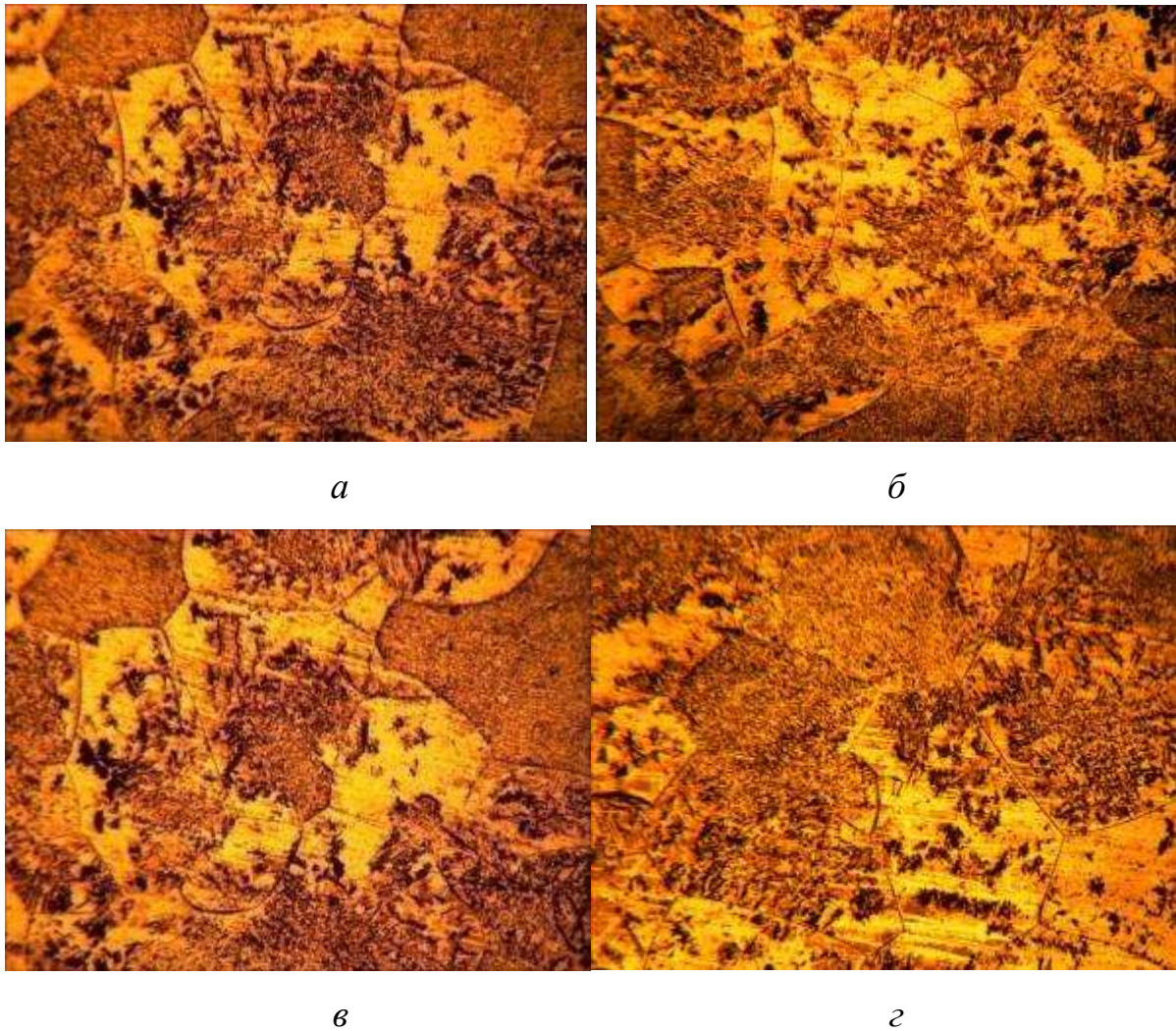


Рисунок 3.45 - Мікроструктура ЗТВ зварного з'єднання економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1 , виконаного ТІГзварюванням: а – зона повної перекристалізації ($L = 4,3$ мм; $\beta = 71\%$); б – зона повної перекристалізації ($L = 5$ мм; $\beta = 70\%$), в – зона повної перекристалізації ($L = 6$ мм; $\beta = 55\%$), г – зона неповного поліморфного перетворення ($L = 6,7$ мм; $\beta = 49\%$)

Ділянка ЗТВ, де сталося під час зварювання повне поліморфне перетворення ($L = 4,3$ мм) і складається з рівноосних β -зерен (рис. 3.45, а, б, в), має ширину 2,31 мм. Тут кількість β фази знаходиться на рівні 71%. Ділянка ЗТВ, де спостерігається неповне поліморфне перетворення ($L = 6,7$ мм) (рис. 3.45, г) має ширину 0,9 мм. Тут рівень β -фази значно падає, метал має двофазну із кількістю β -фази - 75%. Ділянка неповної перекристалізації, яка знаходиться на границі ЗТВ та основного металу на відстані 7,4 мм від цент-

ру шва та має ширину 1,3 мм (рис. 3.46, *a*). Вона також має двофазну ($\alpha+\beta$)-структуру, із вмістом β -фази - 48% (табл. 3.14). границя ЗТВ та основного металу знаходиться на відстані 9,5 мм від центру шва. Основний метал має двофазну ($\alpha+\beta$)-структуру, із вмістом β -фази на рівні 49% (рис. 3.46, *б*).

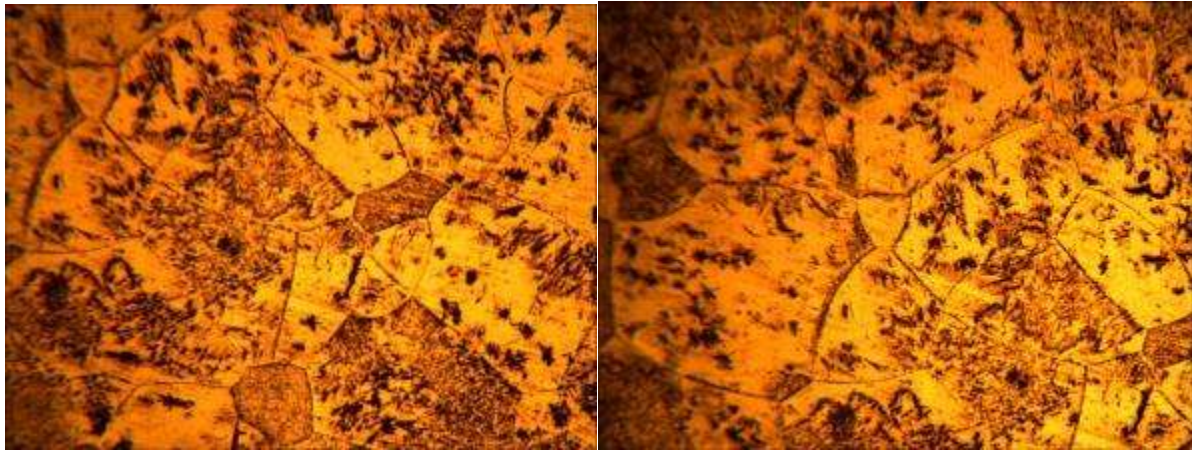
*a**б*

Рисунок 3.46 - Мікроструктура зварного з'єднання економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1 , виконаного аргонодугового зварюванням вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням в стані після зварювання: *a* – зона неповної перекристалізації ($L = 7,4$ мм; $\beta = 48\%$); *б* – основний метал ($L = 9,5$ мм; $\beta = 49\%$)

Таблиця 3.14 – Вміст β -фази у відповідних зонах зварного з'єднання

Зона зварного з'єднання	L, мм	Кількість β -фази, %
Центр металу шва	0	87
Зона сплавлення	2.3	75
ЗТВ/зона повного поліморфного перетворення	4.3	71
ЗТВ/зона неповного поліморфного перетворення	6.7	49
Зона неповної перекристалізації	7.4	48
Основний метал	9.5	49

На основі зіставлених даних отримана залежність кількості β -фази від швидкості максимальної охолодження при температурі початку поліморфного перетворення $\beta \rightarrow \alpha + \beta$ (табл. 3.15), (рис. 3.46).

Таблиця 3.15 – Кількість β -фази і значення швидкостей охолодження в різних ділянках зварного з'єднання

	Центр металу шва	Зона сплавлення	ЗТВ/зона повного поліморфного перетворення	ЗТВ/зона неповного поліморфного перетворення	Зона неповної перекристалізації	Основний метал
Кількість β -фази, %	87	75	71	49	48	49
Макс. швидкості охолодження при $T=875^\circ\text{C}$, $^\circ\text{C}/\text{сек}$	175	70	59	31	31	1,5
Макс. швидкості охолодження при $T=600^\circ\text{C}$, $^\circ\text{C}/\text{сек}$	59	23	1,5	1,5	1,5	1,5

Проведені дослідження дозволили доповнити побудовану діаграму анізотермічних перетворень експериментальними даними по фактичному вмісту залишкової β -фази для економнолегованого титанового сплаву (Рис 3.48). За отриманими результатами можна зробити висновок, що при швидкостях охолодження металу шва зварного з'єднання ($V_{\text{охл}} = 300 \dots 175^\circ\text{C}/\text{с}$) кількість β -фази в металі шва знаходиться на рівні 90%.

Для швидкостей охолодження, характерних для дугового зварювання ($130 \dots 70^\circ\text{C}/\text{с}$), кількість β -фази зменшується від 80% до 70%. Так само потрібно відзначити, що істотне зменшення кількості β -фази відбувається при швидкостях охолодження до $10^\circ\text{C}/\text{с}$, де кількість становить 48...49%.

Подальше зменшення швидкостей охолодження не призводить до істотної зміни кількості β -фази, структура металу на межах ЗТВ та в основному металі залишається двофазною. Це підтверджується і експериментальними дослідженнями структури зварних з'єднань.

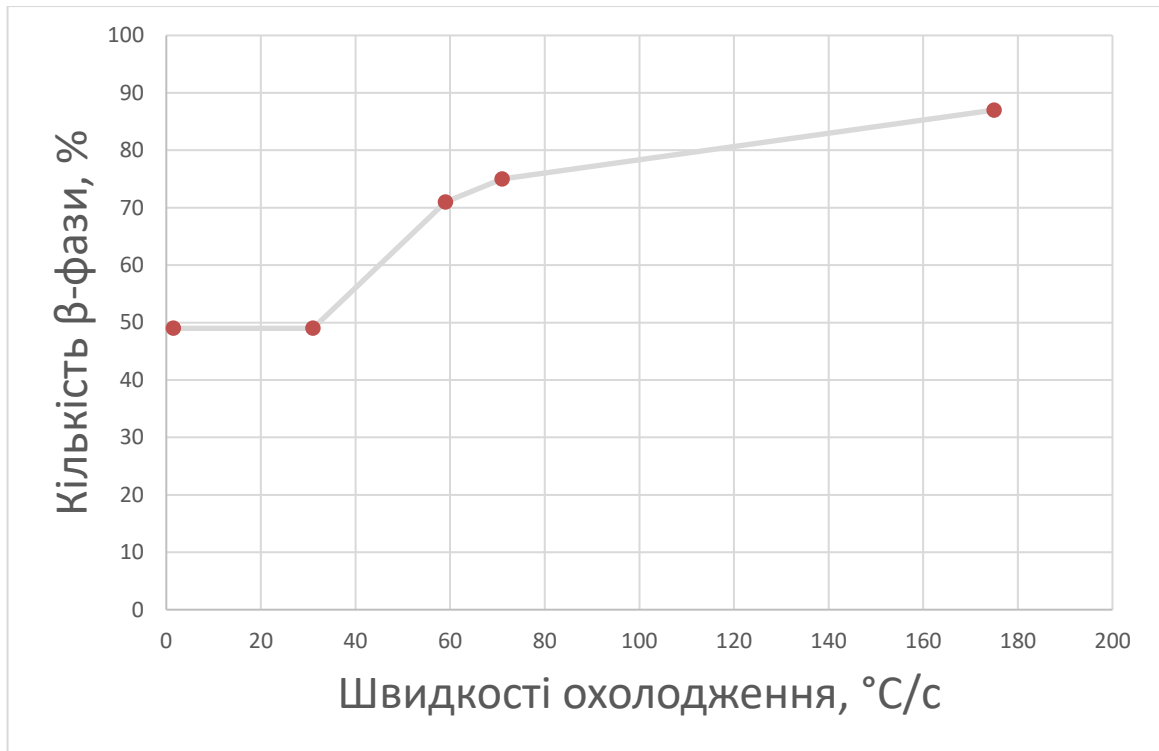


Рисунок 3.47 – Залежність кількості β-фази від швидкостей охолодження в зварному з'єднанні економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1 при температурі кінця поліморфного перетворення (875°C)

Таким чином, отримані дані про кількість β-фази в шві і зоні термічного впливу, і зіставлення їх з розрахунковими швидкостями охолодження, дозволили зробити висновок, що найбільш інтенсивний розпад β-фази відбувається на границі зони термічного впливу і основного металу. Високі швидкості охолодження в діапазоні температур початку та кінця поліморфного перетворення зумовлюють вміст β-фази в металі шва зварного з'єднання на рівні 87%.

Стосовно процесу аргонодугового зварювання економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1, використання попереднього підігріву перед зварюванням зменшує швидкості охолодження в зоні термічного впливу, утворюючи більший градієнт швидкостей в цій зоні в порівнянні із режимом зварювання без використання попереднього підігріву. Зменшення швидкостей охолодження в ЗТВ призводить до більш однорідної структури металу, до формування меншого обсягу виділення метастабільних фаз в металі шва і

ЗТВ. Для встановлення впливу фазового складу на механічні властивості зварного з'єднання необхідно співставити фактичний вміст β -фаз в зварних з'єднаннях з механічними характеристиками отриманих з'єднань.

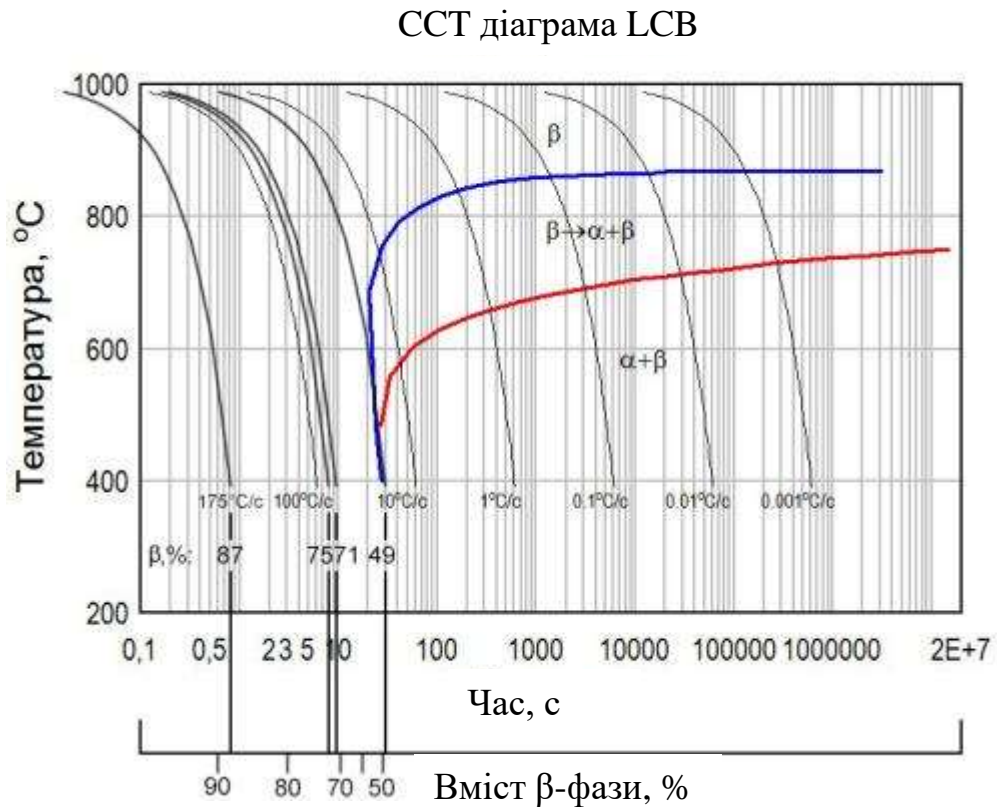


Рисунок 3.48 – Діаграма анізотермічних перетворень при охолодженні зварного з'єднання економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1

Висновки до розділу 3

1. З використанням програмного комплексу «ANSYS» розроблено математичну модель теплових процесів при АДЗ титанових двофазних ($\alpha+\beta$)-сплавів T120, титанових псевдо- β -сплавів BT19, LCB-5.1, що дозволяє визначити розміри шва та ЗТВ, в яких протікають поліморфні перетворення з утворенням метастабільних α' - та β -фаз, миттєві швидкості охолодження при температура початку і кінця $\beta \rightarrow \alpha_n$ та визначити фазовий склад зварного з'єднання.

2. Побудовані діаграми анізотропічних перетворень при охолодженні ($\alpha+\beta$)-сплавів T120, псевдо- β -сплавів BT19, LCB-5.1 із зазначенням ліній

початку та кінця анізотропічних перетворень $\beta \rightarrow \alpha$ і $\beta \rightarrow \alpha''$, в ході досліджень діаграми для, титанових псевдо- β -сплавів VT19 та LCB-5.1 були доповнені залежністю кількості β -фази в металі зварного з'єднання від максимальних швидкостей охолодження зварного з'єднання псевдо- β -титанового сплаву VT19.

3. Показано, що у разі процесу аргонодугового зварювання складнолегованого титанового ($\alpha+\beta$)-сплаву T120 великі значення швидкостей зварювання та великі значення швидкостей охолодження забезпечують формування меншого обсягу виділення метастабільних фаз в металі шва і ЗТВ, так зі збільшенням швидкостей зварювання з 10 м/г до 15 м/г відбувається зменшення обсягів метастабільних фаз у зварному з'єднанні, і як результат більш високі пластичні властивості зварних з'єднань.

4. Зменшення кількості метастабільних фаз у зварному з'єднанні при зменшенні погонної енергії за рахунок збільшення швидкості зварювання відбувається шляхом скороченням виділення α' -фази в ЗТВ, при цьому утворення метастабільної β -фази фіксується в об'ємі металу, що закристалізувався, зварного шва, де $V_{охл}$ становить $130^\circ\text{C}/\text{с}$ і вище і зміна режиму зварювання мало впливає обсяг виділення β -фази. Збільшення погонної енергії призводить до вирівнювання швидкостей охолодження шва та ЗТВ, при 400°C до значень $3,7\dots 7,6^\circ\text{C}/\text{с}$ та до збільшення обсягів виділення метастабільної α' -фази у ЗТВ, що призводить загалом до зниження пластичності зварного шва та охрупчування колошовної зони.

4. Методом математичного моделювання визначено теплові поля при аргоно-дугового зварюванні псевдо- β -титанового сплаву VT19 і побудовані поля швидкостей охолодження зварного з'єднання в діапазоні температур від 50°C до 1200°C . За допомогою даної моделі показано, що отримати повне проплавлення при зварюванні поверхневою дугою сплаву VT19 можливо на наступних режимах: $I_{зв1} = 310\text{А}$, $V_{зв1} = 10\text{м}/\text{год}$ і $I_{зв2} = 620\text{А}$, $V_{зв2} = 16\text{м}/\text{год}$. Адекватність розробленої моделі підтверджено низьким рівнем похибки, при зіставленні розрахункових і експериментальних даних зварного з'єднання,

виконаного на режимі $I_{зв1} = 310\text{А}$, $V_{зв1} = 10\text{м/год}$ величина розбіжностей складала не більше 5%.

5. На основі розробленої математичної моделі теплових процесів аргоно-дугового зварювання титанових сплавів і розрахованої діаграми анізотермічних перетворень при охолодженні сплаву ВТ19 показано, що в зварному з'єднанні можливе утворення метастабільних β і α'' - фаз. Показано, що метал шва, виконаного АДЗ на режимі $I_{зв1} = 310\text{А}$, $V_{зв1} = 10\text{м/год}$, складається переважно з β -фази з невеликим вмістом α -фази, в ЗТВ відбувається виділення α -фази спільно з β -фазою.

6. Показано, що менші значення погонної енергії і швидкостей охолодження при АДЗ псевдо- β -титанового сплаву ВТ19 забезпечують фазовий склад металу шва і ЗТВ з меншою кількістю метастабільних фаз. При отриманні зварних з'єднань на режимі з меншою погонною енергією, зменшення кількості метастабільних фаз може здійснити позитивний вплив на механічні властивості з'єднання.

7. Показано, що застосування попереднього підігріву призводить до збільшення глибини проплавлення економнолегованого титанового сплаву ЛСВ-5.1 на 16...17%, а ширини ЗТВ до 10%, та дозволяє зменшити необхідну для повного провару погонну енергію зварювання на 11%.

8. На основі розробленої математичної моделі теплових процесів аргонодугового зварювання титанових сплавів і розрахованої діаграми анізотермічних перетворень при охолодженні сплаву ЛСВ-5.1 показано, що в зварному з'єднанні можливе утворення нестабільної β -фази на поверхні та в середині зварного з'єднання.

9. Показано, що використання попереднього підігріву перед зварюванням зменшує швидкості охолодження в зоні термічного впливу, утворюючи більший градієнт швидкостей в цій зоні в порівнянні із режимом зварювання без використання попереднього підігріву. Зменшення швидкостей охолодження в ЗТВ призводить до більш однорідної структури металу, формування меншого обсягу виділення метастабільних фаз в металі шва і ЗТВ. Змен-

шення швидкостей охолодження в ЗТВ призводить до більш однорідної структури металу, до формування меншого обсягу виділення метастабільних фаз в металі шва і ЗТВ. Для встановлення впливу фазового складу на механічні властивості зварного з'єднання необхідно співставити фактичний вміст β -фази в зварних з'єднаннях з механічними характеристиками отриманих з'єднань.

РОЗДІЛ 4

ЗВАРЮВАННЯ ВИСОКОМІЦНИХ ПСЕВДО- α -СПЛАВІВ, ЛЕГОВАНИХ КРЕМНІЄМ

4.1 Вплив локальної термічної обробки при ЕПЗ високоміцних титанових легованих кремнієм псевдо- α -сплавів на властивості зварних з'єднань

Титанові псевдо- α -сплави добре зварюються, мають високу термічну стабільність та використовуються зазвичай в конструкціях призначених для використання при температурах від -269 до 500°C [259]. Вміст β – фази у сплаві у відпаленому стані становить залежно від вмісту легуючих елементів та знаходиться в межах $5...7\%$. Для зварних з'єднань титанових псевдо- α -сплавів застосовується відпал для зняття остаточних внутрішніх напружень, який не призводить до помітної зміни структури та властивостей, зміцнююча термічна обробка після зварювання також неефективна [260].

Титанові псевдо α -сплави сплави, що призначені для застосування при підвищених температурах, мають додаткове легування кремнієм [261, 140]. Істотним недоліком титанових псевдо α -сплавів, легованих кремнієм, є складність їх зварювання, що обумовлено виникненням холодних тріщин в зварних з'єднаннях [44]. Тому зварювання таких сплавів вимагає дослідження впливу як термічного циклу зварювання так і впливу додаткових технологічних операцій, таких як локальна термічна обробка в тому числі з попередній підігрівом.

В роботах [262, 263] досліджено вплив ЕПЗ на структуру та властивості титанового псевдо- α -сплаву легованого кремнієм, системи $\text{Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1.0V-0.6Si}$ та встановлено що зварні з'єднання сплаву $\text{Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1.0V-0.6Si}$ в стані після зварювання мають низькі власти-

вості. Для покращення властивостей зварних з'єднань ЕПЗ можливо застосування при ЕПЗ додаткових заходів, таких як ЛТО [264-265].

Досліджувалась структура і властивості зварних з'єднань, виконаних ЕПЗ, титанового псевдо- α -сплаву легovanого кремнієм, системи Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1.0V-0.6Si [267-268]. Виплавку зливка здійснювали на гарнісажній електронно-променевої установці ІСВ-004. Отриманий зливок прокатувався до товщини 13 мм. Після прокату для стабілізації структури і зняття напружень пластини піддавалися відпалу при температурі 800°C протягом 1 години.

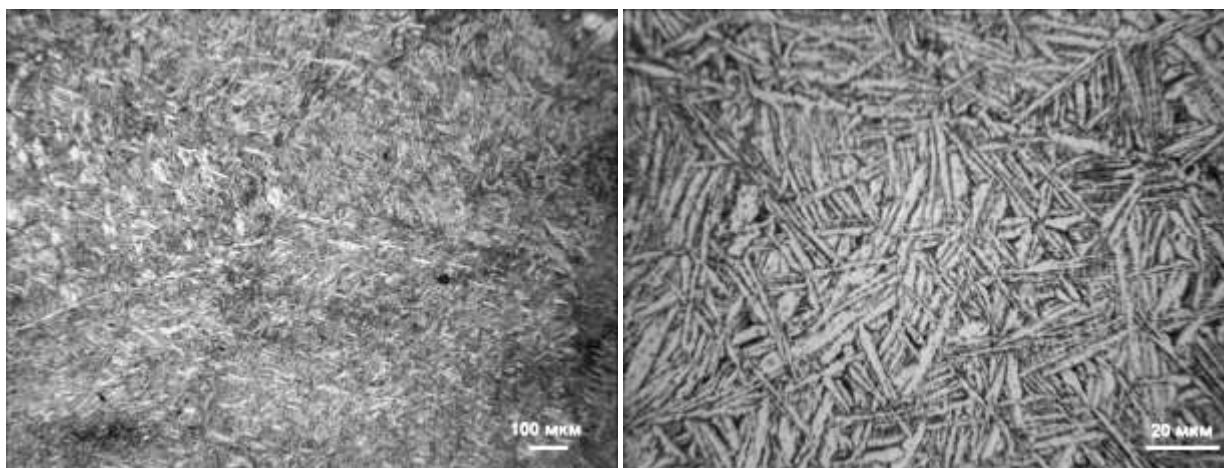
Виконували зварювання зразків розміром 150×70×13 мм. Зварювання здійснювали за один прохід на установці ЕЛА60/60. Були виконані зварні з'єднання з ЛТО з попереднім нагрівом до 200°C, 300°C та 400°C, контроль температури здійснювався за допомогою термопар, прикріплених з кореневої сторони шва. Зварювання виконували на режимі: Уиск = 60 кВт, І променя = 80мА, V = 7 мм/с.

Таблиця 4.1. - Хімічний склад жароміцного титанового псевдо- α -сплаву

Вміст легуючих елементів, мас. %						Вміст домішок, мас. %		K _{β}
Al	Sn	Zr	Mo	V	Si	[O]	[N]	
5,64	2,20	3,53	0,43	0,95	0,56	0,09	0,02	0,1

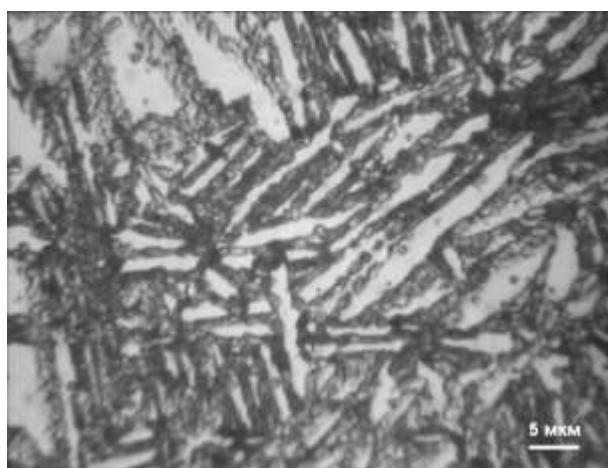
Дослідження мікроструктури отриманих зварних з'єднань дозволило встановити, що в стані після прокатування основний метал сплаву має пластинчасту структуру (рис. 4.1 а, б), складається з великих первинних зерен (рис. 4.1 а) з роздробленою при прокатуванні оторочкою, в яких після охолодження прокату до температур нижче T_{сп} стався розпад β -фази з утворенням пластин α -фази, що створюють структуру кошикового плетіння (рис. 4.1 б). Довжина пластин становить 5-30мкм, товщина 1-5мкм. При більшому збільшенні видно, що у межах α -пластин (рис. 4.1 в) і межах первинних зерен від-

бувається виділення великої кількості дисперсних частинок розміром до 1 мкм. Ці дисперсні частинки є силіцидом титану $(\text{Ti, Zr})_5\text{Si}_3$, оскільки вміст кремнію в сплаві перевищує межу його розчинності в α -титані, який становить 0,12 – 0,45 % кремнію [144]. Частинки силіцидів розташовані відносно рівномірно в межах первинних β -зерен (рис. 4.1, в).



а

б



в

Рисунок 4.1 - Мікроструктура основного металу жароміцного псевдо- α -сплаву $\text{Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1.0V-0.6Si}$

Дослідження структури виконаних зварних з'єднань показали, що метал шва експериментального псевдо- α сплаву ($\text{Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1V-0.6Si}$) в стані після зварювання з ЛТО складається з видовжених у напрямку тепловідводу первинних β -зерен з пластинчастою α -фазою в об'ємі зерен (рис. 4.2 *а*). У верхній частині шва зерна ростуть з нахилом 45° до вісі шва, в

середній частині зерна зростаються під кутом, близьким до 180° . Після зварювання часточки силіцидів локалізуються як по межах β -зерен, так і в об'ємі зерна (рис. 4.2 в). Розмір пластинчастої α' -фази в межах $0,3 \dots 1,5$ мкм, а силіцидних виділень складає $0,1 \dots 0,2$ мкм (рис. 4.2 з).

В колошовній зоні ЗТВ після нагріву до температур, вищих за $T_{пп}$, формуються великі рівноосні зерна β -фази. При охолодженні до температур, нижчих за $T_{пп}$, в об'ємі первинних β -зерен так же, як і у шві, відбувається $\beta \rightarrow \alpha'$ -перетворення з формуванням пластинчастої α' -фази (рис. 4.3 а). Також спостерігаються збагачені кремнієм часточки силіцидів (рис. 4.3 б).

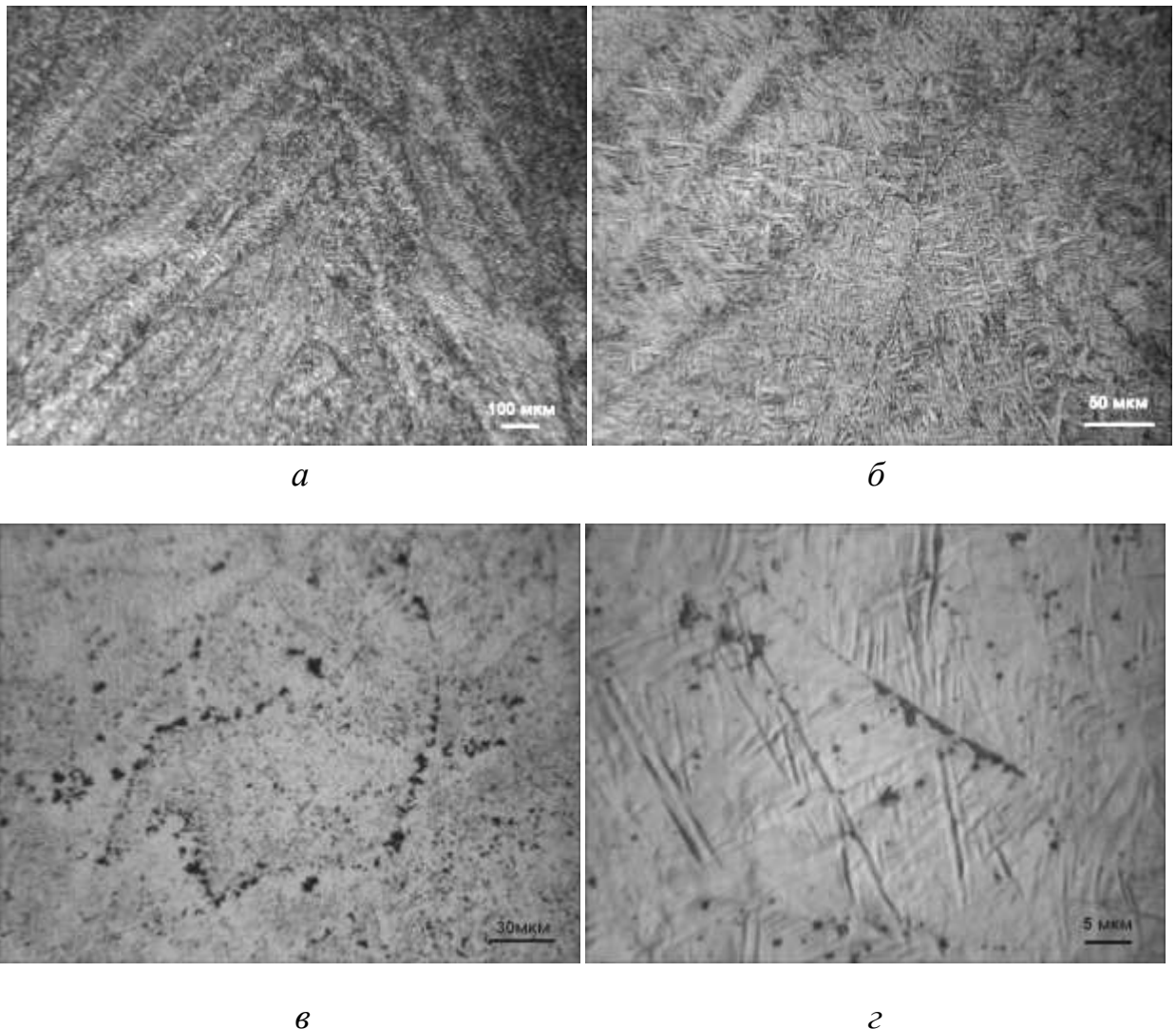


Рисунок 4.2. Мікроструктура металу шва жароміцного псевдо- α -сплаву Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1V-0.6Si, виконаного ЕПЗ – в, з

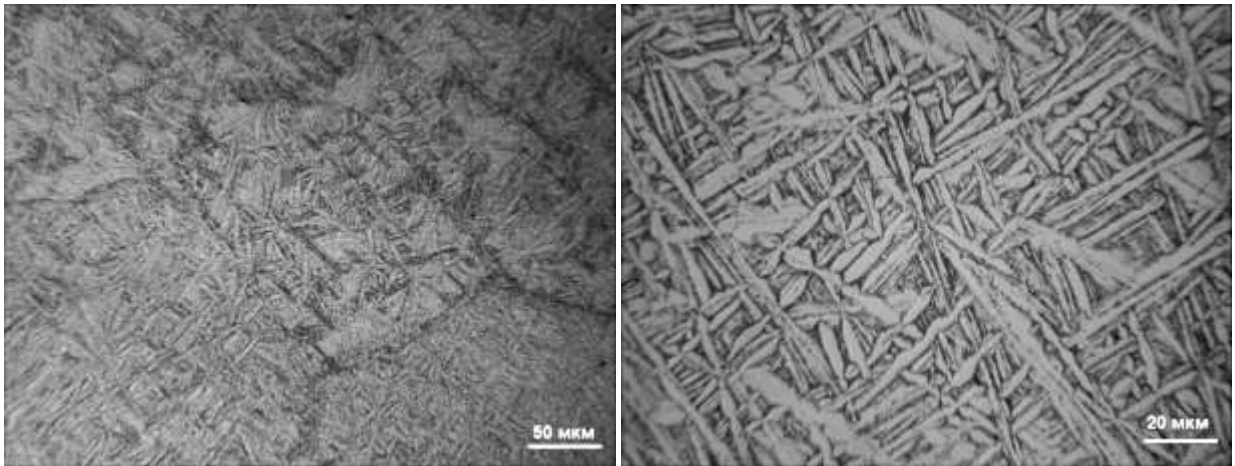
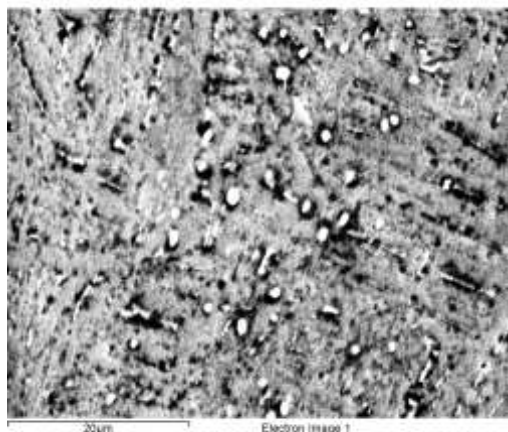
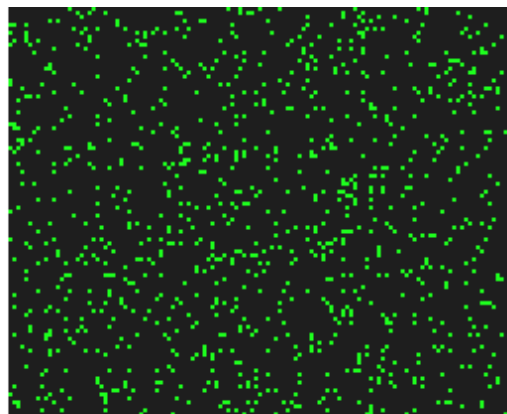
*a**б*

Рисунок 4.3. - Мікроструктура металу ЗТВ жароміцного псевдо- α -сплаву $\text{Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1V-0.6Si}$, виконаного ЕПЗ;

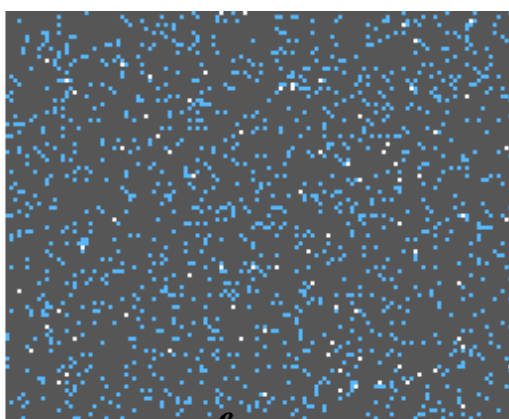
Для структурно-фазового стану металу зони сплавлення зварного з'єднання титанового сплаву $\text{Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1V-0.6Si}$ характерне формування пластинчастих α - та β -структур витягнутої форми, при цьому утворюються фазові виділення інтерметалідів різного стехіометричного складу, такі як Ti_3Si ; Ti_5Si_3 ; $(\text{Ti,Zr})_5(\text{Si,Al})_3$; $(\text{Ti,Zr})_2(\text{Si,Al})$ и TiSi . Ці інтерметалідні фази істотно відрізняються як за розмірами, так і за їх розподілом. Середній діаметр інтерметалідних виділень становить $0,1 \dots 0,2$ мкм. Місця фазових виділень супроводжуються утворенням у цих зонах щільних дислокаційних скупчень. Наявність сильно витягнутих структурно-фазових утворень сприяє зниженню пластичності металу зварного з'єднання та, відповідно, збільшенню схильності до утворення тріщин.

Сплав $\text{Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1V-0.6Si}$ має в своєму складі дисперсні частинки, ніж, які розташовані досить рівномірно і не складають видимий візерунок. На картах розподілу елементи теж розташовані досить рівномірно без видимого візерунку рис. 4.4 (*б - з*), рис 4.5 (*а - з*). Але на спектрах, які отримані при проходженні мікрозондом по лінії через частинки видно, що в місцях розташування частинок збільшується концентрація кремнію та цирконію рис. 4.6, (*б, в*), і зменшуються концентрація Al, Sn, Mo V (рис. 4.7).

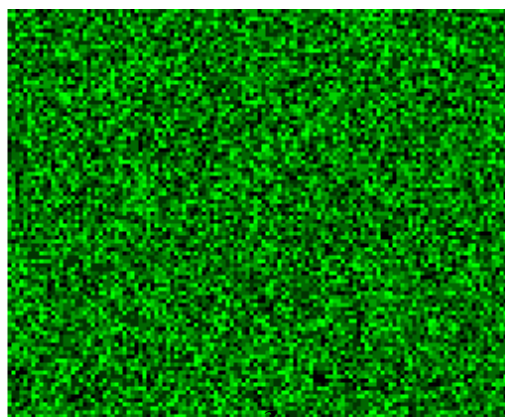
Це свідчить про те, що і в цьому сплаві як і в попередньому мають бути складні комплекси типу $(\text{TiZr})_5\text{Si}_3$ або $(\text{TiZr})_6\text{Si}_3$.

*a*

Si Ka1

б

Zr La1

в

Ti Ka1

г

Рисунок 4.4. - Сплав $\text{Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1V-0.6Si}$:

a) Зображення $\times 2000$; *б)* розподіл кремнію; *в)* розподіл цирконію; *г)* розподіл титану

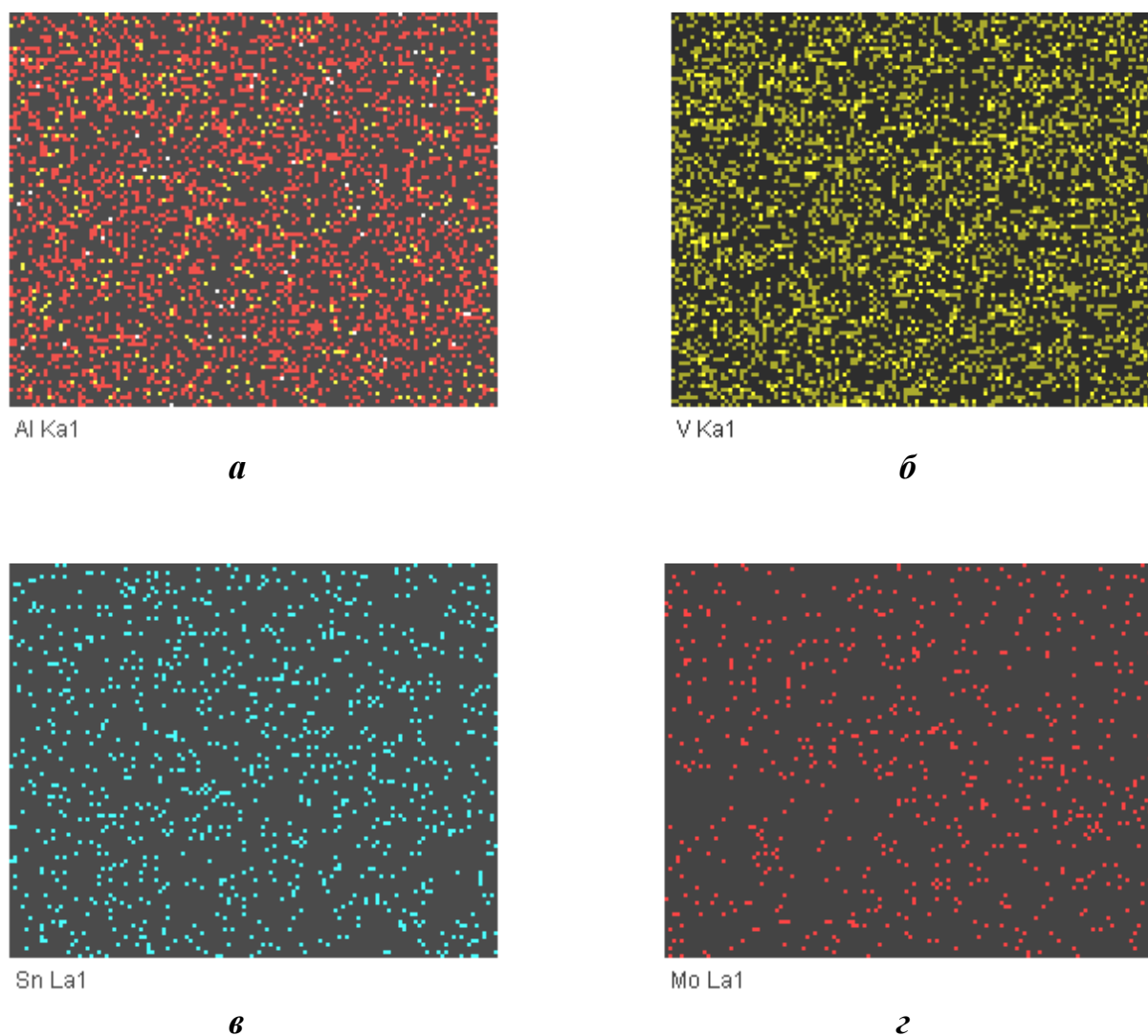


Рисунок 4.5. - Сплав Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1V-0.6Si: *a* - розподіл алюмінію; *б* - розподіл ванадію; *в* - розподіл олова; *г* - розподіл молібдену.

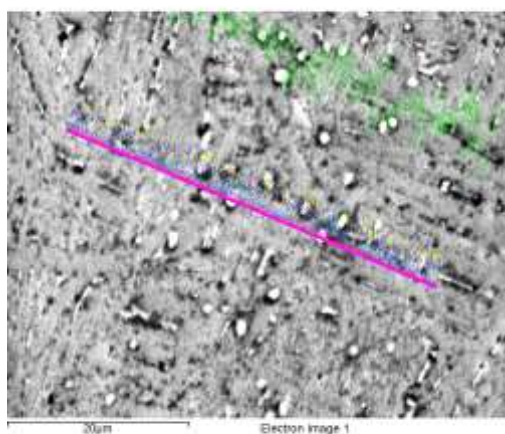
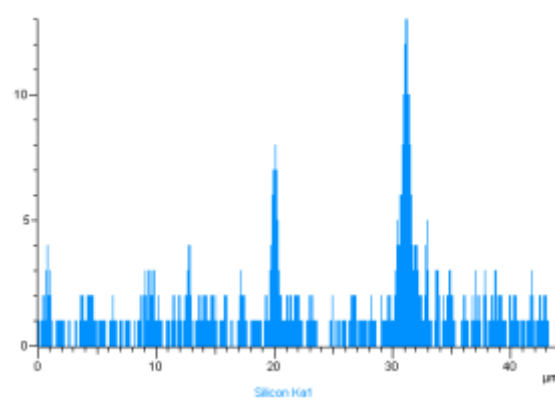
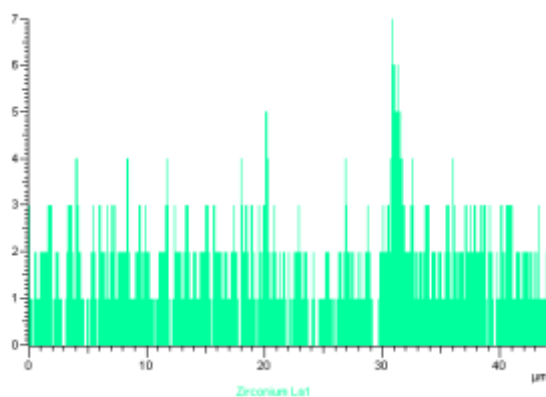
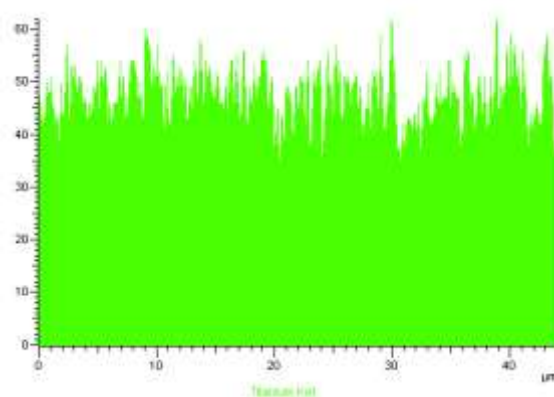
*a**б**в**г*

Рисунок 4.6. - Сплав $\text{Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1V-0.6Si}$: *a* - Зображення $\times 2000$; *б* - спектр кремнію; *в* - спектр цирконію; *г* - спектр титану

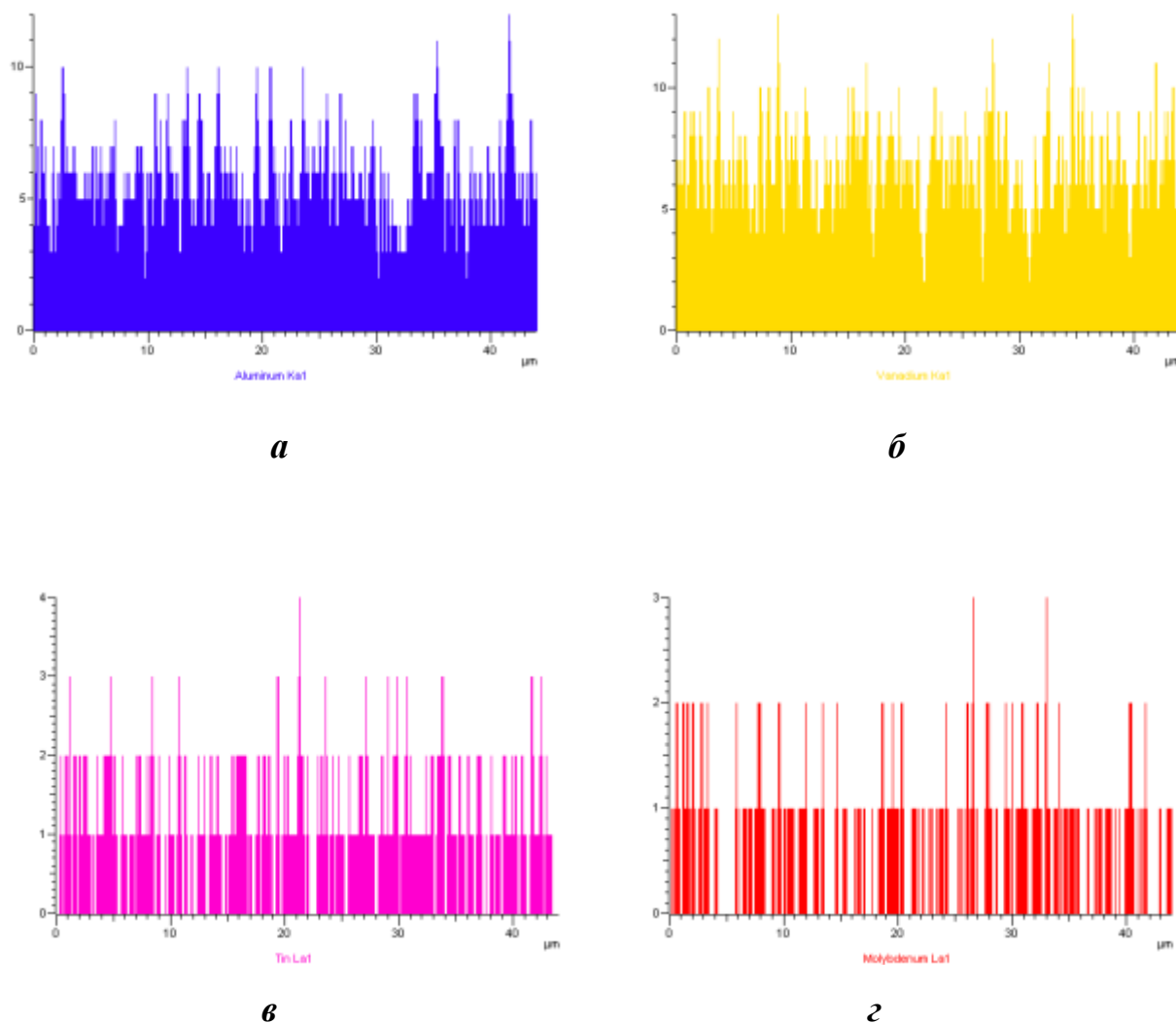


Рисунок 4.7. - Сплав Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1V-0.6Si: *а* - спектр алюмінію; *б* - спектр ванадію; *в* - спектр олова; *г* - спектр молібдену.

Аналіз випробувань механічних властивостей, отриманих зварних з'єднань дозволив зробити висновок, що міцність зварних з'єднань сплаву Ti-4,3Al-4,4Sn-6Zr-1,6Mo-0,7V-4,3Nb-0,4Si вище на 8% міцності з'єднань сплаву Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1V-0.6Si за практично рівної ударної в'язкості зразків з гострим надрізом [193]. Збільшення температури попереднього піді-

гріву до 300°C та 400°C не позначається сприятливо на властивостях зварних з'єднань, а призводить до зниження ударної в'язкості з'єднань обох сплавів.

Таким чином, зварні з'єднання, виконані ЕПЗ, дисперснозміцненого титанового псевдо α -сплаву Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1V-0.6Si мають розміри α' -фази в межах 0,3...1,5 мкм, силіцидних виділень 0,1 ... 0,2 мкм при цьому межа міцності з'єднань досягає 1182 МПа, що становить 97% від міцності сплаву.

Таблиця 4.2. Механічні властивості основного металу та зварних з'єднань дисперсно-зміцненого титанового сплаву Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1V-0.6Si, виконаних ЕПЗ*

Т _{підгр} , °С	Температура (°С) і час відпалу при ЛТО, (хв.)	σ_B , МПа	σ_{02} , МПа	KCV, Дж/см ²	Прим.
-	-	1208	1106	9,1	Основний метал
-	-	1310		-	Крихке руйнування
200	-	1188		5,4	Крихке руйнування
200	900, 10	1183	810	5,3	-
300	-	1168	-	5,1	-
300	900, 10	1089	743	4,9	-
400	-	1192	-	4,4	-
400	900, 10	1133	790	3,4	

*наведені середні значення після випробовування трьох зразків.

Таким чином, оптимальна температура попереднього підігріву при ЕПЗ жароміцного титанового α -сплаву Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1V-0.6Si становить 200°C.

4.2 Вплив попереднього підігріву при дуговому зварюванні вольфрамовим електродом на властивості зварних з'єднань високоміцних титанових псевдо- α сплавів легованих кремнієм

Вище було показано, що застосування попереднього підігріву та ЛТО при ЕПЗ жароміцного титанового α -сплаву Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1V-0.6Si, легованого кремнієм, найкращий комплекс властивостей мають з'єднання, які виконані з попереднім підігрівом, тому доцільно дослідити можливості сучасних додаткових заходів з АДЗ [269-272].

Звичайні псевдо- α -сплави зварюються добре [273, 274], в ряді випадків застосовується додаткове навантаження для зменшення зварювальних деформацій [275]. Жароміцні сплави доцільно зварювати з застосуванням попереднього підігріву жароміцних сплавів легованих кремнієм і порівняти властивості з'єднань отриманих АДЗ та ЕПЗ.

Тому доцільно визначити вплив попереднього підігріву на структуру і властивості зварних з'єднань, виконаних АДЗ, із застосуванням попереднього підігріву 200°C та 400°C експериментального жароміцного титанового псевдо- α -сплаву Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1.0V-0.6Si легованого кремнієм.

З цією метою було застосовано попередній підігрів з'єднань до температур 200°C та 400°C. Температура 400°C це гранична температура при якій не виникає окислення деталей жароміцних титанових сплавів [276-277].

Виконували АДЗ зразків експериментального жароміцного титанового псевдо- α -сплаву Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1.0V-0.6Si легованого кремнієм загальним розміром 150 × 80 × 8 мм. Хімічний склад дослідного сплаву наведено в таблиці 4.1. Зварювання здійснювали з однієї сторони за один прохід наскрізним проплавленням без подачі присадного дроту. Режими зварювання наведені в табл. 4.3. Попередній підігрів при зварюванні виконувався ніхромовими спіралями, закріпленими на захисній підкладці зі зворотного боку зразків. Захисна підкладка також виконує функцію захисту зворотної сторони з'єднання при зварюванні та остиганні металу шва, з цією метою при зварюванні в підкладку подається підігрітий захисний газ – аргон [278-281]. Конт-

роль температури попереднього підігріву, здійснювався за допомогою термодар, прикріплених на лицьовій стороні з'єднання [282]. Режими одностороннього аргоно-дугового зварювання вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням жароміцного титанового псевдо- α -сплаву Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1.0V-0.6Si наведено в таблиці 2.

Повний провар зразків товщиною 8 мм відбувається при АДЗ без флюсунаскрізним проплавленням при струмі зварювання 320...330А та швидкості зварювання 8 м/год (табл. 4.4). Зварювання з попереднім підігрівом дозволяє дещо знизити струм зварювання до 320А. АДЗ по флюсу (режим № 3) за рахунок стискання аргонової дуги дозволяє суттєво знизити погонну енергію зварювання та збільшити швидкість зварювання при забезпеченні повного провару металу товщиною 8 мм.

Поперечні макрошліфи зварних з'єднань жароміцного титанового псевдо- α -сплаву з дисперсійним зміцненням, виконаного АДЗ з попереднім підігрівом 200°C та 400°C наведено на рис.4.6.

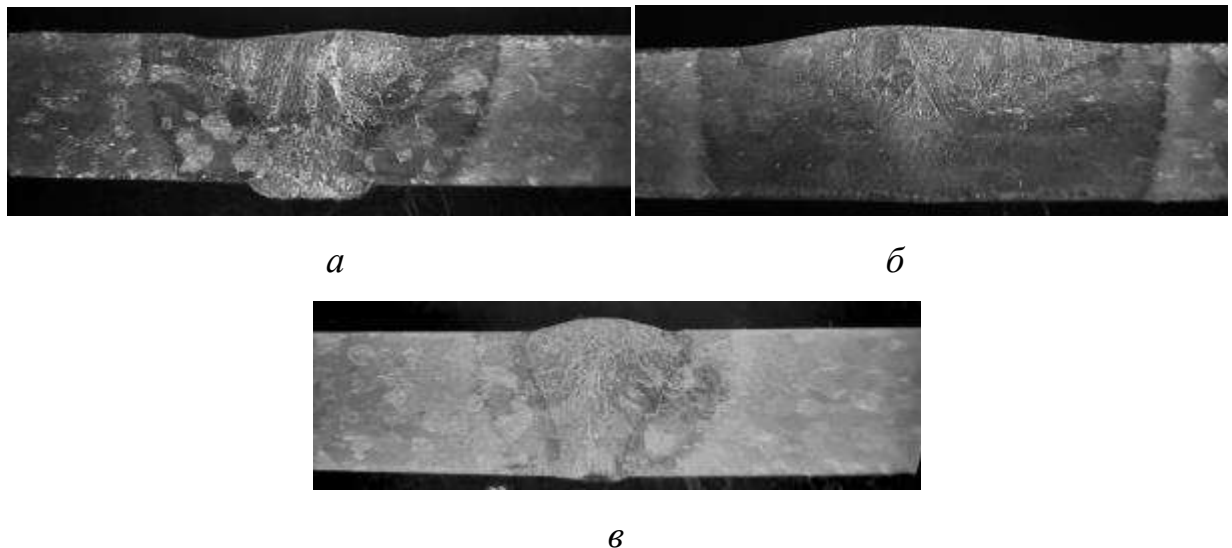


Рисунок 4.6. - Поперечні макрошліфи зварних з'єднань товщиною 8 мм жароміцного псевдо- α -сплаву Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1.0V-0.6Si: *a* – АДЗ з підігрівом 200°C (режим №1); *б* – АДЗ з підігрівом 400°C (режим №2); *в* – АДЗ по флюсу з підігрівом 200°C (режим №3)

Таблиця 4.3 - Режими одностороннього АДЗ наскрізним проплавленням жароміцного титанового псевдо- α -сплаву Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1.0V-0.6Si

Режим, №	$I_{зв}$, А	U_d , В	$V_{зв}$, м/Г	L_d , мм	$T_{підігр}$, °С
1	330	12	8	2	200
2	320	12	8	2	400
3 (по флюсу)	400	12	16	2	200

Параметри отриманих зварних швів наведено в таблиці 4.4. Площа шва при АДЗ по флюсу на 30% менше ніж при АДЗ наскрізним проплавленням. Таким чином АДЗ по флюсу дозволяє виконувати зварювання титанового псевдо- α сплаву Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1.0V-0.6Si на режимах з мінімальною погонною енергією та поперечною площею метал шва та ЗТВ.

Таблиця 4.4. Параметри зварних швів зразків товщиною 8 жароміцного титанового псевдо- α -сплаву Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1.0V-0.6Si, виконаних АДЗ

Режим, №	Ширина шва зверху, мм	Ширина шва знизу, мм	Площа шва, мм ²	Ширина ЗТВ, мм	Площа- шва+ЗТВ, мм ²
1	15,8	4,6	80,4	21,4	176,5
2	20,9	1,6	81,1	26,1	227,4
3 (по флюсу)	8,8	3,5	55,6	14,7	113,2

Основний метал жароміцного титанового псевдо- α -сплаву Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1.0V-0.6Si в стані після зварювання з попереднім підігрівом 400°С складається з великих первинних зерен (рис. 4.7, а) з роздробленою при прокатуванні, облямівкою зерна, в яких після охолодження прокату

до температур нижче $T_{пп}$ стався розпад β -фази з утворенням пластин α -фази, що утворюють структуру кошикового плетіння (рис.4.7.б). Довжина пластин становить 5-30мкм, товщина 1-5мкм. При більшому збільшенні видно, що на межах α -пластин (рис.4.7, в) і межах первинних зерен відбувається виділення великої кількості дисперсних частинок розміром до 1мкм. Очевидно, ці дисперсні частинки є силіцид титану Ti_5Si_3 , оскільки вміст кремнію в сплаві перевищує межу його розчинності в α -титані, який становить 0,12 - 0,45% кремнію.

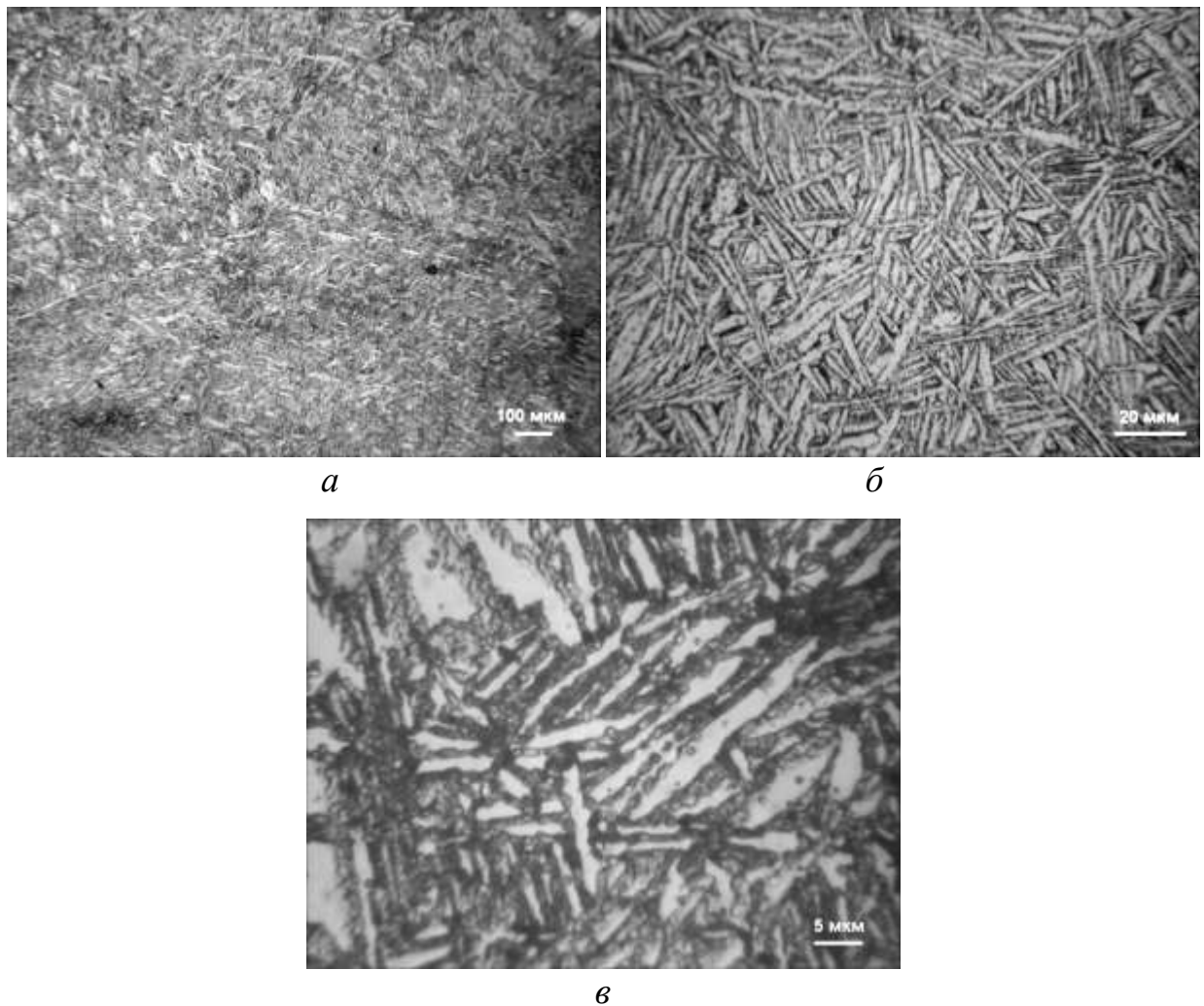


Рисунок 4.7 - Мікроструктура основного металу шва з'єднань жароміцного псевдо- α -сплаву $Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1.0V-0.6Si$ виконаних АДЗ в стані після зварювання з попереднім підігрівом $400^{\circ}C$

Метал шва зварного з'єднання виконаного АДЗ із попереднім підігрівом 400°C складається з витягнутих у напрямку тепловідведення первинних зерен (рис. 4.8, *a*). Внутрішньозеренна мікроструктура металу шва відноситься до того ж типу, що і мікроструктура ОМ. Відмінність полягає в розмірах α -пластин, що утворюються, їх довжина в металі шва дещо більша, вона становить в основному 5 – 60 мкм (рис.4.8 *б, в*), хоча зустрічаються окремі пластини, довжина яких перевищує 100 мкм. Дисперсні частинки, що є силіцидом титану, в металі шва також локалізуються на межах зерен і пластин (рис.4.8 *в*), там же локалізується і, що присутня в псевдо- α -сплавах, β -фаза або α -фаза іншого ступеня легування.

Мікроструктура металу шва зварного з'єднання, виконаного АДЗ із попереднім підігрівом 200°C , ідентична мікроструктурі металу зварного шва виконаного з попереднім підігрівом 400°C . Структура кошикового плетіння в металі шва виконаного на режимі №1 утворена α -пластинами, довжина та товщина яких відповідає цим параметрам у металі шва виконаного на режимі №2. Спостерігаються тут пластини великої довжини, що перевищує 100 мкм (рис. 4.9, *з*). Розподіл та розміри дисперсних виділень частинок силіциду титану Ti_5Si_3 в металі шва аналогічно такому у шві з'єднання розглянутого вище.

Мікроструктура металу шва з'єднання, виконаного АДЗ по флюсу з попереднім підігрівом 200°C , параметри і характер розподілу структурних складових збігаються з відповідними структурними елементами металу шва, виконаного АДЗ баз застосування флюсів. Отже, застосування флюсу в процесі зварювання не вплинуло на внутрішньозеренну мікроструктуру металу шва жароміцного псевдо- α , титанового сплаву $\text{Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1.0V-0.6Si}$. Очевидно, застосування флюсу вплинуло лише на розміри зон зварного з'єднання.

В зоні сплавлення з'єднань виконаних АДЗ з підігрівом 400°C можна бачити, як великі рівноосні зерна навколошовної зони ЗТВ змінюються витягнутими зернами металу шва (рис. 4.9. *a, б*); внутрішньозеренна структура

навколошовної зони, ОМ та металу шва подібні. Довжина -пластин становить 5 - 30мкм, товщина - 1 - 5мкм (рис. 4.9. в). Розподіл дисперсних частинок та його розміри відповідають таким у ОМ і шві (рис. 4.7. р). В цілому мікроструктура металу навколошовної зони зварного з'єднання, виконаного АДЗ з підігрівом 200°C (рис. 4.9. д), та зварюванням по флюсу (рис. 4.10. е), повністю ідентичні мікроструктурі навколошовної зони зварного з'єднання, виконаного АДЗ з попереднім підігрівом 400°C.

Встановлення механічних властивостей отриманих зварних з'єднань дозволило зробити висновок, що найбільшу міцність мають з'єднання виконані з попереднім підігрівом 400°C (табл.4.5) та знаходиться на рівні 96% від міцності основного металу.

Міцність зварних з'єднань сплаву Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1V-0.6Si, виконаних АДЗ з попереднім підігрівом 200°C нижче міцності з'єднань з підігрівом 400 і становить 64% від міцності основного металу при практично рівній ударної в'язкості зразків із гострим надрізом. Збільшення температури попереднього підігріву з 200°C до 400°C позначається сприятливо на властивостях зварних з'єднань, і призводить до незначного підвищення ударної в'язкості з'єднань. Слід відзначити, що руйнування зразків типу МІ-12 при статичному розтягу відбувалось по металу зварного шва.

Необхідно відзначити подібність внутрішньозеренних мікроструктур різних зон, таких як основний метал, метал шва і метал ЗТВ кожного з розглянутих зварних з'єднань. Рівномірна однорідна структура повинна гарантувати близькі властивості не тільки різних зон однієї й тієї самої ділянки зварного з'єднання, а й усіх трьох розглянутих зварних з'єднань. Таким чином, аналіз мікроструктури всіх зон зварних з'єднань дозволяє зробити висновок про те, що температура попереднього нагріву перед зварюванням в діапазоні 200 - 400°C не впливає кінцеву на мікроструктуру зварних з'єднань жароміцного псевдо- α -сплаву Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1.0V-0.6Si після зварювання.

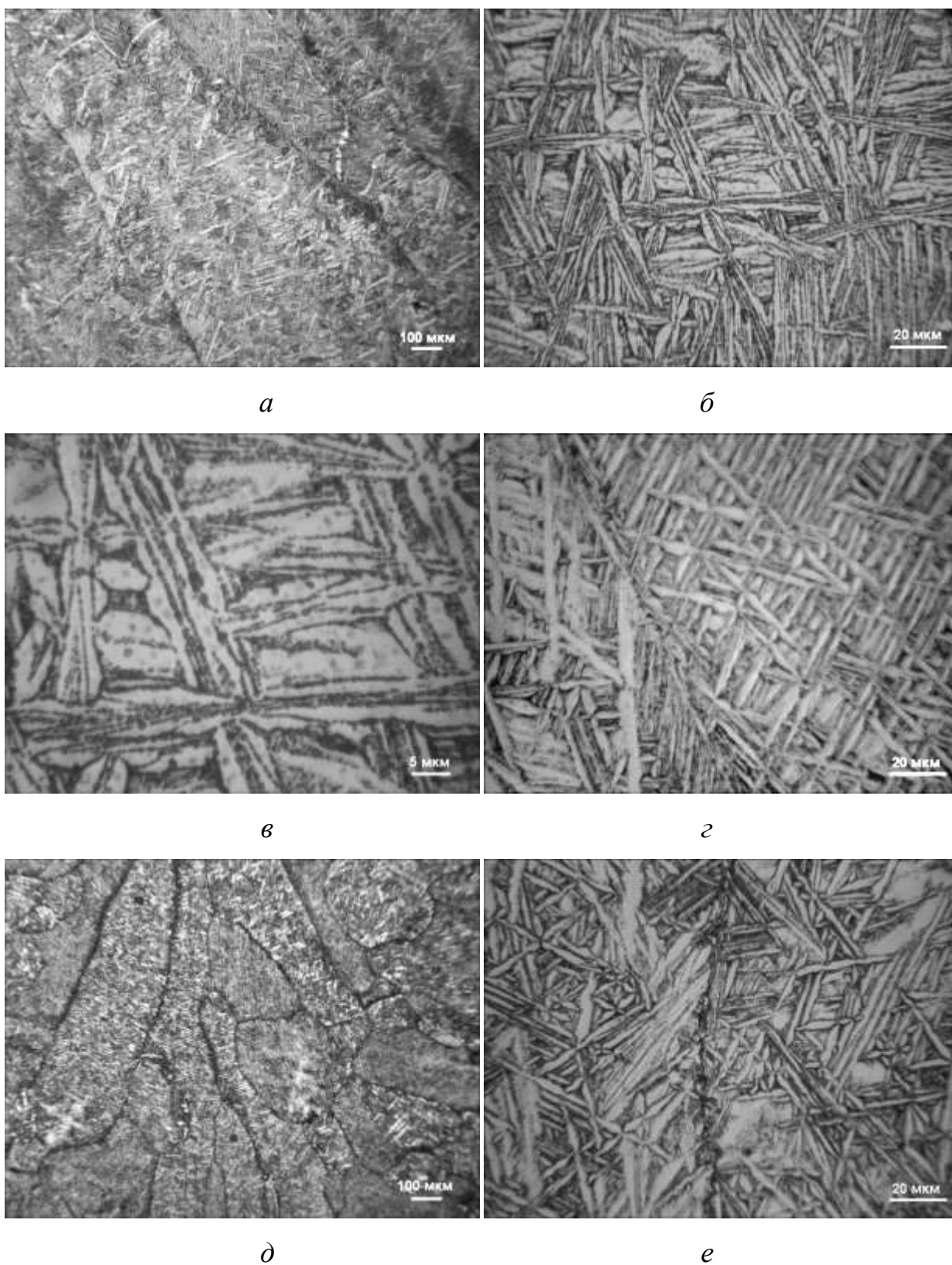


Рисунок 4.8 - Мікроструктура металу шва з'єднань жароміцного псевдо- α -сплаву $\text{Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1.0V-0.6Si}$ виконаних АДЗ в стані після зварювання: *a, б, в* – режим №2 (400°C); *г*– режим №1 (200°C); *д, е*– режим №3 по флюсу (200°C)

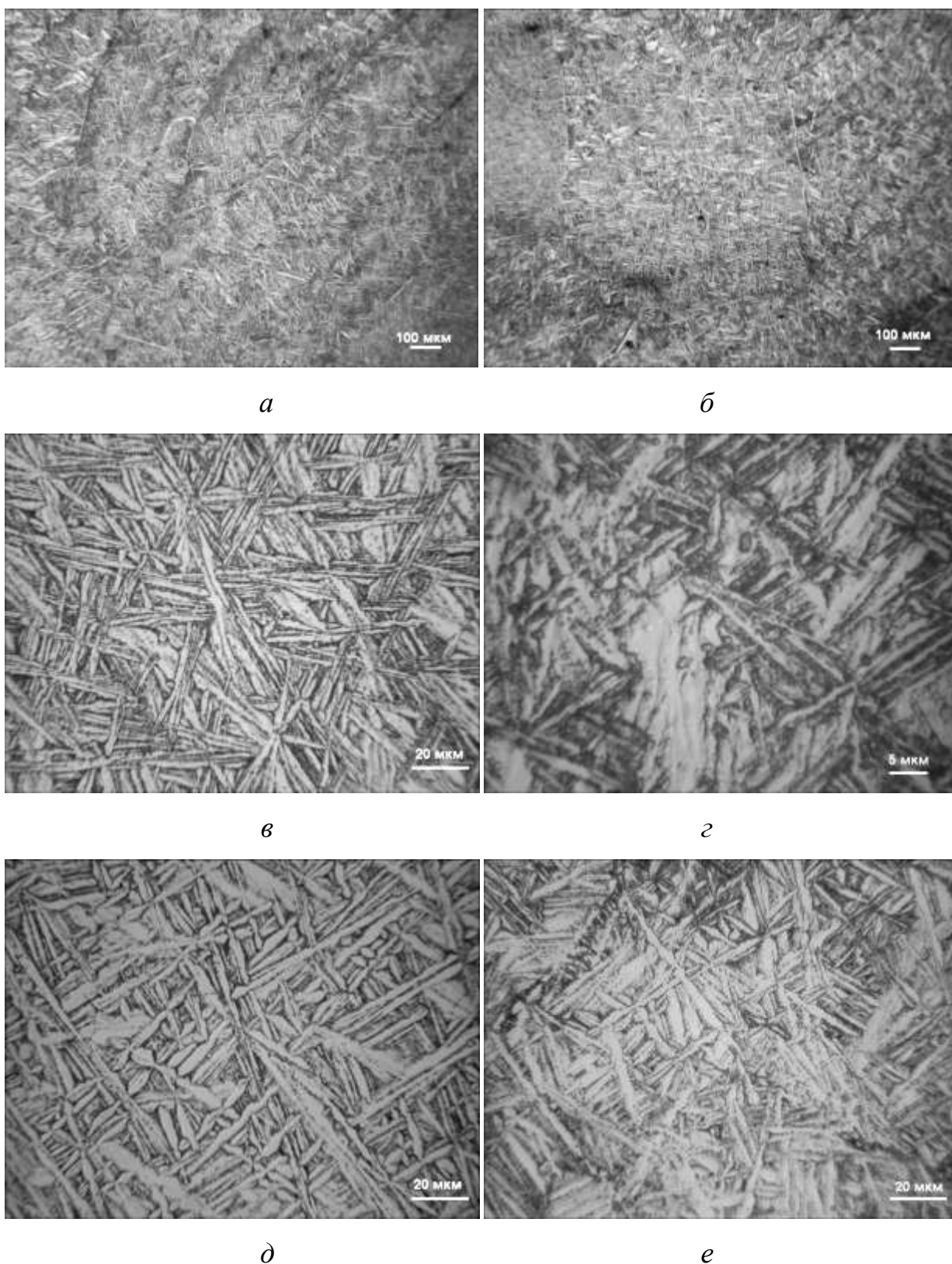


Рисунок 4.9 - Мікроструктура металу ЗТВ з'єднань сплаву $\text{Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1.0V-0.6Si}$ виконаних АДЗ в стані після зварювання: *a, б, в* – режим №2 (з попереднім підігрівом 400°C); *г, д* – режим №1 (з попереднім підігрівом 200°C); *е* – режим №3 по флюсу (з попереднім підігрівом 200°C)

Таблиця 4.5 - Механічні властивості з'єднань жароміцного титанового псевдо- α -сплаву Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1.0V-0.6Si, виконаних АДЗ з попереднім підігрівом

Режим №	$T_{\text{підігр.}}$, °C	σ_b , МПа	σ_{02} , МПа	δ_s , %	KCV, Дж/см ²	Прим.
Основний метал	-	1208	1106	-	9,05	-
АДЗ режим №1	200	778	564	15,2	7,2	Руйнування зразків МИ12 по шву
АДЗ режим №2	400	1160	-	-	8,3	Руйнування зразків МИ12 по шву

Якщо порівняти з'єднання отримані АДЗ зі з'єднаннями отриманими ЕПЗ з застосуванням попереднього підігріву [10] то можна зробити висновок що міцність зварних з'єднань сплаву Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1V-0.6Si, виконаних АДЗ з попереднім підігрівом 400°C, становить 97% від міцності з'єднань, виконаних ЕПЗ з попереднім підігрівом 400°C [10]. Проте ударна в'язкість зразків з гострим надрізом з'єднань, виконаних АДЗ, майже вдвічі більше та становить 8,3 Дж/см² (рис. 4.10).

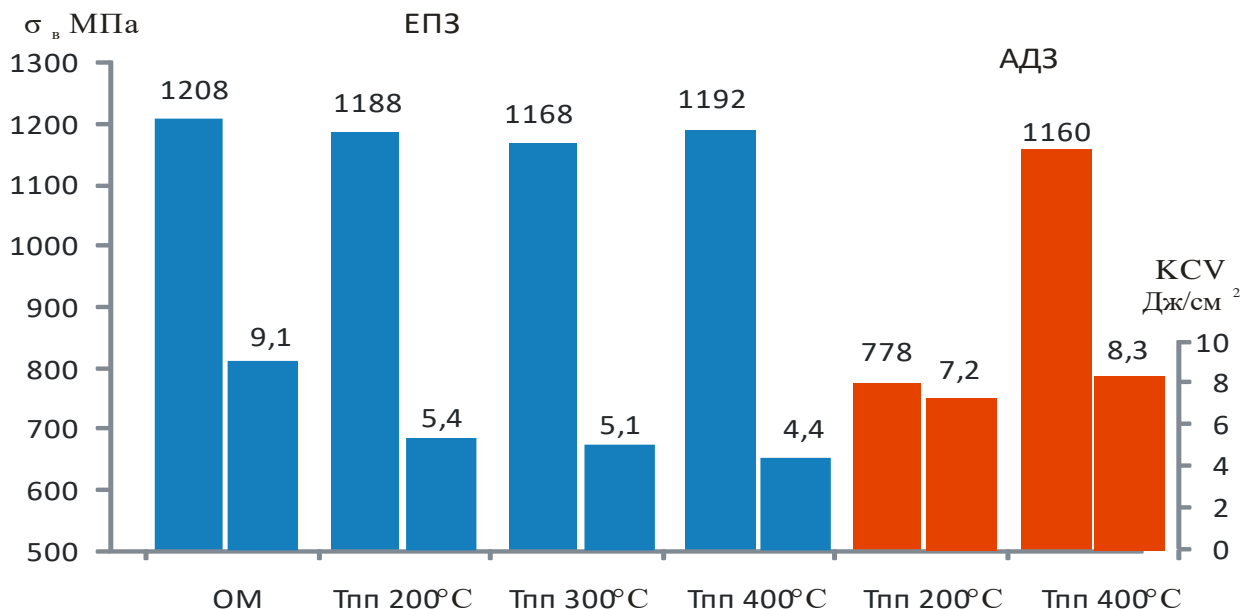


Рисунок 4.10 - Механічні властивості (σ_b та KCV) зварних з'єднань α -титанового сплаву Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1.0V-0.6Si, виконаних АДЗ та ЕПЗ після 3-х видів термообробки

Для зварних з'єднань сплаву $Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1V-0.6Si$, виконаних ЕПЗ збільшення температури попереднього підігріву з $200^{\circ}C$ до $400^{\circ}C$ не позначається сприятливо на властивостях зварних з'єднань, а призводить до зниження ударної в'язкості з'єднань обох сплавів. Для з'єднань цього сплаву, виконаних АДЗ, підвищення температури попереднього підігріву з $200^{\circ}C$ до $400^{\circ}C$ призводить до збільшення міцності та ударної в'язкості.

Проведені дослідження дозволили зробити висновок, що для АДЗ жароміцного псевдо- α сплаву $Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1.0V-0.6Si$ оптимальною температурою попереднього підігріву є $400^{\circ}C$. В цьому випадку міцність зварних з'єднань становить не менше 90% від міцності основного металу. Значення показника ударної в'язкості зразків з гострим надрізом (8,3 Дж/см²) близькі до показників для основного металу (9,0 Дж/см²).

Таким чином, метал шва жароміцного псевдо- α -сплаву $Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1.0V-0.6Si$ після зварювання має структуру корзинкового плетіння з пластин α -фази, довжина пластин становить 5-30мкм, товщина 1-5мкм, а дисперсні частинки, силіциду титану та β -фаза локалізуються на межах зерен і пластин.

Термічну обробку зварних з'єднань титанових псевдо- α -сплавів проводять з метою лише зняття внутрішніх напруг.Зміцнююча термічна обробка після зварювання не призводить до помітної зміни структури та властивостей тому неефективна. З метою встановити вплив пічного відпалу на структуру та властивості зварних з'єднань псевдо- α -сплаву $Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1.0V-0.6Si$ досліджувався вплив відпалу на структуру з'єднань виконаних лише АДЗ. Режим відпалу: нагрівання до температури $900^{\circ}C$, витримка 1 год., охолодження з піччю.

Мікроструктура основного металу зварного з'єднання виконаного АДЗ показано на рис. 4.11. Основний металі цього з'єднання складається з великих первинних зерен (рис. 4.11, а) з роздробленою при прокатуванні, облямівкою зерна, але після проведеного пічного відпалу частка α -фази з пластин-

частою морфологією суттєво зменшилася (рис. 4.11, б), зустрічаються ділянки, де пластини відсутні, на їх місці після відпалу утворилася глобулярна α -фаза, при цьому дисперсні частинки декорують обсяги рівноосної форми (рис. 4.11, з).

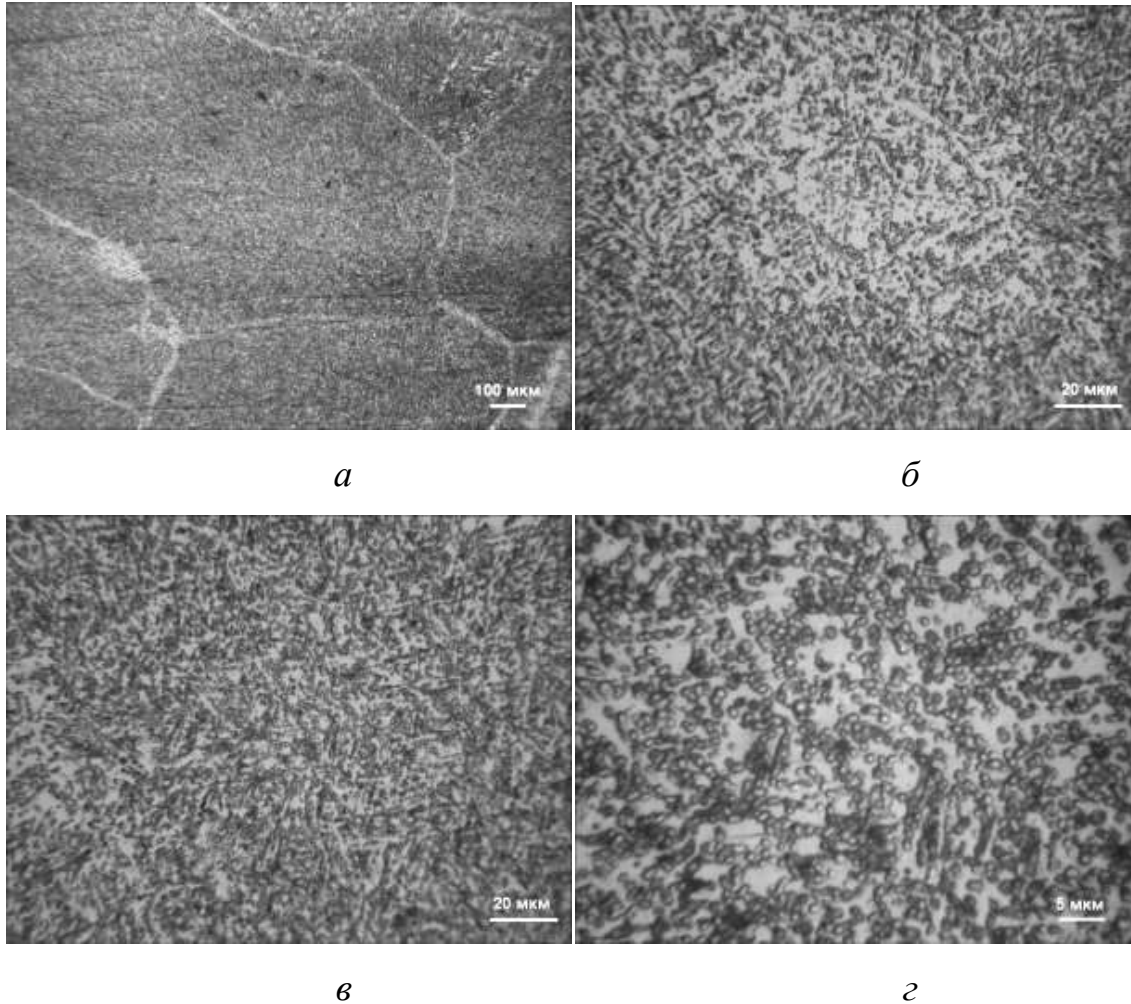


Рисунок 4.11 - Мікроструктура основного металу з'єднань жароміцного псевдо- α -сплаву $\text{Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1.0V-0.6Si}$ виконаних АДЗ в стані після пічного відпалу

Метал шва жароміцного псевдо- α , титанового сплаву $\text{Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1.0V-0.6Si}$ виконаного АДЗ в стані після пічного відпалу складається з витягнутих у напрямі тепловідведення первинних зерен (рис. 4.12, а). Внутрішньозеренна мікроструктура металу шва відноситься до того ж типу, що і мікроструктура ОМ. Відмінність полягає в розмірах α -пластин, що утворюються, їх довжина в металі шва дещо більша (рис. 4.12, б).

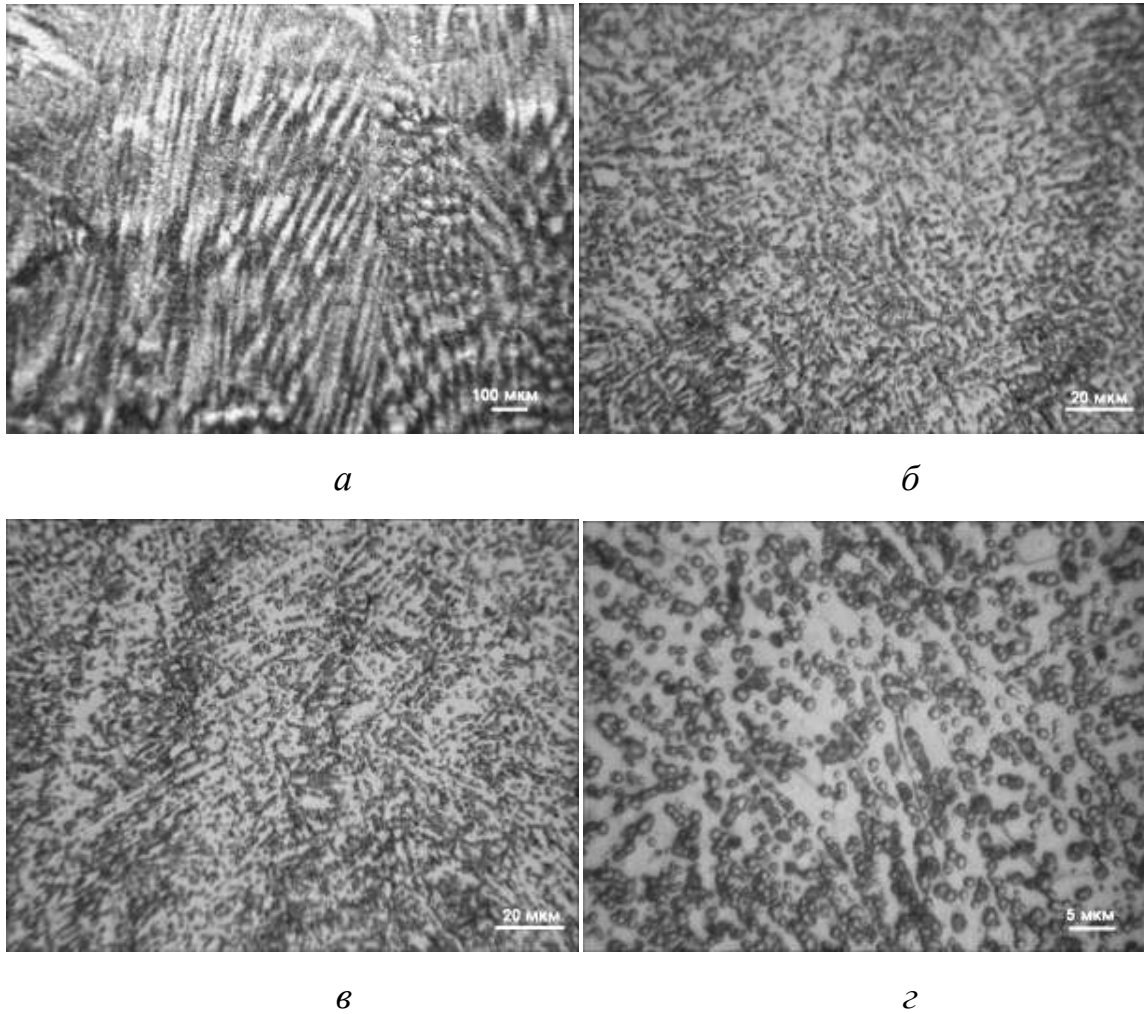


Рисунок 4.12 - Мікроструктура металу шва з'єднань жароміцного псевдо- α -сплаву Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1.0V-0.6Si виконаних АДЗ в стані після пічного відпалу

В металі шва цього зварного з'єднання після проведеного пічного відпалу 900°C частка α -фази з пластинчастою морфологією суттєво зменшилася. Так трапляються ділянки, де пластини відсутні, на їх місці після відпалу утворилася глобулярна α -фаза (дисперсні частинки декорують обсяги рівноосної форми). Очевидно, вакуумний відпал при 900°C сприяє розвитку процесів рекристалізації, глобуляризації та коагуляції пластинчастої α -фази. Після відпалу спостерігається укрупнення (коагуляція) дисперсних частинок до розмірів 1 – 1,5 мкм (рис. 4.12, г), до відпалу їх розмір був меншим за 1 мкм.

Мікроструктуру металу ЗТВ цього зварного з'єднання показано на рис. 4.13. На рис. 4.13, *а* представлена зона сплавлення зварного з'єднання. В зоні сплавлення з'єднань виконаних АДЗ з підігрівом 400°C можна бачити, як великі рівноосні зерна навколошовної зони ЗТВ змінюються витягнутими зернами металу шва. В ЗТВ зустрічаються також ділянки які мають структуру кошикового плетіння (рис. 4.13, *б*), спостерігаються тут і пластини великої довжини, що перевищує 100мкм.

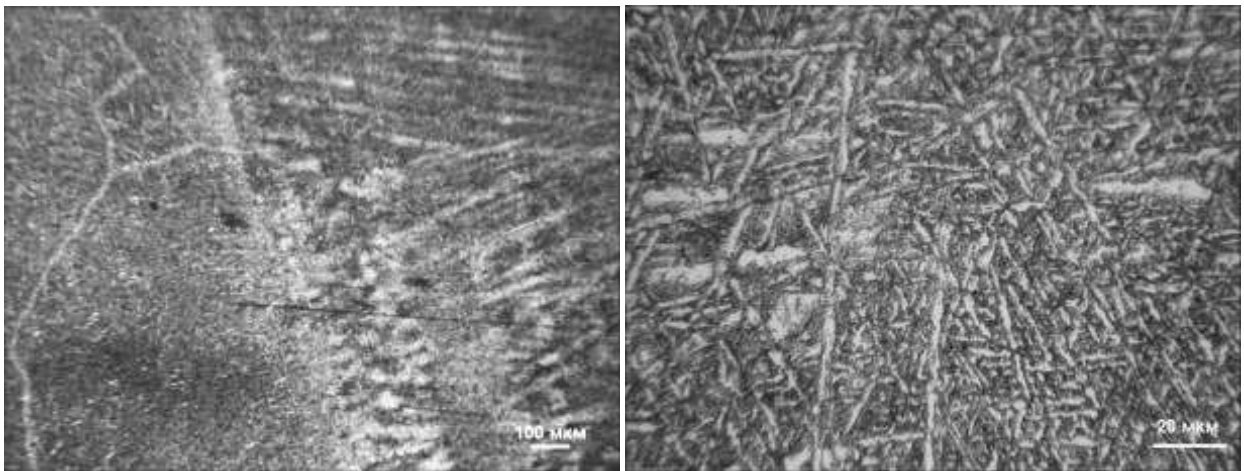
*а**б*

Рисунок 4.13 - Мікроструктура металу ЗТВ з'єднань жароміцного псевдо- α -сплаву $Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1.0V-0.6Si$ виконаних АДЗ в стані після пічного відпалу

В цілому в ЗТВ частка α -фази з пластинчастою морфологією також суттєво зменшилася, зустрічаються ділянки, де пластини відсутні, на їх місці після відпалу утворилася глобулярна α -фаза (дисперсні частинки декорують обсяги рівноосної форми), що підтверджує вакуумний відпал при 900°C – 3 години сприяє розвитку процесів рекристалізації та коагуляції пластинчастої α -фази. Також у ЗТВ після відпалу спостерігається укрупнення дисперсних частинок до розмірів 1 – 1,5 мкм (рис. 4.13, *б*).

Таким чином, проведені дослідження дозволили встановити, що для запобігання утворенню холодних тріщин при АДЗ та ЕПЗ необхідно застосу-

вання попереднього підігріву з'єднань до 200°C. Застосування ЛТО при ЕПЗ з попереднім підігрівом 200°C дозволило забезпечити рівномірний розподілу легуючих елементів в металі з'єднання. Метал швів зварних з'єднань виконаного АДЗ з попереднім підігрівом 400°C складається з витягнутих у напрямку тепловідведення первинних зерен. Збільшення температури попереднього підігріву до 300°C та 400°C при ЕПЗ призводить до деякого зниження ударної в'язкості з'єднань псевдо- α сплаву. Внутрішньозеренна мікроструктура металу шва відноситься до того ж типу, що і мікроструктура ОМ. Відмінність внутрішньозеренної мікроструктури металу шва полягає в розмірах α -пластин, що утворюються. Дисперсні частинки, що є силіцидом титану, в металі шва локалізуються на межах зерен і пластин. Застосування ЛТО призводить до формування в зварному з'єднанні структур кошикового плетіння з пластин α -фази товщиною 1-5 мкм та дисперсних зерен β -фази товщиною до 1 мкм. Мікроструктура всіх ділянок зварного з'єднання, виконаного АДС по флюсу дослідного псевдо- α -сплаву складу Ti-5,6Al-2,2Sn-3,5Zr-0,4Mo-1,0V-0,6Si та підданого після зварювання вакуумному відпалу при температурі 900°C, відрізняється від мікроструктури зварного з'єднання у стані після зварювання. В результаті проведеного відпалу у всіх ділянках зварного з'єднання частка α -фази з пластинчастою морфологією суттєво зменшилася, зустрічаються ділянки, де пластини відсутні, на їх місці після відпалу утворилася глобулярна α -фаза. Очевидно, що вакуумний відпал при 900°C сприяє розвитку процесів рекристалізації та коагуляції пластинчастої α -фази і укрупнення (коагуляція) дисперсних частинок до розмірів 1-1,5 мкм.

Таким чином, застосування попереднього підігріву з'єднань псевдо- α сплаву Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1.0V-0.6Si до 200 °C при ЕПЗ та 400 °C при АДЗ забезпечує формування в зварному з'єднанні структур кошикового плетіння з пластин α -фази товщиною 1-5 мкм та дисперсних зерен β -фази товщиною до 1 мкм та міцність зварних з'єднань на рівні 1160...1190 МПа при показниках ударної в'язкості 5,5...8,5 Дж/см² відповідно.

Висновки до розділу 4

1 Температура попереднього нагріву перед зварюванням в діапазоні 200-400°C не впливає на кінцеву на мікроструктуру зварних з'єднань жароміцного псевдо- α -сплаву Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1.0V-0.6Si, виконаних аргонодуговим зварюванням в стані після зварювання.

2. Найбільші значення показників ударної в'язкості мають з'єднання псевдо- α -сплаву Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1.0V-0.6Si мають після ЕПЗ з попереднім підігрівом до 200°C, з'єднання виконані АДЗ з попереднім підігрівом 400°C мають показники міцності, на рівні $\sigma_b = 1160$ МПа що відповідає 96% від міцності основного металу, та 97% від міцності з'єднань, виконаних ЕПЗ з попереднім підігрівом 400°C, показники ударної в'язкості зразків з гострим надрізом з'єднань, виконаних АДЗ, вдвічі більше та становить 8,3 Дж/см².

3. Оптимальна температура попереднього підігріву при ЕПЗ жароміцного титанового псевдо- α -сплаву Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1V-0.6Si становить 200°C, а для АДЗ псевдо- α -сплаву становить 400°C.

4. В результаті проведеного відпалу при 900°C у всіх ділянках зварного з'єднання псевдо- α -сплаву Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1.0V-0.6Si частка α -фази з пластинчастою морфологією суттєво зменшилася, утворилася глобулярна α -фаза, відпал при 900°C сприяє розвитку процесів рекристалізації та коагуляції пластинчастої α -фази і укрупнення (коагуляція) дисперсних частинок до розмірів 1-1,5 мкм.

5. Застосування попереднього підігріву з'єднань псевдо- α сплаву Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1.0V-0.6Si до 200 °C при ЕПЗ та 400 °C при АДЗ забезпечує формування в зварному з'єднанні структур кошикового плетіння з пластин α -фази товщиною 1-5 мкм та дисперсних зерен β -фази товщиною до 1 мкм та міцність зварних з'єднань на рівні 1160...1190 МПа при показниках ударної в'язкості 5,5...8,5 Дж/см² відповідно.

РОЗДІЛ 5

ЗВАРЮВАННЯ ВИСОКОМІЦНИХ ТИТАНОВИХ ($\alpha+\beta$)-СПЛАВІВ

5.1 Вплив погонної енергії при ЕПЗ і локальної термічної обробки у вакуумній камері при ЕПЗ високоміцних титанових ($\alpha+\beta$)-сплавів на їх властивості

Великі швидкості охолодження при ЕПЗ та підвищена чутливість складнолегованих титанових сплавів до термічного циклу зварювання обумовлюють знижену пластичність зварного з'єднання після зварювання [283-286]. Застосування ЛТО для зварювання сучасних сплавів дозволяє отримати якісні звані з'єднання [287, 288]. У разі виконання зварних з'єднань високоміцного складнолегованого титанового сплаву Т120 зварювання утруднене у зв'язку з високим вмістом легуючих елементів у металі зварного шва.

З метою вивчити структуру та властивості зварних з'єднань сплаву Т120 виконувались зварні з'єднання методами ЕПЗ та АДЗ. Також для порівняння виконувались зварні з'єднання високоміцного економнолегованого ($\alpha+\beta$)-сплаву Ti-3.6Fe-0.25O.

Оскільки ЕПЗ здійснюється в основному без присадного дроту, стикові з'єднання виконуються без оброблення кромки, схема обробки кромки для ЕПЗ складнолегованого титанового сплаву Т120 наведена на рис. 2.7 режим зварювання вказаний в табл. 5.1. При виконанні ЕПЗ експериментального складнолегованого сплаву Т120 збирання зварних з'єднань товщиною 8 мм здійснювалося з мінімальним зазором (0...0,1 мм). Електронно-променеве зварювання зразків складнолегованого титанового сплаву Т120 здійснювалося без попереднього підігріву. У всіх зразках, зварених ЕПЗ, з подальшою локальною термообробкою і без таких відсутні дефекти за даними рентгенівського контролю [289, 290].

Поперечний макрошліф зварного з'єднання складно легованого титанового сплаву Т120, виконаного методом ЕПЗ з подальшою локальною терміч-

ною обробкою електронним променем при температурі 850°C протягом 15 хв представлено на рис. 5.1.

Таблиця 5.1 Режим ЕПЗ титанових ($\alpha+\beta$)-сплавів Т120, та Ti-3.6Fe-0.25O

Параметр	Значення
Прискорююча напруга	60 кВ
Струм променя	120 мА
Діаметр кругової розгортки	2 мм
$V_{зв}$ - Швидкість зварювання	7 мм/с

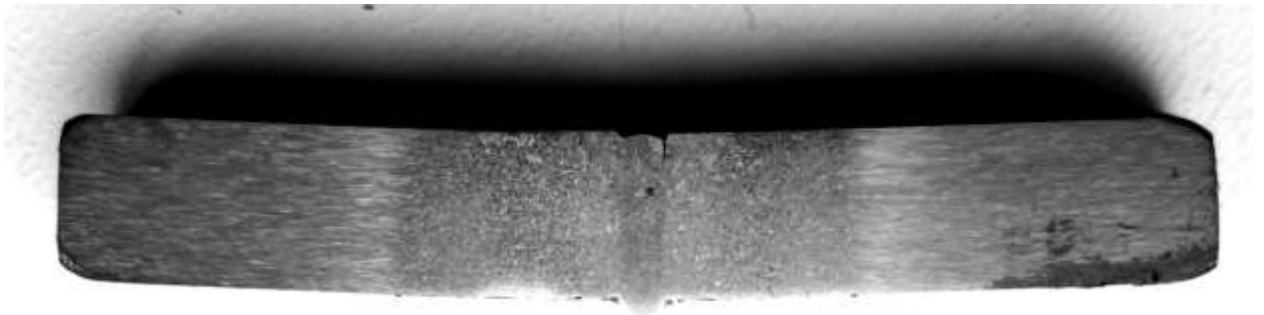


Рисунок 5.1 – Макрошліф зварного з'єднання титанового сплаву Т120 , виконане ЕПЗ, $I_{променя} = 120\text{мА}$, $V_{зв.}=7\text{мм/с}$ у стані після електронно-променевої термообробки (850°C, 15 хв)

Структура зварного з'єднання складнолегованоготитанового сплаву Т120, виконаного методом ЕПЗ у стані після зварювання представлена на рис. 5.2, рис. 5.3 та рис. 5.3. Мікроструктура ОМ зварного з'єднання представлена на рис. 5.2. Основний метал сплаву Т120 був при прокатці деформований за температури β -області. Він складається з рівноосних полідричних первинних β -зерен з двофазною ($\alpha+\beta$)-структурою в обсязі зерна (рис. 5.2, а), деякі зерна мають суцільну або переривчасті виділення α -фази (« α -оторочку») по границях (рис. 5.2, в). Внутрішньозеренна α -фаза (товщиною 0,5...0,7мкм) має довжину від 1,5...2 мкм у ділянках роздроблених пластин

(рис. 5.2, *в*) до 5–7 мкм у ділянках структури кошикового плетіння (рис. 5.2, *г*). В ОМ фіксуються також «зіркоподібні» скупчення грубих пластин α -фази (рис. 5.2, *б*).

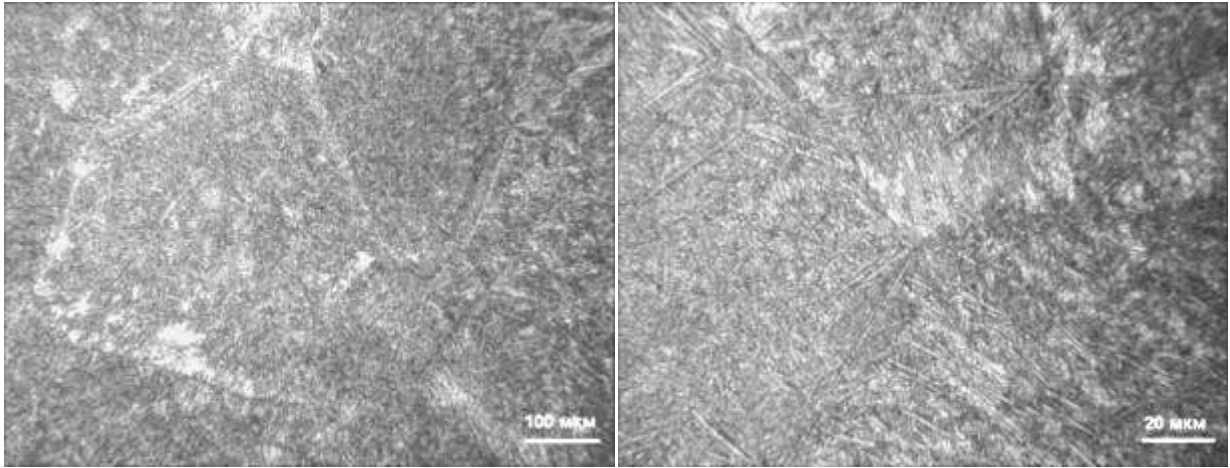
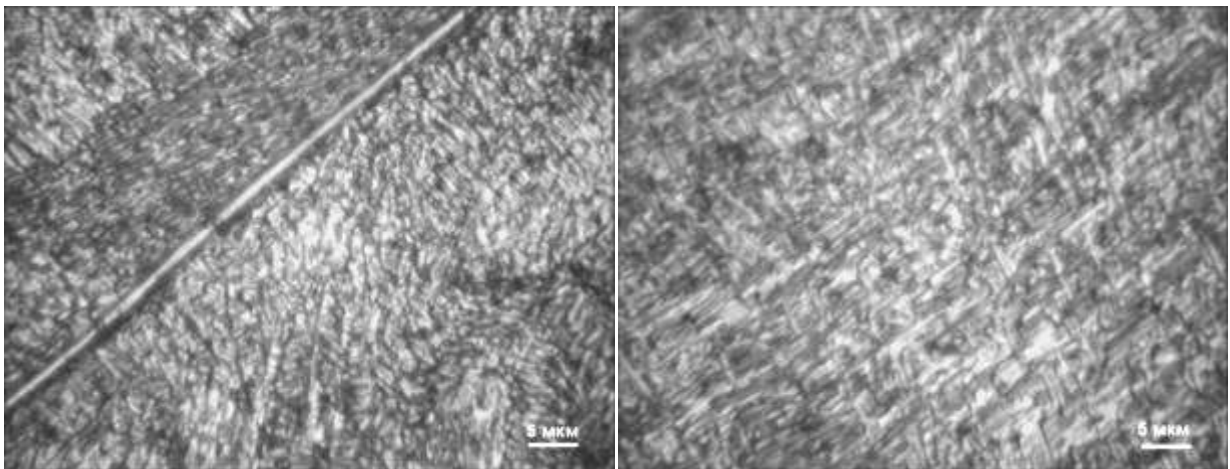
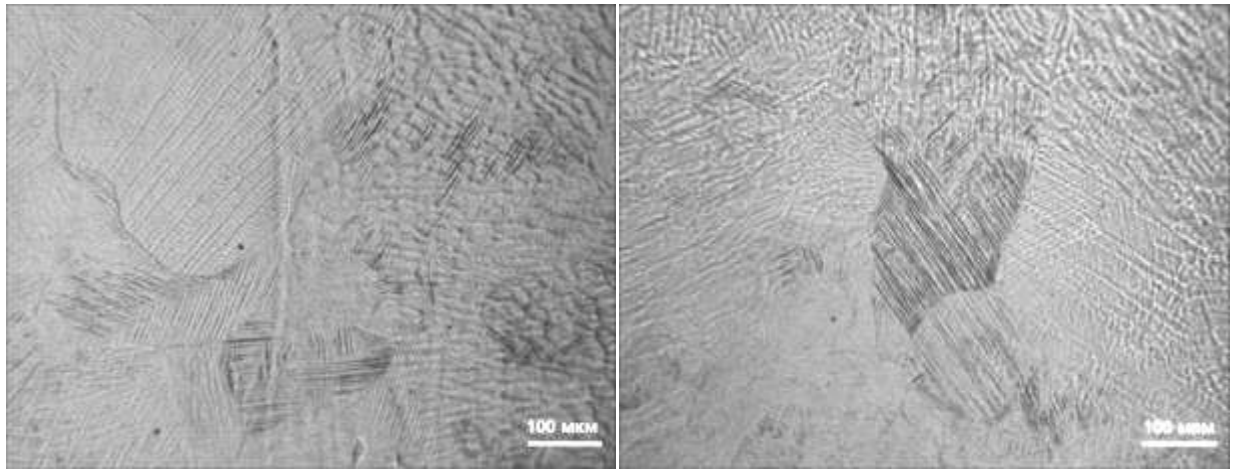
*а**б**в**г*

Рисунок 5.2 – Мікроструктура основного металу зварного з'єднання титанового сплаву Т120, виконаного ЕПЗ, в стані після зварювання

Мікроструктура металу шва зварного з'єднання титанового сплаву Т120, виконаного методом ЕПЗ у стані після зварювання, показана на рис. 5.3. У металі шва, титанового сплаву Т120, виконаних ЕПЗ, після зварювання має місце дендритна структура, на фоні якої сформувалися β -зерна. На рис. 5.3, *а* чітко видно лінію сплавлення, ліворуч від якої розташована ЗТВ, а праворуч

– шов з дендритною структурою. У металі шва після ЕПЗ фіксується метастабільна β -фаза, деякі зерна якої мають двійники (рис.5.3, б).



a

б

Рисунок 5.3 – Мікроструктура металу шва зварного з'єднання титанового сплаву Т120, виконаного ЕПЗ, в стані після зварювання

Мікроструктуру металу ЗТВ складають рівноосні зерна β -фази розміром 100...400мкм (рис.5.4, *a*), деякі зерна мають двійники (рис.5.4, *в* і рис.5.4, *з*). У ЗТВ α -фаза знаходиться на стадії передвиділення, видно неоднорідність β -фази, її розшарування. Пластини α -фази присутні в ділянках ЗТВ, розташованих поблизу ОМ (рис.5.4, *б* і рис.5.4, *з*). На рис. 5.4, *в* видно зерно, загальне для ЗТВ і шва (шов знаходиться ліворуч від лінії сплавлення).

Мікроструктура металу шва зварного з'єднання титанового сплаву Т120, виконаного методом ЕПЗ у стані після ЛТО показана на рис.5.5. В металі шва формуються як рівноосні зерна (середня та коренева частини шва – рис.5.5, *a*), так і витягнуті у верху шва. Після ЛТО в металі шва також має місце двофазна ($\alpha+\beta$)-структура з досить дрібною фазою (рис.5.5, *в*, *з*). Товщина частинок α -фази становить 0,5–0,7 мкм, довжина – 1–5 мкм (рис. 5.5, *б*), рідко зустрічаються α -пластини завдовжки до 10–15мкм. У проміжках між α -частинками розташовується β -фаза.

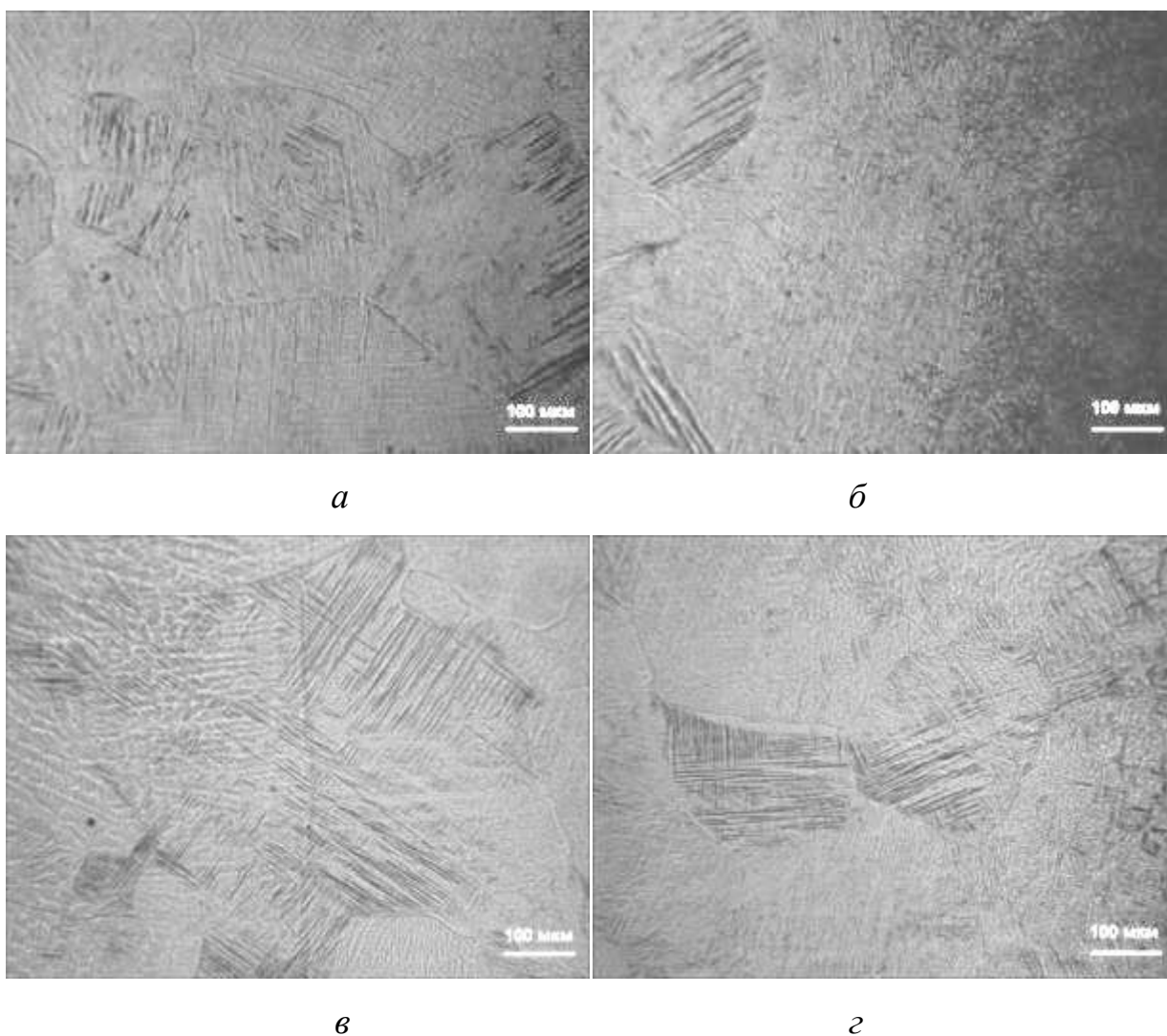


Рисунок 5.4 – Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання титанового сплаву Т120 , виконаного ЕПЗ, у стані після зварювання

Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання складнолегованоготитанового сплаву Т120, виконаного методом ЕПЗ з подальшою локальною термічною обробкою електронним променем при температурі 850°С, представлена на рис. 5.6. Метал ЗТВ титанового сплаву Т120 складається з рівноосних зерен (рис. 5.6, *a*, *б*) з внутрішньозеренною структурою кошикового плетіння, схожою на структуру металу шва (рис. 5.6, *г*).

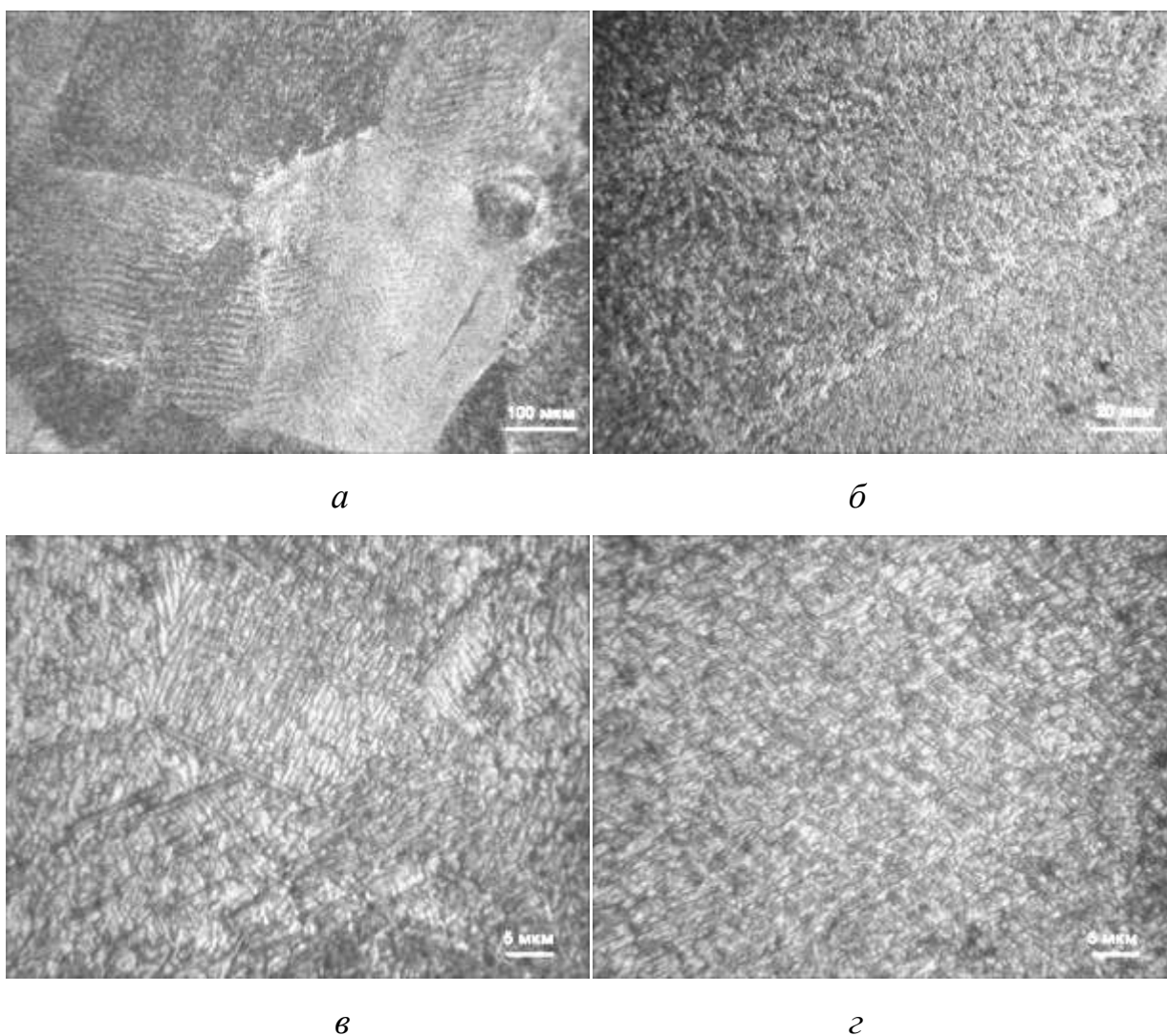


Рисунок 5.5 – Мікроструктура металу шва зварного з'єднання титанового сплаву Т120, виконаного ЕПЗ, в стані після ЛТО (850°С, 5 хв)

Слід зазначити, що в зернах металу шва та ЗТВ зварного з'єднання часто спостерігаються сліди деформації у вигляді паралельних ліній у шві (рис.5.5, *a*, 5.5, *б*) і ЗТВ (рис. 5.6, *a* рис.5.6, *б*).

Таким чином, досліджено структуру зварних з'єднань складнолегованого титанового сплаву Т120, виконаних ЕПЗ і встановлено, що структура металу зварного шва і ЗТВ містять метастабільні фази після зварювання, як при максимальному, так і при мінімальному вмісті легуючих елементів, зварних з'єднань титанового сплаву Т120 потрібне проведення післязварювальної термообробки.

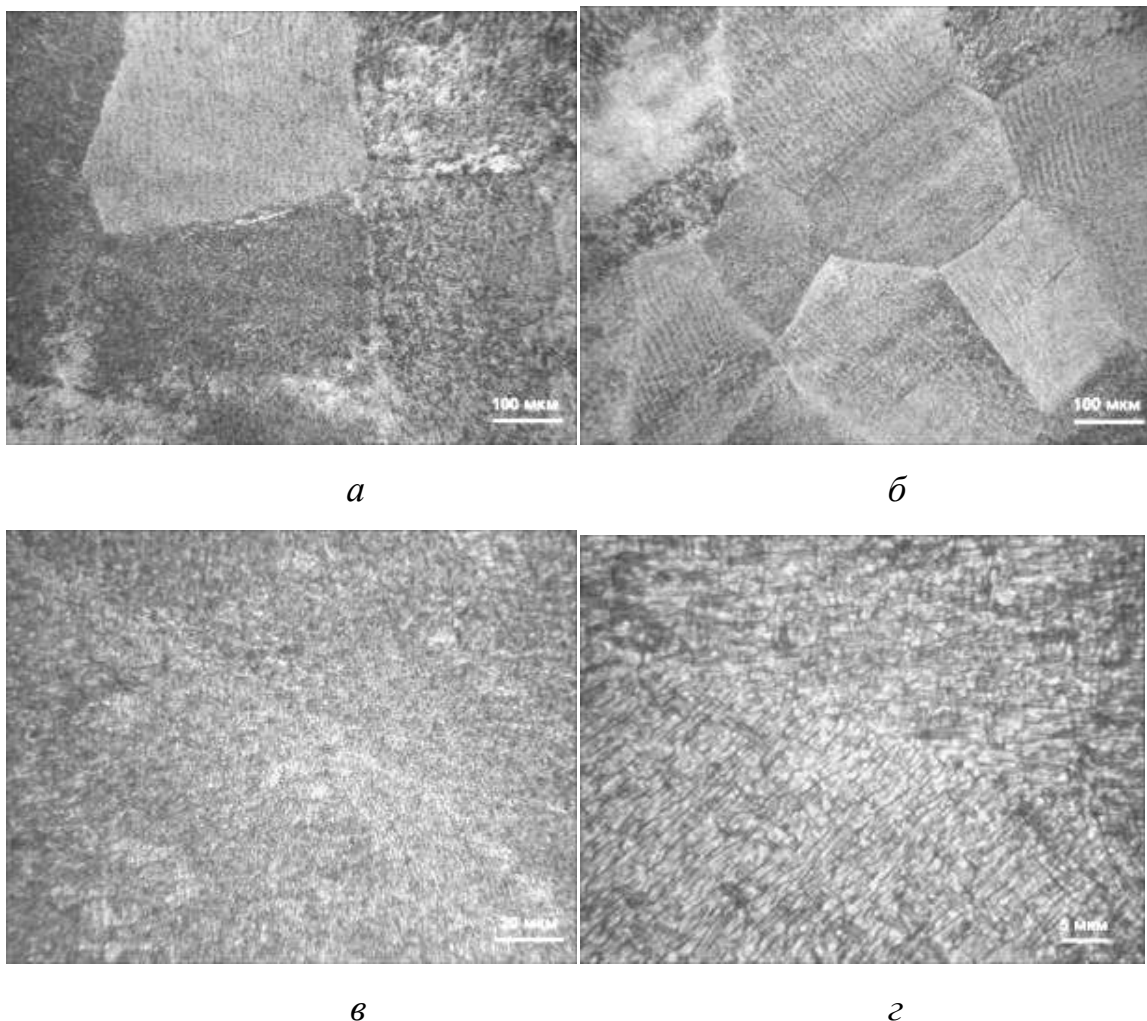


Рисунок 5.6 – Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання титанового сплаву Т120 , виконаного ЕПЗ, в стані після ЛТО (850°С, 5 хв)

Внаслідок дії термічного циклу зварювання кількість β -фази в металі швів збільшується з 45 до 65% (таблиця 5.2). Застосування ЛТО після зварювання дозволяє знизити кількість β -фази в металі швів до рівня основного металу після прокату.

Вивчення механічних властивостей зварних з'єднань титанового сплаву Т120 , виконаних ЕПЗ, закономірно показало вищі значення ударної в'язкості, відносного подовження та відносного звуження в стані після ЛТО (табл. 5.3) порівняно з такими для з'єднань у стані після зварювання. Це пояснюється неповним розпадом метастабільних структур у металі шва в результаті впливу нетривалої термообробки протягом 5 хв.

Таблиця 5.2 - Кількість β -фази в ОМ і металі шва зварних з'єднань титанового сплаву Т120, у стані після відпалу

Зразок №	Тип зразка, швидкість зварювання, Термообробка	Кількість β -фази, %
1	Основний метал	46
2	Зварне з'єднання ЄПЗ, 7 мм/с.	65
3	АДЗ без присадки, 10 м/г	44

Таблиця 5.3 – Механічні властивості зварних з'єднань титанового сплаву Т120, виконаних ЄПЗ

Зразок №	Тип зразка	σ_b , МПа	σ_{02} , МПа	δ_s , %	ψ , %	KCV, Дж/см ²
1	Після зварювання	1081,7	1006,0	6,7	13,5	15,2
2	Після ЛТО	1061,2	1012,6	8,0	30,6	24

Фрактографічні дослідження зламів ударних зразків з гострим надрізом (Шарпі) МІ50 виготовлених зі зварних з'єднань складнолегованого титанового сплаву Т120, виконаних ЄПЗ показали, що руйнування зламів досліджуваних зразків відбувалося по крихкому механізму. Так у зразках зварних з'єднань, виконаних ЄПЗ без проведення наступної ТО рельєф поверхні слабо виражений (рис. 5.7, а), при цьому механізм руйнування змішаного типу: частка ділянок з механізмом крихкого руйнування – квазісколом 65%, а ділянок з в'язким характером, що мають ямкова будова 35%. На рис. 5.7, б представлена ділянка зламу, на якому фасетки скола з'єднані між собою гребенями відриву і неглибокими ямками. Виявлено вторинні тріщини. У зразках зварних з'єднань складнолегованого титанового сплаву Т120, виконаних ЄПЗ які були піддані ЛТО за режимом: $T = 850^\circ\text{C}$, час 5 хв. поверхня даного руйнування відрізняється від попередніх досліджуваних зразків. Слід зазна-

чити складний мікрорельєф поверхні. Тріщина проходить границями розділу між матрицею β -фази і дисперсною голчастою α -фазою. Поверхня руйнування містить фасетки сколу та перемежується з ділянками міжзеренного руйнування. Виявлено внутрішньозеренні фасетки зі складною доріжкою (рис. 5.8, *a*). Спостережувані фасетки скола, розділені ділянками відриву (рис. 5.8, *б*) мабуть, обумовлено пластичним зрушенням. Поверхня руйнування містить багато пагорбів у вигляді сходів.

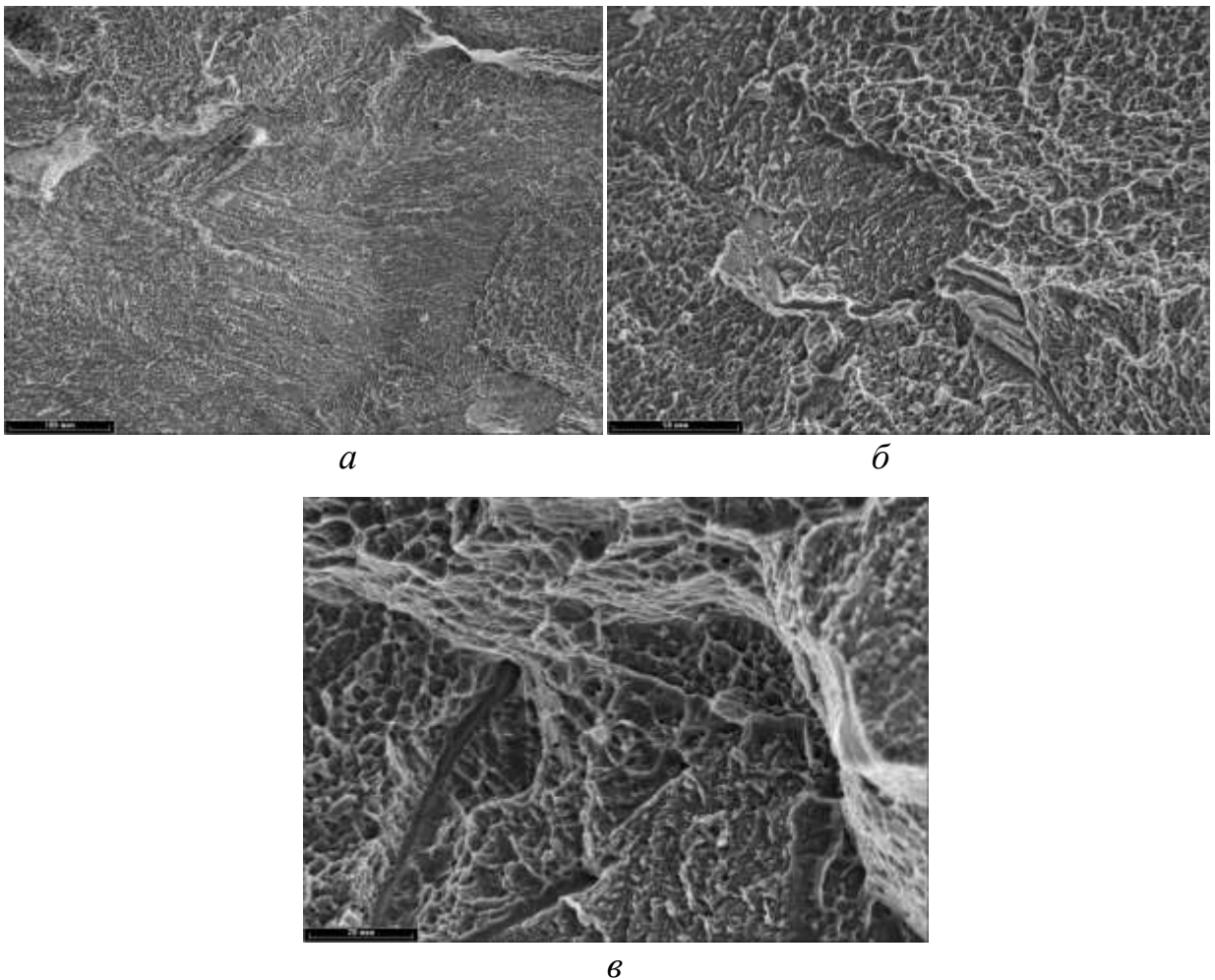


Рисунок 5.7 – Поверхня руйнування зразків зварного з'єднання складнолегованого титанового сплаву Т120 , виконаного ЕПЗ, у стані після зварювання: *a* -міжзерен руйнування $\times 300$; *б* – внутрішньозеренне руйнування разом із відривом $\times 500$; *в* - ділянка зламу з ямковим характером руйнування з відривом та вторинними тріщинами $\times 1000$

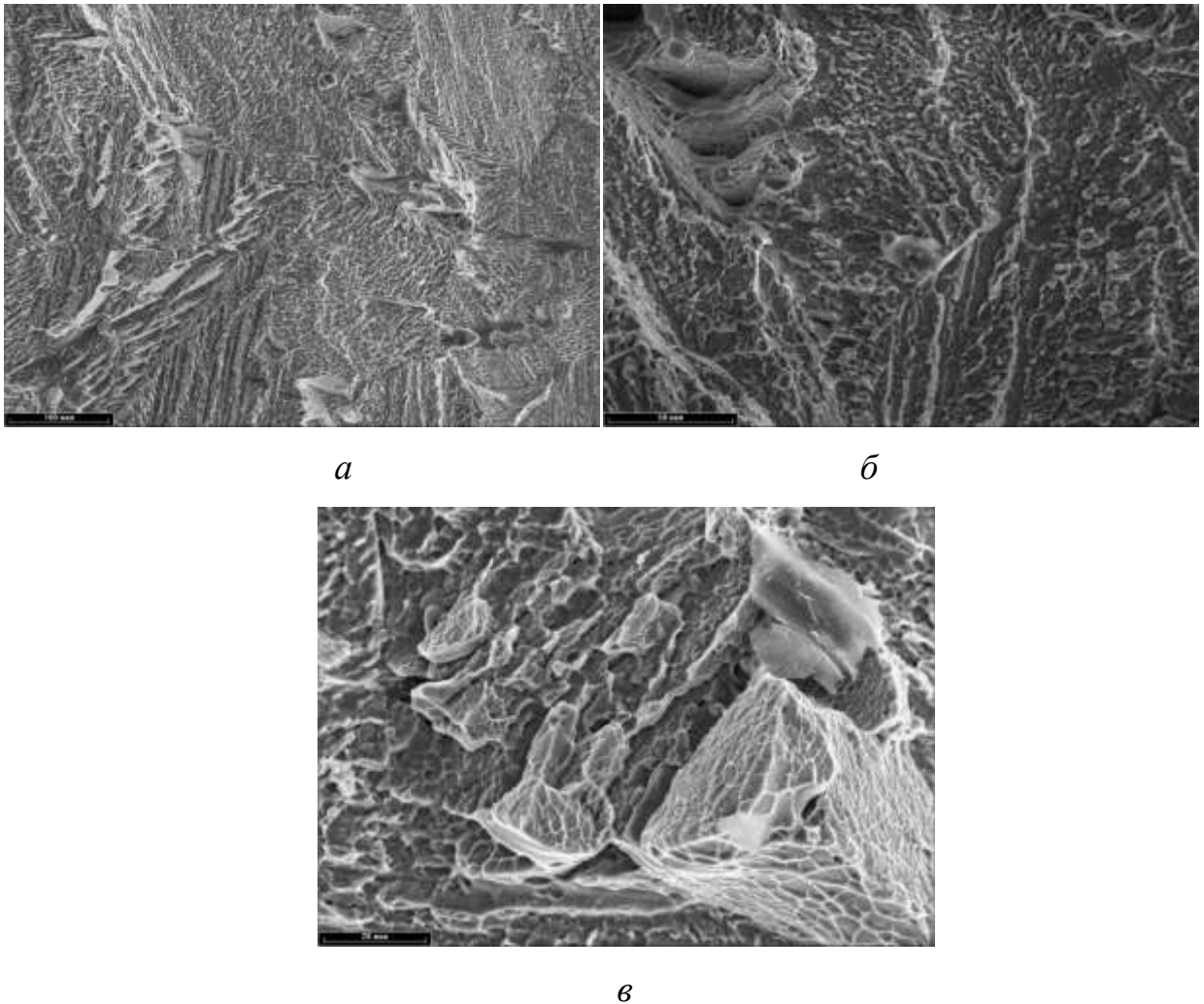


Рисунок 5.8 – Поверхня руйнування зразків зварного з'єднання складнолегованого титанового сплаву Т120 , виконаного ЕПЗ, у стані після ЛТО ($T = 850^{\circ}\text{C}$, час 5 хв.): *a* – міжзерене руйнування $\times 300$; *б* – внутрішньозеренне руйнування разом із відривом $\times 500$; *в* – ділянка зламу з ямковим характером руйнування з відривом

Порівняння властивостей титанових ($\alpha+\beta$)-сплавів Т120 та Т110 системи $\text{Ti-5.5Al-1,2Mo-1,2V-4Nb-2Fe-0,5Zr}$ дозволило зробити висновок про більш високі характеристики зварних з'єднань сплаву Т120 та його більшу перспективність для отримання з'єднань з високими механічними властивостями.

Мікроструктура ОМ зварного з'єднання Ti-3.6Fe-0.25O представлена на рис. 5.9. Основний метал зварного з'єднання Ti-3.6Fe-0.25O має волокнисту

структуру (рис. 5.9, *a*), проте ступінь подрібнення пластин при прокатці менше, ніж в ОМ зварного з'єднання Timet LCB. Довжина α -пластин, витягнутих у напрямку прокату в ОМ зварного з'єднання Ti-3.6Fe-0.25O, становить в основному від 2 до 30 мкм (рис. 5.9, *б*), хоча в окремих ділянках ОМ (рис. 5.9, *б*) зустрічаються і більш довгі α -пластини.

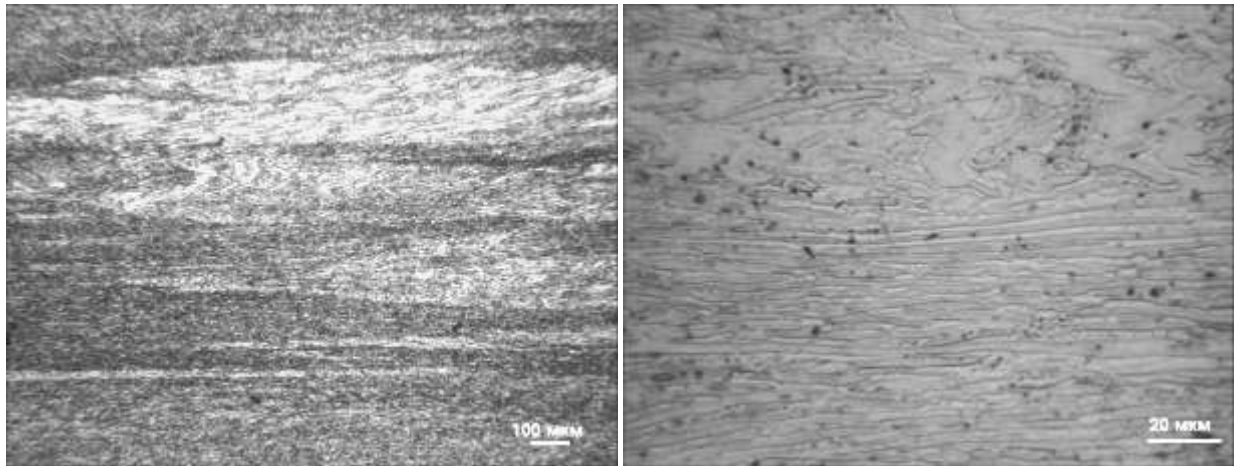
*a**б*

Рисунок 5.9. Мікроструктура основного металу зварного з'єднання Ti-3.6Fe-0.25O, виконаного ЕПЗ, режим №1, в стані після зварювання

Мікроструктура металу шва сплаву Ti-3.6Fe-0.25O, виконаного ЕПЗ, зображена на рис. 5.10. У верхній частині шва переважають зерна, витягнуті в напрямку тепловідводу, в середній частині шва – рівноосні зерна (рис. 5.10, *a*). У зернах шва присутні рівномірно розподілені дрібнодисперсні частинки розміром до 1 мкм і нерівномірно розподілені голчасті частинки α -фази розміром 5...15 мкм, переважно розташовані поблизу границь зерен (рис. 5.10, *б*).

На рис. 5.12, *a* показана зона сплаву з'єднання сплаву Ti-3.6Fe-0.25O. ЗТВ складається з рівноосних поліедричних зерен більших в ОШЗ (рис. 5.11, *б*) і більш дрібних поблизу ОМ. В металі ОШЗ структурні складові і їх параметри такі ж, як і в металі шва, поблизу ОМ додатково присутні в незначній кількості витягнуті в напрямку прокату пластинчасті частинки α -фази (рис.

5.11, е). Таким чином, структура основного металу сплаву Ti-3.6Fe-0.25O і металу шва нерівномірна присутні витягнуті α -пластини, довжиною в основному від 2 до 30мкм.

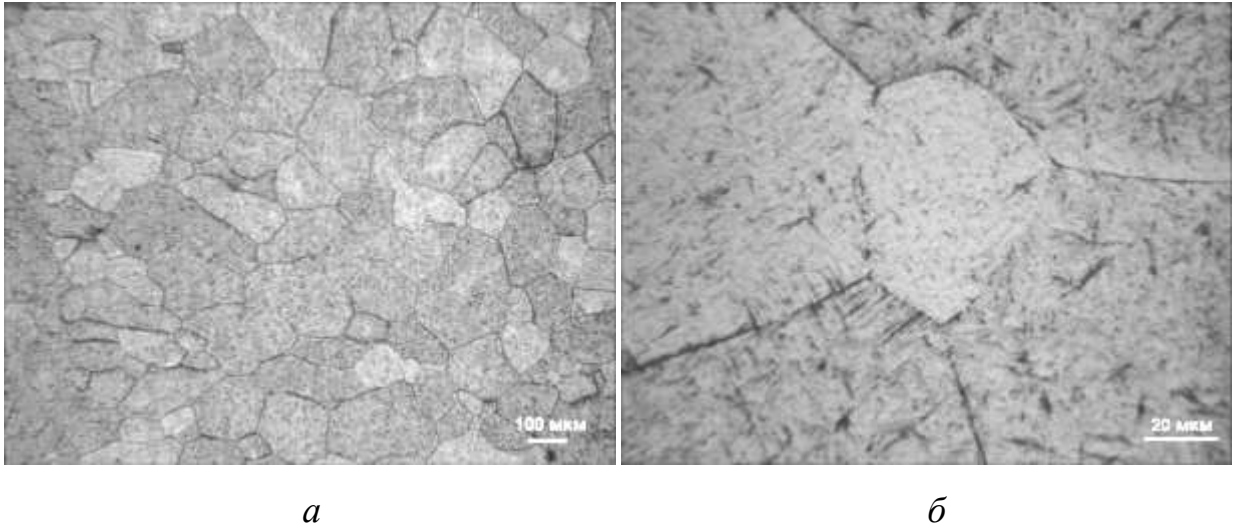


Рисунок 5.10 - Мікроструктура металу шва зварного з'єднання сплаву Ti-3.6Fe-0.25O , виконаного ЕПЗ, в стані після зварювання

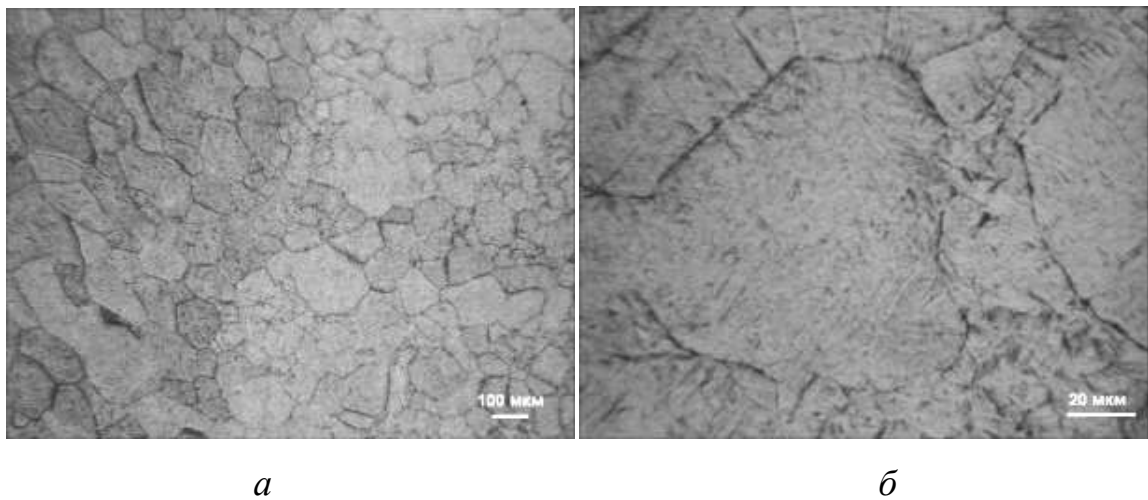


Рисунок 5.11 - Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання сплаву Ti-3.6Fe-0.25O , виконаного ЕПЗ, в стані після зварювання

В ОМ і металі шва сплаву Ti-3.6Fe-0.25O в стані після зварювання фіксується кількість β -фази на рівні 62...67% (табл. 5.4).

Міцність зварного з'єднання економнолегованого сплаву Ti-3.6Fe-0.25O знаходиться на рівні 92% від міцності основного металу в стані прокату

(табл. 5.5), проте значення показника ударної в'язкості зварних з'єднань знаходяться на низькому рівні.

Таблиця 5.4 – Кількість β -фази в ОМ та в металі шва зварного з'єднання економнолегованого титанового ($\alpha+\beta$)-сплаву Ti-3.6Fe-0.25O, виконаного ЕПЗ

Тип зразка, сплав	Кількість β -фази, %
Основний метал, Ti-3.6Fe-0.25O	62
Зварне з'єднання, Ti-3.6Fe-0.25O	67

Таблиця 5.5 - Властивості ОМ та зварних з'єднань товщиною 10 мм економнолегованого титанового ($\alpha+\beta$)-сплаву Ti-3.6Fe-0.25O, виконаного ЕПЗ

Тип зразка	σ_b , МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	KCV, Дж/см ²
ОМ, Ti-3.6Fe-0.25O	1133	1091	4,8
Зварне з'єднання, Ti-3.6Fe-0.25O	1044	967	6,1

5.2 Вплив погонної енергії і галогенідних флюсів при аргонодуговому зварюванні вольфрамовим електродом на властивості зварних з'єднань

Зварювання термічно нестабільних титанових сплавів утруднене у зв'язку з особливостями структурних змін та перебігом фазових перетворень у металі шва та зоні термічного впливу при термо-деформаційному циклі зварювання, в результаті якого можливе утворення крихких та нестабільних фаз [291, 292]. Найбільш широке застосування для зварювання титану знайшло аргоно-дугове зварювання вольфрамовим електродом [293, 294]. Цей спосіб зварювання є найбільш універсальним [295, 296]. Для з'єднання титану і його сплавів знайшов а також застосування такий різновид цього способу, як зварювання по флюсу. Аргонодугове зварювання по флюсу є ефективним способом впливу на проплавну здатність дуги, при якій в атмосферу дуги вво-

дяться галогеніди лужних та лужноземельних металів, що призводять до зміни характеру проплавлення металу шва [297-300]. Однак вплив флюсів на метал зварювальної ванни може негативно позначитися на властивостях металу шва складнолегованоготитанового сплаву Т120 тому необхідно вивчити властивості таких зварних з'єднань. Причому доцільно вивчати властивості з'єднань виконаних дуговим зварюванням методами - зварюванням без подачі дроту присадки і зварюванням з подачею дроту присадки методом наскрізного проплавлення, зварюванням по флюсу без подачі дроту присадки.

При зварюванні наскрізним проплавленням вольфрамовий електрод не занурюється в метал, а довжина дуги становить 0,5...0,8 мм, стовп дуги занурений у метал і контрагований. В цьому випадку за рахунок контрагування втрати тепла в навколишнє середовище менше, ніж при звичайній ТІГ - зварюванні поверхневою дугою, що підвищує коефіцієнт використання тепла дуги, крім того створюється збільшений тиск стовпа дуги на зварювальну ванну, що в результаті підвищує глибину проплавлення металу. Цей спосіб зварювання дозволяє отримувати з'єднання завтовшки до 12 мм. Схема обробки кромки для зварювання наскрізним проплавленням наведена на рис. 2.4. Схема складання на рис 2.5. Режим одностороннього аргонодугового зварювання вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням складнолегованого титанового сплаву Т120 наведено у таблиці 5.6.

Аргонодугове зварювання по флюсу є ефективним способом впливу на проплавну здатність дуги, при якій в атмосферу дуги вводяться галогеніди лужних і лужноземельних металів. Це призводить до зміни характеру проплавлення металу, при цьому форма зварювальної ванни подібна до форми зварювальної ванни при ЕПЗ і сприяє збільшенню глибини провару. Тому АДЗ вольфрамовим електродом по флюсу має суттєві технологічні та металургійні переваги порівняно із простою АДЗ, такі як глибоке проплавлення, невелика довжина ЗТВ і зниження величини зварювального струму за збереження тієї ж глибини проплавлення. АДЗ сплаву Т120 виконувалася без розкриття кромки, складання як вказано на рис. 2.4, б.

Таблиця 5.6 - Режим АДЗ титанового сплаву Т120

№ ре- жиму	Ізв , А	Уд , В	Vзв м/год	V п.пр. м/год	L д, мм	Вміст при- садного ме- талу у шві, %	Витрата аргону Qг, л/хв		
							Пальник	Чобіт	Піддув
1	380	12	10	-	4	0	20	20	10
2	360	11	16	-	3	0	20	15	10
3	320	11	10	-	3	0	20	15	10
4	350	12	8	30	4	10	20	20	10
5	350	12	8	60	4	20...25	20	20	10

Дослідження впливу термічного циклу аргонодугового зварювання на структуру зварних з'єднань складнолегованого титанового сплаву Т120 систем показали, що кращий фазовий склад металу шва забезпечують великі швидкості охолодження зварного з'єднання. Тому вибираючи швидкості зварювання за флюсом, ми можемо керуватися діапазоном значень значеннями 14...16 м/год, при величинах струму зварювання в діапазоні 350...380 А. Режимми зварювання за флюсом №2 та №3 (див. табл. 5.8) титанового сплаву Т120 відрізняються швидкістю зварювання, величиною зварювального струму та погонної енергії [301, 302].

Зовнішній вигляд одержаних зварних з'єднань наведено на рис. 5.12. Поперечні макрошліфи виконаних зварних з'єднань наведено на рис. 5.13.

Мікроструктура основного металу зварного з'єднання сплаву Т120, виконаного АДЗ аналогічна структурі ОМ сплаву Т120, виконаного методом ЕПЗ в стані після зварювання, представленого вище (див. рис. 5.2).



a



б

Рисунок 5.12 – Зварне з'єднання сплаву Т120, виконане АДЗ: *a* - зразок сплаву Т120, зібраний під зварювання з попередньо нанесеним флюсом АНТ-25; *б* - виконане зварне з'єднання



Рисунок 5.13 – Поперечний макрошліф зварного з'єднання сплаву Т120 , виконаного АДЗ вольфрамовим електродом за шаром флюсу

Мікроструктура металу шва зварного з'єднання складнолегованого сплаву Т120, виконаного АДЗ без присадного дроту в стані після зварювання представлена на рис. 5.14. У металі шва переважають витягнуті в напрямку тепловідведення зерна з внутрішньозеренною структурою кошикового плетіння, утвореною метастабільною α' -фазою, крім того, в процесі зварювання тут фіксується метастабільна матрична β -фаза. У зернах металу шва утворюється мартенситна голчаста α' -фаза з більшою (рис. 5.14, в) або меншою (рис. 5.14, з) довжиною голок, при цьому товщина голок становить близько 0,5 мкм.

Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання сплаву Т120, виконаного АДЗ без присадочного дроту в стані після зварювання представлена на рис. 5.15. Метал навколошовної зони ЗТВ становлять рівноосні поліедричні зерна розміром 200...400 мкм, зі структурою корзинкового плетіння, параметри якої аналогічні параметрам структури металу шва. У ЗТВ також, як і в шві, фіксуються метастабільні α' - та β -фази (рис. 5.15, б і рис. 5.15, в). На ділянці ЗТВ, що примикає до ЗМ, (рис. 5.15, з), де температура при зварюванні не перевищувала $T_{\text{пл}}$ всередині зерен присутні метастабільні α' - і β -фази, а також рівноважна α -фаза.

Мікроструктура металу шва сплаву Т120, виконаного АДЗ вольфрамовим електродом шаром флюсу в стані після зварювання зображена на рис. 5.16. У металі шва фіксується переважно метастабільна β -фаза у вигляді рівноосних та витягнутих у напрямку тепловідведення зерен, у деяких зернах, якою спостерігається субструктура (рис. 5.16, а, б). Крім того в зернах β -фази виділяються голчасті частинки довжиною 3...15 мкм, які найімовірніше є α' -фазою, та скупчення дрібнодисперсних точкових виділень як поблизу меж так і в обсязі зерна (рис. 5.16, в, з) природу яких необхідно дослідити із застосуванням більш тонких методів аналізу, не виключено, що це ділянки, де відбувається розшарування метастабільної β -фази на збагачені та збіднені β -стабілізуючими елементами ділянки.

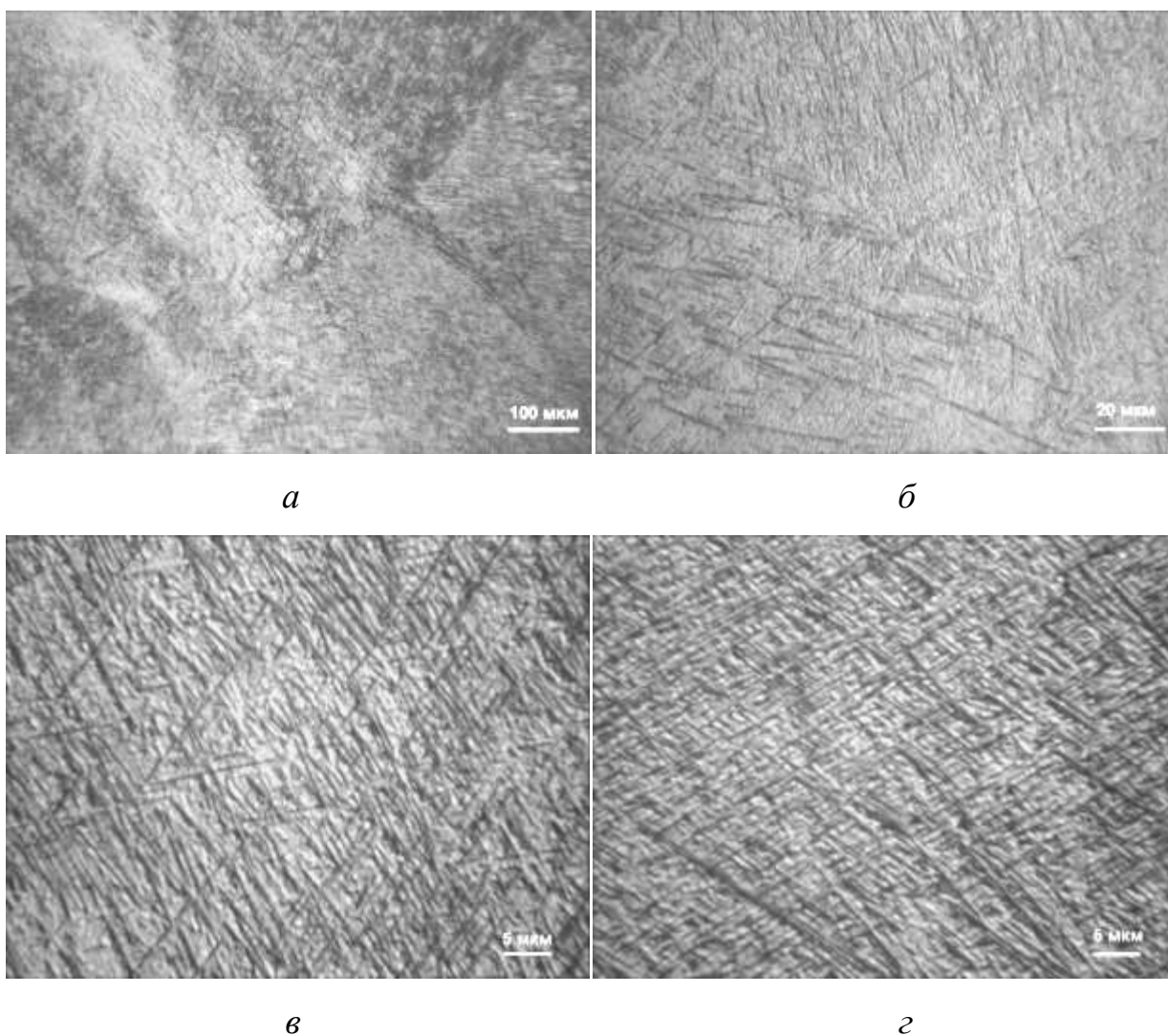


Рисунок 5.14 – Мікроструктура металу шва зварного з'єднання титанового Т120, виконаного АДЗ, в стані після зварювання

Мікроструктура металу ЗТВ цього зварного з'єднання показана на рис. 5.17. В наволошовній зоні ЗТВ так само, як і в шві, фіксується переважно β -фаза у вигляді рівноосних поліедричних зерен із субструктурою, особливо в нижній частині зварної з'єднання (рис. 5.17, *a*).

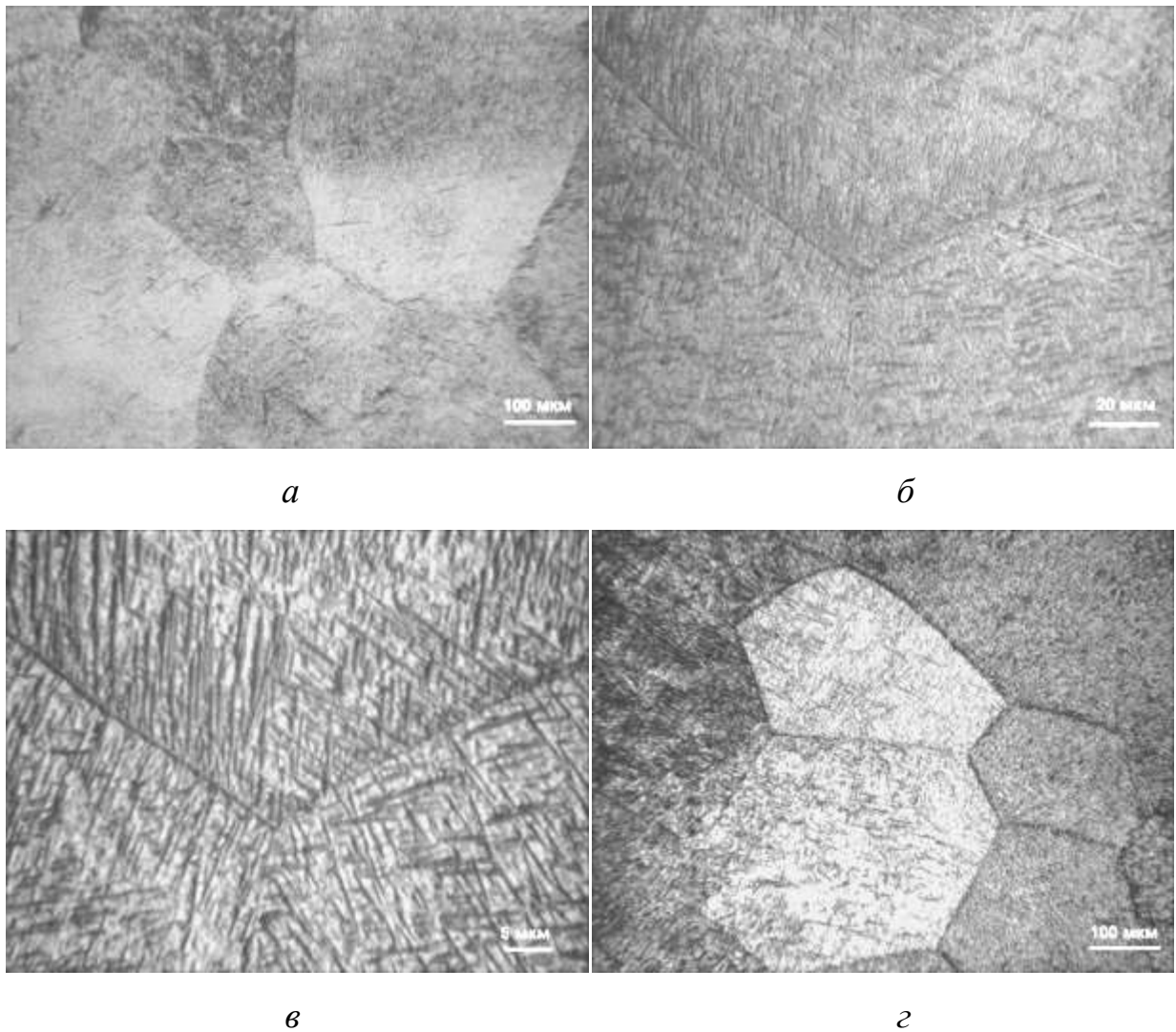


Рисунок 5.15 – Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання титанового сплаву Т120 , виконаного АДЗ, може після зварювання

Наявність субструктури свідчить про напружений стан у цій зоні ЗТВ після зварювання, релаксація напруги частково відбулася за рахунок утворення субструктури, тобто розвороту окремих фрагментів великих зерен на невеликий кут відносно один одного. За границями навколошовної зони зерна ЗТВ немає субструктури (рис. 5.17, в). На тлі β - фази в зернах металу ЗТВ так само, як і у шві спостерігаються голчасті виділення α' -фази, що локалізуються переважно поблизу границь та субграниць, також присутні в зернах ЗТВ скупчення дисперсних точкових виділень (рис. 5.17, б). Поблизу ОМ в ЗТВ, температура нагрівання якої при зварюванні була нижчою за $T_{\text{ш}}$, у зернах присутні пластини первинної α -фази на фоні β -матриці (рис. 5.17, г).

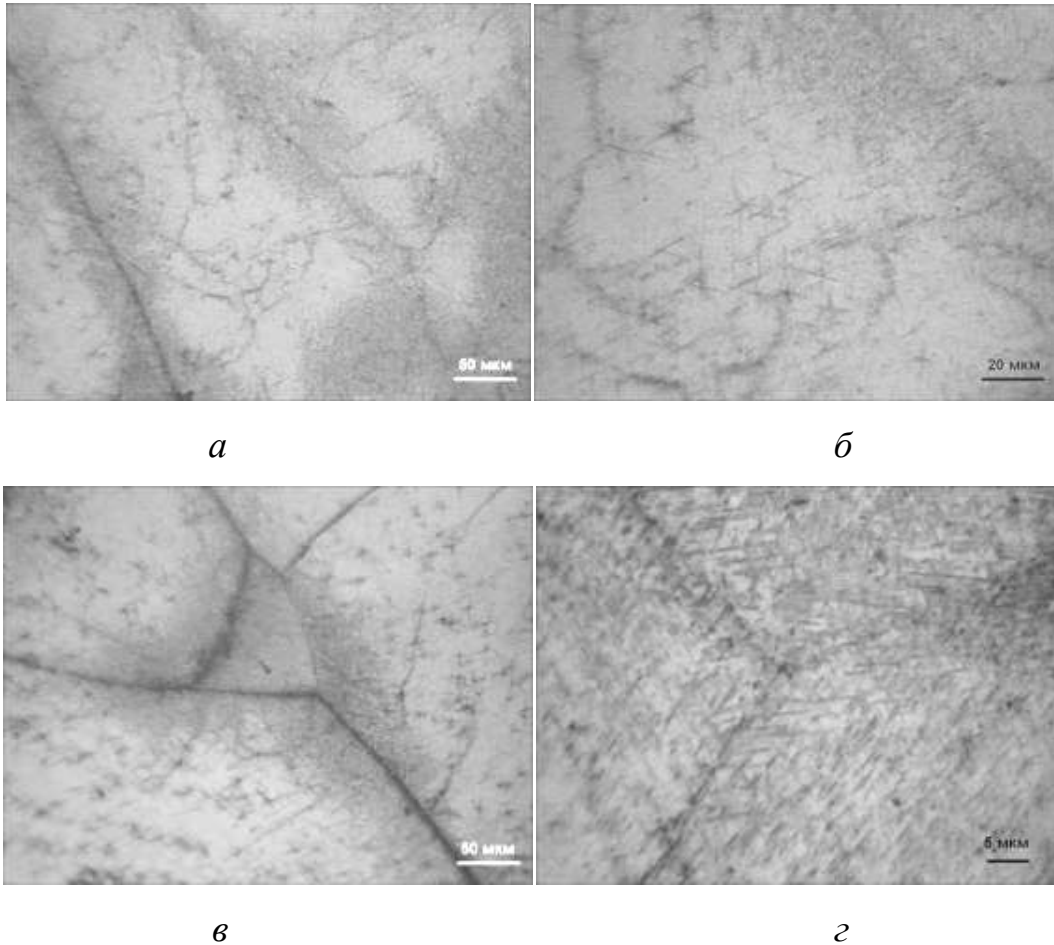


Рисунок 5.16. Мікроструктура металу шва зварного з'єднання титанового Т120, виконаного АДЗ вольфрамовим електродом по шару флюсу, в стані після зварювання

Слід зазначити, що при АДЗ по флюсу, товщина пластин α -фази в стані після зварювання становить 1,5 мкм. Зменшення товщини пластин α -фази швів, виконаних із застосуванням флюсів, можливо пов'язане із впливом термічного циклу зварювання з мінімальною погонною енергією. Крім того, можливий вплив на метал зварювальної ванни LaF_3 , що міститься у флюсі АНТ-25.

Аналіз вмісту β -фази у металі швів, виконаних АДЗ дозволив зробити висновок, що у зварних з'єднаннях виконаних АДЗ кількість β -фази більша ніж у ЗМ (табл. 5.7), зі зменшенням погонної енергії зварювання кількість β -фази в металі шов сплаву Т120 зростає.

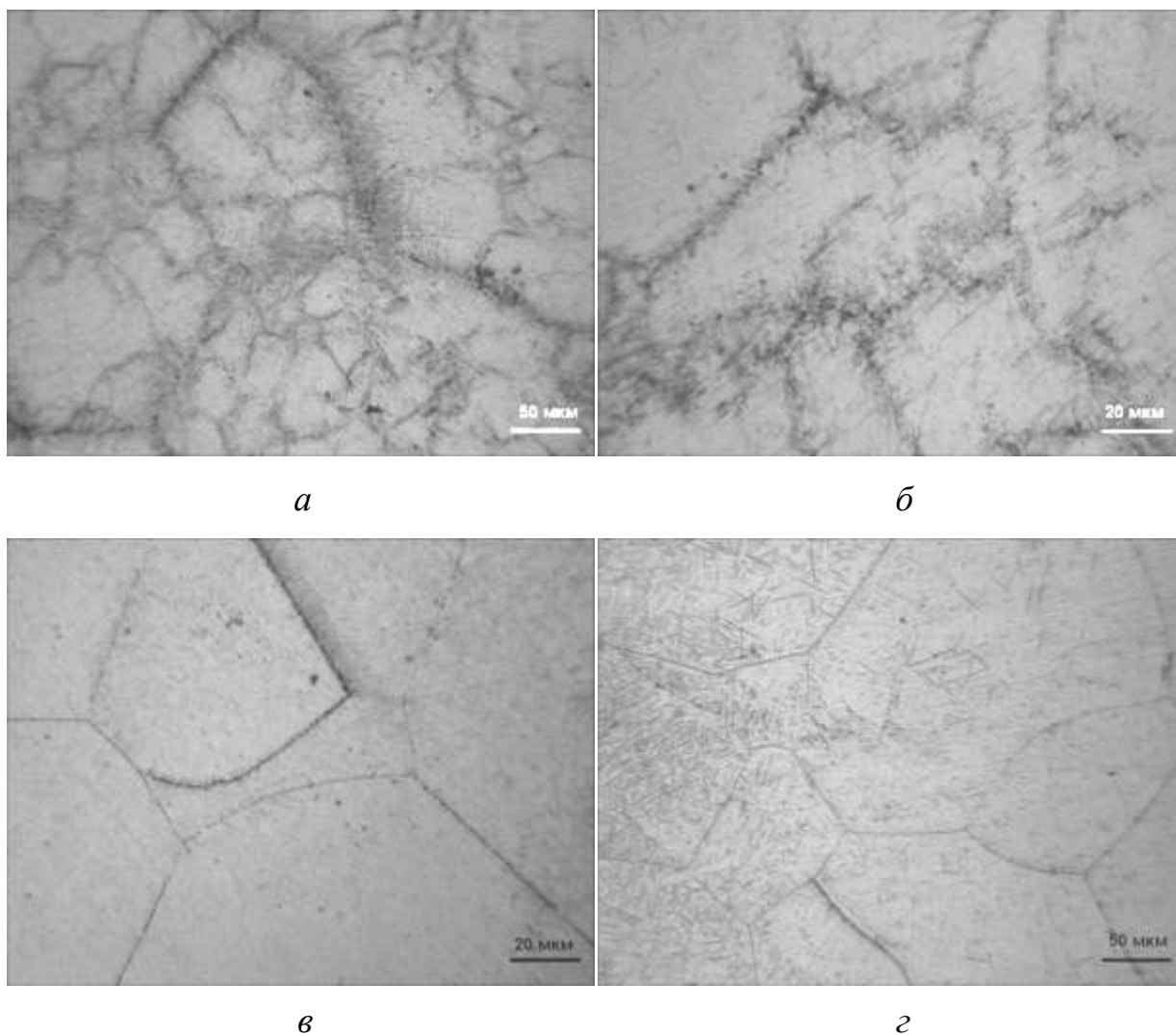


Рисунок 5.17 – Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання титанового Т120 , виконаного АДЗ вольфрамовим електродом по шару флюсу, в стані після зварювання

Таблиця 5.7 - Кількість β -фази в ОМ і металі шва зварних з'єднань титанового сплаву Т120 , виконаних АДЗ

Режим №	Тип зразка, швидкість зварювання,	Кількість β -фази, %
1	Основний метал	45,6
2	АДЗ без присадки, 10 м/г	52
3	АДЗ флюсом, 16 м/г	59

5.3 Вплив хімічного складу металу шва зварних з'єднань на їх механічні властивості при аргонодуговому зварюванні вольфрамовим електродом

У зв'язку з утворенням у металі шва і ЗТВ, що містять велику кількість легуючих елементів фаз в результаті впливу термічного циклу зварювання, метастабільних β - та α' -фаз, перспективним шляхом отримання зварних складнолегованого титанового сплаву Т120, що мають хороші показники міцності та ударної в'язкості, методом зварювання вольфрамовим електродом, представляється зміна ступеня легування металу зварного шва, з метою зменшення кількості метастабільної β -фази, що утворюється. Це можливо шляхом зменшення вмісту легуючих елементів у металі зварного шва, а один з можливих способів досягти цього застосування титанового нелегованого дроту марки ВТ1-00св, що не містить легуючі елементи. Подача присадного металу до головної частини зварювальної ванни забезпечить рівномірний розподіл легуючих елементів у металі зварного шва [314, 315, 316].

Як зазначалося у зв'язку з відсутністю дроту для зварювання титанового сплаву Т120 восьмикомпонентної системи Т120 систем та Ti-5Al-2.8Mo-2.3V-4Nb-1,3Cr-1Fe-2,7Zr, як присадний метал був обраний титановий дріт марки ВТ1-00св, що дозволяє не змінюючи систему легування зварного шва зменшити вміст легуючих елементів у металі шва, в залежності від режиму зварювання. В цьому випадку зварювання виконувалося без обробки кромки, як вказано на рис. 2.4, а). При зварюванні за режимом №4 (див.табл. 5.6) при швидкості зварювання 12 м/год. годину швидкості подачі присадного дроту становить 60 м/год. Вивчення поперечних перерізів отриманих макрошліфів дозволило зробити висновок, що вміст присадного металу в металі зварного шва в цьому випадку становило 10 і 20% відповідно. Додавання менш легованого присадного металу ВТ1-00св до металу шва призводить до зниження вмісту легуючих елементів у металі шва (табл.5.8), а також до монотонного зниження міцності металу шва сплаву системи Ti-5Al-2.8Mo-2.3V-4Nb-1,3Cr-

1Fe-2,7Zr (табл. 5.19). Навіть при додаванні 20% ВТ1-00св метал шва відноситься до групи двофазних ($\alpha+\beta$)-сплавів і може піддаватися зміцнювальній термообробці - гартуванню та подальшому старінню.

Мікроструктура металу шва зварного з'єднання Т120 , виконаного АДЗ із застосуванням присадного дроту ВТ1-00 (10%) у стані після зварювання показано на рис. 5.18.

Таблиця 5.8– Хімічний склад металу швів титанового сплаву Т120 системи Ti-5Al-2.8Mo-2.3V-4Nb-1,3Cr-1Fe-2,7Zr, виконаних з додаванням присадної проволочки ВТ1-00св

№ режиму згідно з табл.5.5	Хімічний склад, % мас.							
	Al	Mo	V	Nb	Cr	Fe	Zr	Ti
ОМ	5,4	2,8	2,3	4,2	1,1	1,05	2,51	Основа
4	4,5	2,52	2,07	3,6	1,17	0,9	2,43	
5	3,75	2,1	1,73	3,0	0,98	0,8	2,03	

Таблиця 5.9 - Розрахункова міцність, K_{β} та еквіваленти молібдену та алюмінію титанового сплаву Т120 та металу швів, виконаних з додаванням присадного металу ВТ1-00св

№ режиму згідно з табл.5.5	K_{β}	[Mo]екв, %	[Al]екв, %	Тимчасовий опір, МПа
ОМ	0,91	10,1	7,3	1185
4	0,83	9,2	6,4	1067
5	0,72	8,0	5,58	948

Мікроструктура металу шва зварного з'єднання Т120, виконаного АДЗ із застосуванням присадного дроту ВТ1-00 (10%) у стані після зварювання складається з метастабільної голчастої α' -фази, що утворює структуру типу кошикового плетіння на тлі метастабільної β -матриці. Метастабільні фази в

металі цього шва зазнали часткового розпаду з виділенням дисперсних продуктів розпаду (рис. 5.18 ,*г*).

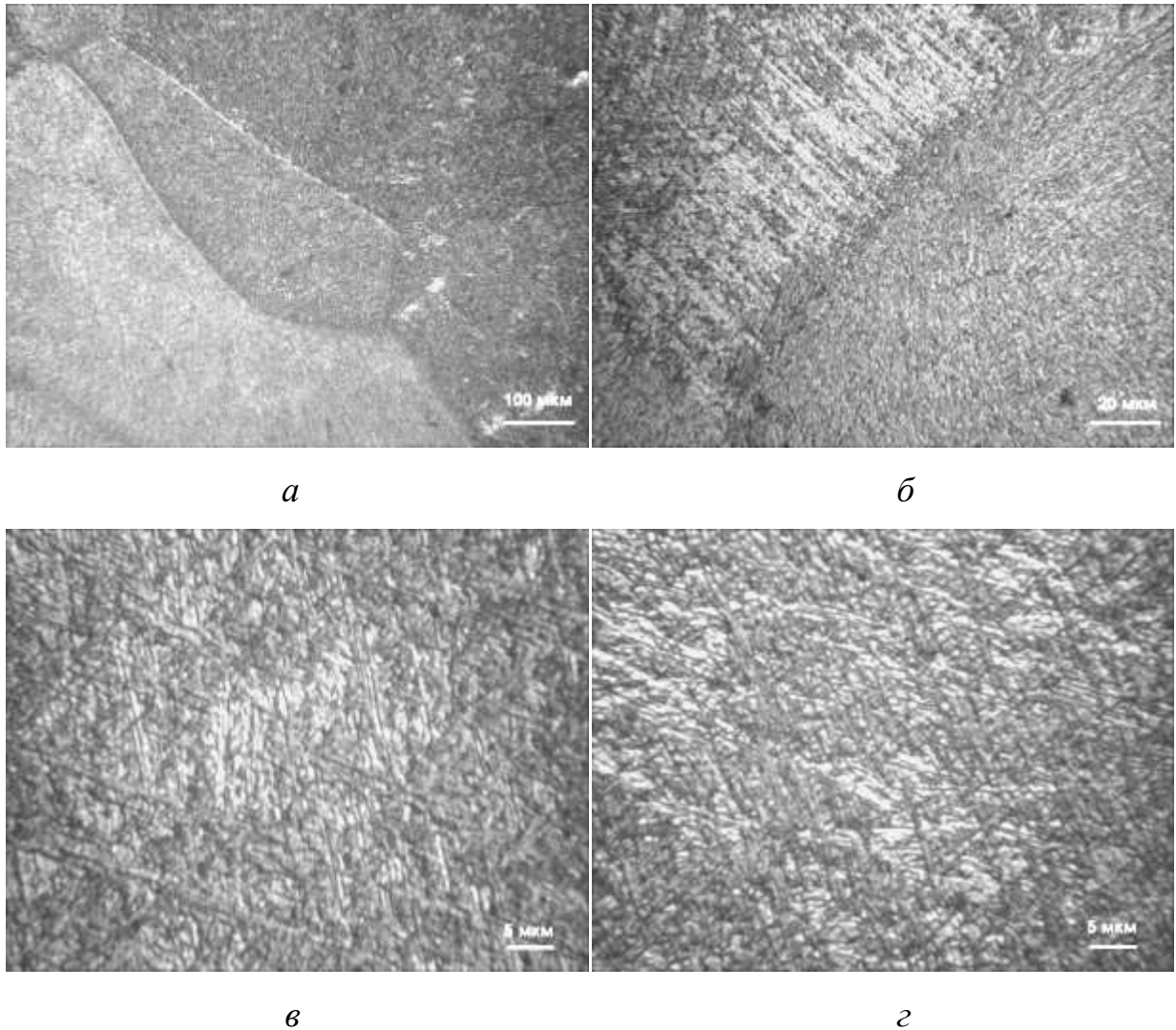


Рисунок 5.18 – Мікроструктура металу шва зварного з'єднання титанового сплаву Т120 , виконаного АДЗ з ВТ1-00св (10%) у стані після зварювання

Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання Т120 , виконаного АДЗ із застосуванням присадного дроту ВТ1-00 (10%) у стані після зварювання показано на рис. 5.19. Мікроструктура металу ЗТВ складається з рівноосних поліедричних зерен розміром 100...300мкм у діаметрі (рис. 5.19, *а*) з досить дрібною внутрішньозеренною структурою (рис. 5.19, *б*), що складається з частинок α -фази товщиною 0,5 мкм і довжиною 1.....2 мкм на фоні метастабільної матричної β - фази (рис. 5.19, *в*).

Мікроструктура металу шва зварного з'єднання титанового сплаву Т120, виконаного АДЗ з ВТ1-00св (20%) у стані після зварювання представлена на рис. 5.20. Метал шва, утворений рівноосними та нерівноосними первинними β -зернами, має грубопластинчасту структуру (рис. 5.20, б і рис. 5.20, в). Товщина голок мартенситу, утвореного після зварювання, становить 1...1,5 мкм, довжина голок становить до 40 мкм.

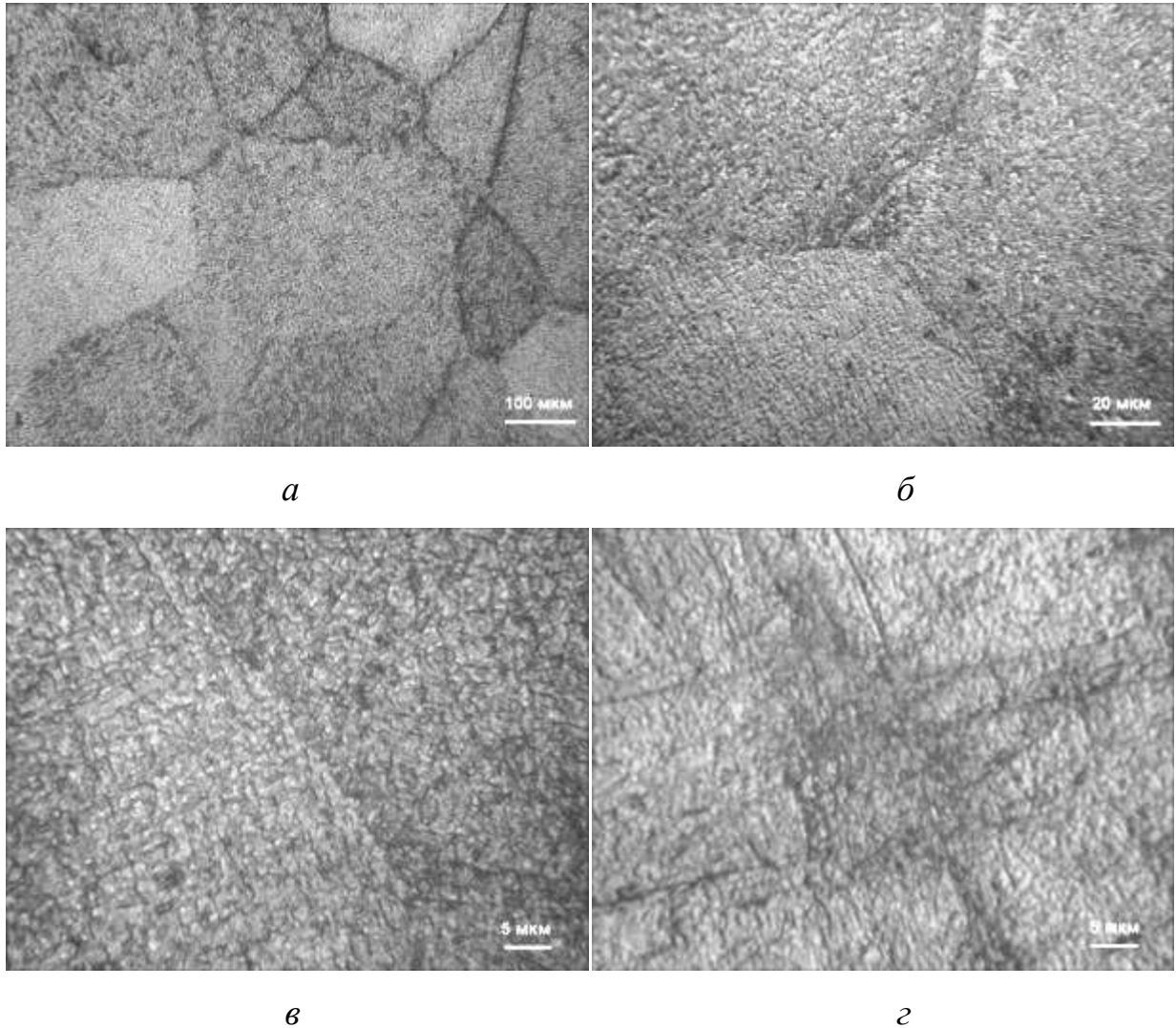


Рисунок 5.19 – Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання титанового сплаву Т120, виконаного АДЗ з ВТ1-00св (10%) у стані після зварювання

Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання титанового сплаву Т120, виконаного АДЗ з ВТ1-00св (20%) у стані після зварювання представ-

лена на рис. 5.21. На рис. 5.21, *а* показано метал ЗТВ (ліворуч) та метал шва (праворуч).

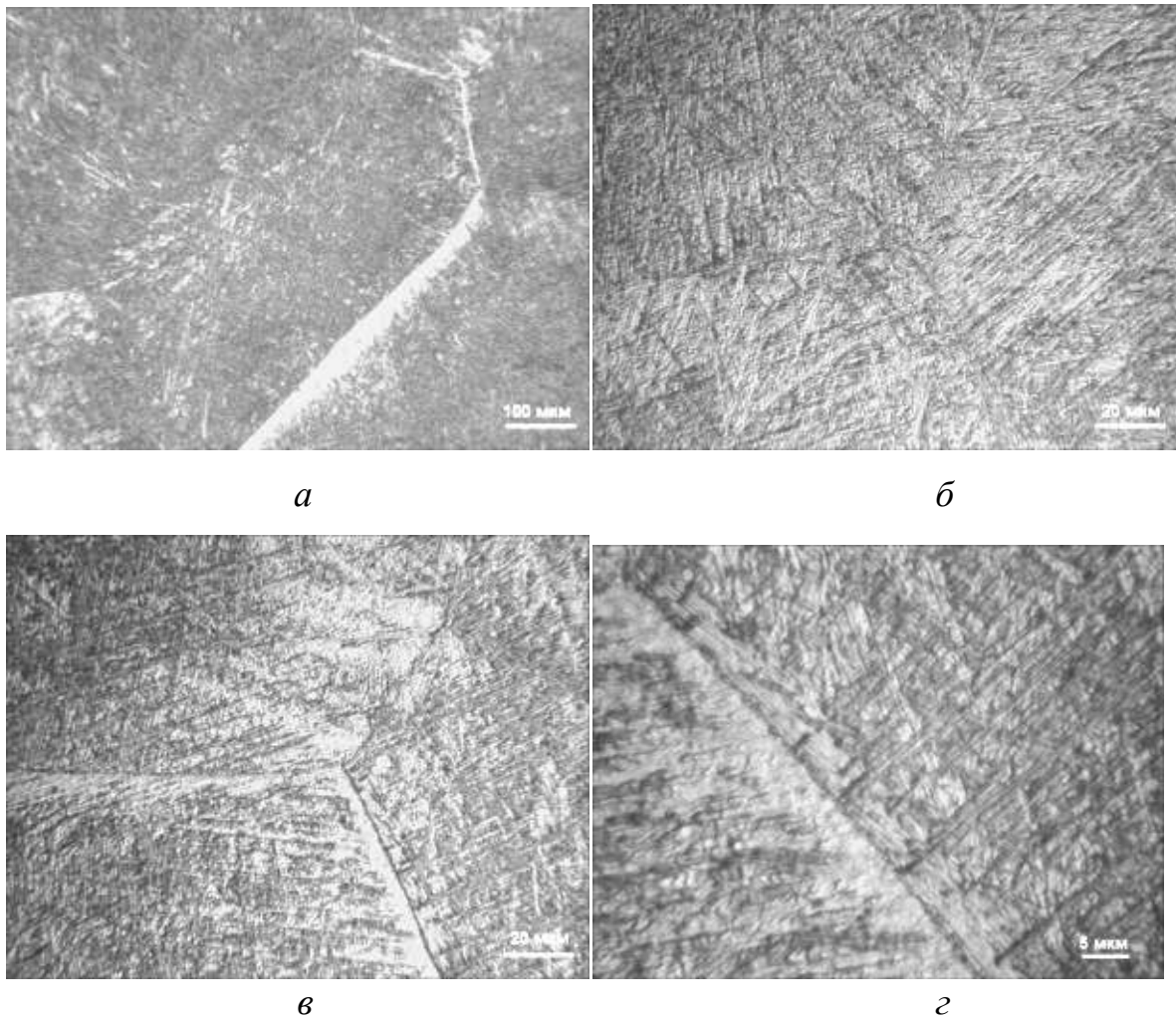


Рисунок 5.20 – Мікроструктура металу шва зварного з'єднання титанового сплаву Т120, виконаного АДЗ з ВТ1-00св (20%) у стані після зварювання

Різний ступінь легуваності металу ЗТВ і металу шва призводить до меншого виділення в металі шва метастабільної β -фази. Більшість рівноосних поліедричних β -зерен у ЗТВ характеризується наявністю субструктури, що свідчить про значні зварювальні деформації в металі ЗТВ після зварювання. У металі шва субструктури немає. У зернах металу ЗТВ у процесі охолодження після зварювання відбувається виділення α' -мартенситу (рис. 5.21, *б*), тонкі голки якого утворюються як у тілі зерна, так і на границях та субграницях (рис. 5.21, *б*). Інтенсивність виділення мартенситної фази може відрізнятися як в окремих β -зернах, так і у різних ділянках одного й того ж зерна

(рис. 5.21, в). Товщина голок мартенситної фази становить близько 0,3 мкм, довжина – близько 3...6 мкм (рис. 5.21, г).

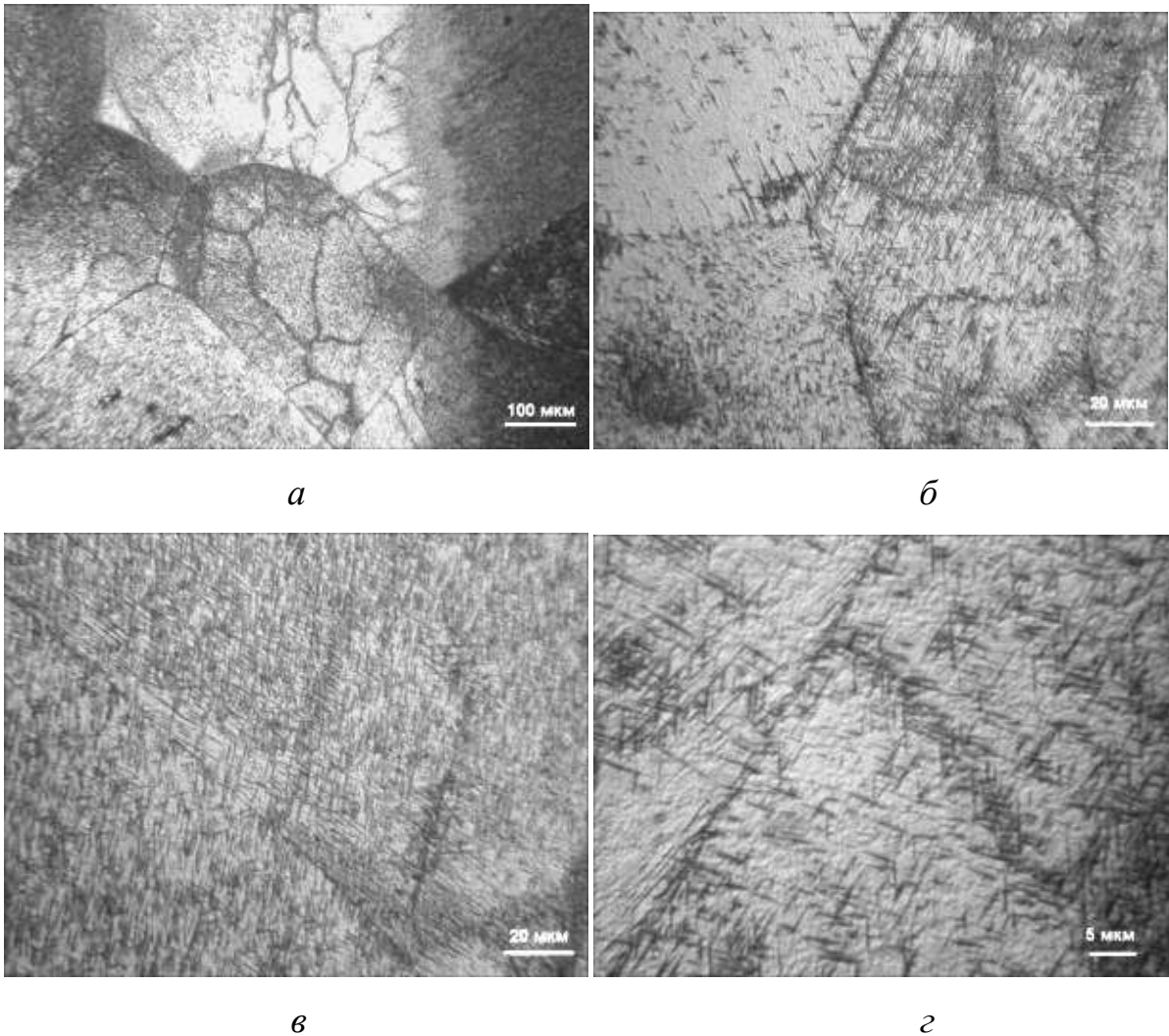


Рисунок 5.21 – Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання титанового сплаву Т120 , виконаного АДЗ з ВТ1-00св (25%) у стані після зварювання

Таким чином, навіть при значному вмісті присадного металу ВТ1-00св у металі шва титанового сплаву Т120 відбувається виділення метастабільних фаз α' - і β -фаз. Однак слід відзначити значно менший вміст метастабільної β -фази в металі шва цього з'єднання порівняно з іншими варіантами АДЗ.

Таким чином, кількість присадного металу впливає на кількість β -фази в металі шва (Таблиця 5.10.).

Дослідження механічних властивостей зварних з'єднань складнолегованого титанового сплаву Т120, виконаних АДЗ вольфрамовим електродом, показало, що міцність зварних з'єднань сплаву Т120, виконаних без застосування флюсу та присадного металу, знаходиться на рівні основного металу (табл. 5.11).

Таблиця 5.10 - Кількість β -фазі в ОМ і металі шва зварних з'єднань титанового сплаву Т120 , виконаних АДЗ

Режим №	Тип зразка, швидкість зварювання,	Кількість β -фазі, %
1	Основний метал	45,6
4	АДЗ ВТ1-00св (10 %) , 10 м/Г	44
5	АДЗ ВТ1-00св (25%) , 10 м/Г	41

Додавання менш легovanого присадного металу ВТ1-00св до металу шва призводить до монотонного зниження міцності з'єднань. Так міцність зварних з'єднань сплаву Т120, виконаних із застосуванням присадного дроту ВТ1-00св у кількості 10% у стані після зварювання становить 96% від міцності сплаву Т120. Міцність з'єднань сплаву Т120, виконаних із застосуванням присадного дроту ВТ1-00св у кількості 25% у стані після зварювання становить 87%. Збільшення кількості присадного металу ВТ1-00св у шві з 10 до 20% не призводить до збільшення ударної в'язкості. Найбільша ударна в'язкість відзначається у з'єднань, виконаних із застосуванням присадного дроту ВТ1-00св у кількості 10% ($KCV=24$ Дж/см²). Подальше зменшення вмісту легуючих елементів в металі шва призводить до зниження значення міцності до незадовільних значень та зниження показників ударної в'язкості (рис. 5.22). Це пояснюється зростанням розмірів структурних елементів у металі шва внаслідок зменшення вмісту легуючих елементів у металі шва та впливу термічного циклу зварювання.

Таблиця 5. 11 .Механічні властивості зварних з'єднань складнолегованого сплаву Т120, виконаних АДЗ у стані після зварювання

№ ре- жиму	Тип зразка,	σ_B , МПа	σ_{02} , МПа	δ_s , %	ψ , %	KCV, Дж/см ²
1	Без присадки, Vзв=10м/год,	1157	1076,9	-	-	17,6
2	АДЗ по шару флюсу, Vзв=16м/ч	1162	1069	-	-	4,6
3	АДЗ по шару флюсу, Vзв=10м/ч,	1075	985	15,3	31,0	4,9
4	Присадка ВТ1-00св, 10%, Vзв=8 м/год,	1110	1047	-	-	24,2
5	Присадка ВТ1-00св, 25%, Vзв=8 м/год,	1006	937,8	4,0	14,0	14,1

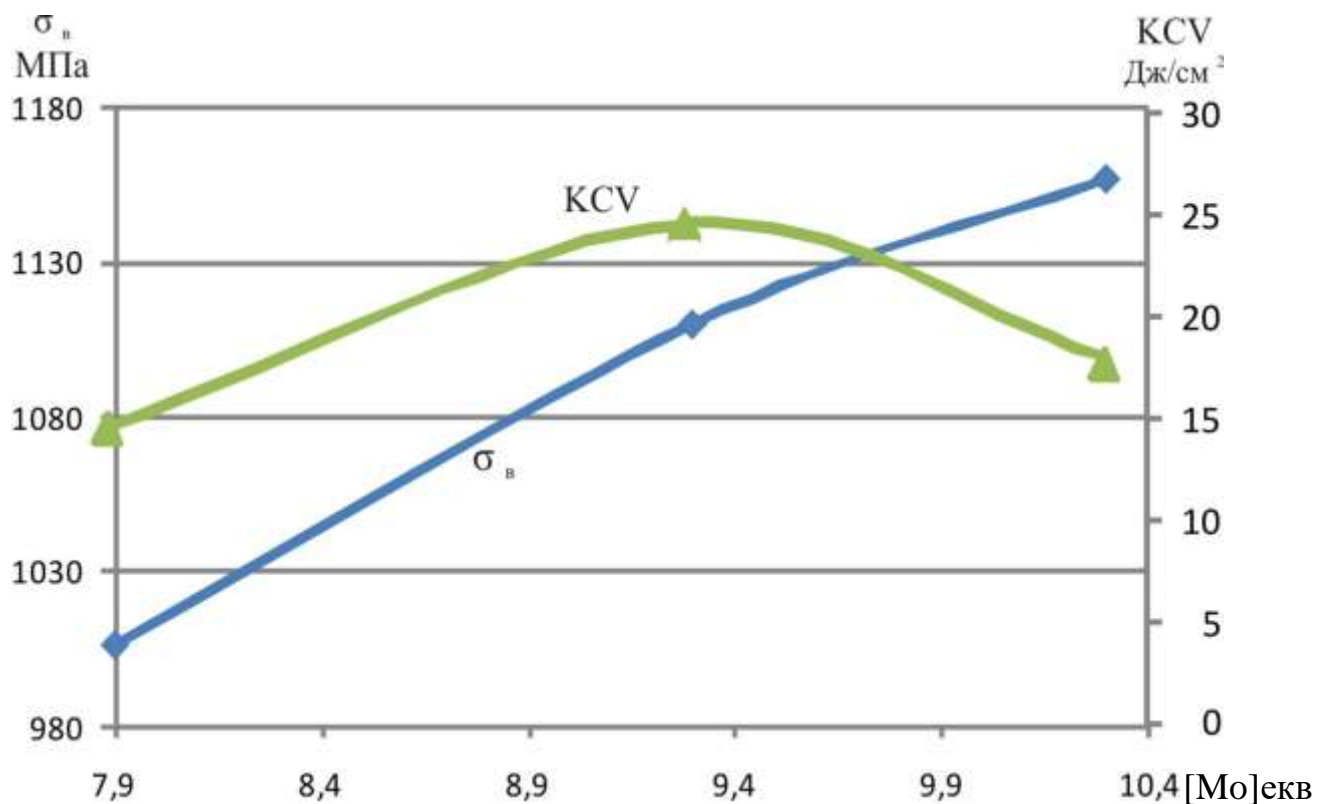


Рисунок 5.22 – Механічні властивості зварних з'єднань АДЗ ($\alpha+\beta$)-сплаву Т120, виконаних з додаванням присадного дроту ВТ1-00св

Вивчення механічних властивостей зварних з'єднань складнолегованого сплаву Т120, виконаних АДЗ вольфрамовим електродом по шару флюсу зі швидкостями зварювання 16 м/год і 10 м/ч дозволило зробити висновок, що

більш високі значення міцності, при рівних значеннях показників ударної в'язкості в стані після зварювання (див. табл. 5.12) мають з'єднання, виконані на режимі №3 з меншою швидкістю зварювання (10 м/год) та більшою погонною енергією (рис. 5.23). Це пояснюється утворенням у металі шва та ЗТВ меншої кількості метастабільних фаз. Слід зазначити, що зварні з'єднання складнолегованого сплаву Т120 виконаних АДЗ вольфрамовим електродом по шару флюсу в стані після зварювання мають найбільшу міцність, показники міцності з'єднань виконаних на режимі №1 знаходиться на рівні основного металу ($\sigma_B=1157$ МПа). Проте – показники ударної в'язкості зразків з гострим надрізом зварних з'єднань, виконаних за режимами №3 та №2 у стані після зварювання знаходиться на незадовільному рівні ($KCV = 5$ Дж/см²).

Таким чином, для зварювання титанового ($\alpha+\beta$)-сплаву Т120 доцільно застосовувати режими зварювання з погонною енергією 800...950 кДж/м.

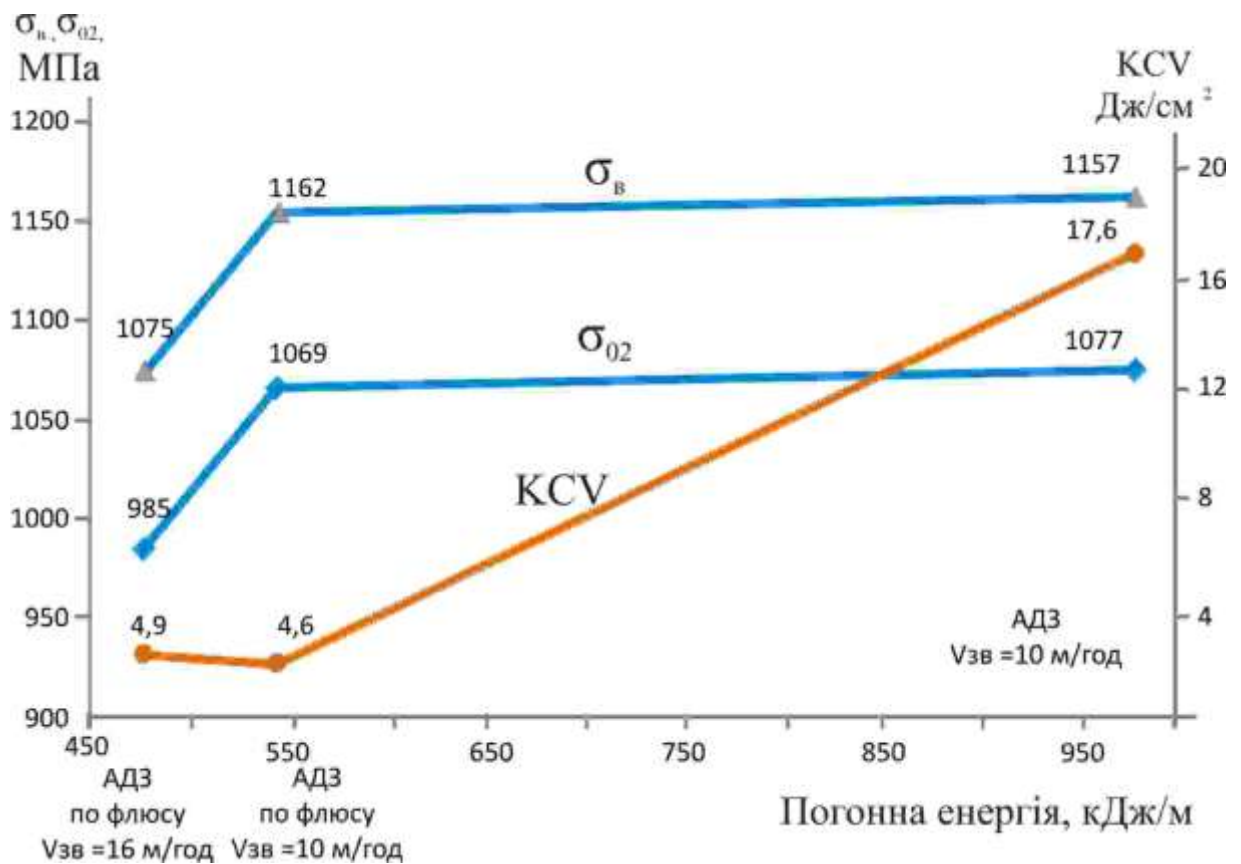


Рисунок 5.23 Механічні властивості зварних з'єднань АДЗ ($\alpha+\beta$)-сплаву Т120

Таким чином, виконувати з'єднання АДЗ складнолегованого титанового сплаву Т120 доцільно із застосуванням присадного дроту ВТ1-00св на режимах зварювання, що забезпечують вміст металу присадного дроту в металі шва на рівні не більше 10% . Це забезпечує формування у шві та ЗТВ, меншої кількості, метастабільних фаз у результаті впливу термічного циклу зварювання та високі механічні властивості у стані після зварювання.

Для зварювання титанового ($\alpha+\beta$)-сплаву Т120 доцільно застосовувати режими зварювання з погонною енергією 800...950 кДж/м.

Зварні з'єднання сплаву Т120, виконані АДЗ за всіма вивченими режимами, після зварювання доцільно піддавати подальшій термічній обробці для розпаду метастабільних α' - і β -фаз і стабілізації структури. Якщо немає можливості виконати термічну обробку найкращий комплекс властивостей після зварювання мають з'єднання, виконані АДЗ із застосуванням присадного дроту ВТ1-00св на режимах зварювання, що забезпечують вміст її в металі шва на рівні не більше 10%, та застосовувати режими зварювання з збільшеними значеннями погонної енергії зварювання.

5.4 Підвищення механічних показників зварних з'єднань за рахунок пічної термічної обробки

Термічну обробку зварних з'єднань титанових сплавів проводять з метою зняття внутрішніх напруг, отримання оптимальних фізико-механічних властивостей та стабільної структури не схильної до зміни фазового складу та властивостей при тривалому нагріванні при робочих температурах [308, 309]. Зварні з'єднання всіх титанових сплавів можуть піддаватися відпалу, крім того з'єднання двофазних ($\alpha+\beta$)-сплавів можуть піддаватися відпалу і загартування з наступним старінням [310]. Відпал зварних з'єднань застосовується для всіх типів титанових сплавів, його проводять для зняття внутрішніх напруг, що утворилися в результаті впливу термічного циклу зварювання, а також для стабілізації структури зварного з'єднання з метою отримання оптимальних властивостей у відпаленому стані та збереження їх незмінними

після тривалого нагрівання при робочих температурах [311, 312]. Загартування і старіння застосовують з метою підвищення міцності зварного з'єднання. В деяких випадках стосовно зварних з'єднань, для підвищення міцності використовують лише старіння. Оскільки двофазні титанові сплави чутливі до швидкості охолодження, відпал таких типів сплавів можна проводити з подальшим охолодженням з піччю або виконувати відпал з регламентованою швидкістю охолодження до певної температури, подвійний відпал, або ізотермічний відпал [313].

Оскільки зварні з'єднання складнолегованого титанового сплаву Т120, як було встановлено вище, необхідно піддавати термічній обробці для розпаду метастабільних структур у металі шва і ЗТВ та стабілізації структури, вивчався вплив декількох видів післязварювальної термообробки на структуру та механічні характеристики зварних з'єднань сплаву Т120.

З цією метою досліджувався вплив відпалу, загартування з наступним старінням, регламентованого відпалу та уповільненого охолодження з піч зі швидкістю $1^{\circ}\text{C}/\text{с}$ на структуру та властивості зварних з'єднань титанового сплаву Т120, виконані як ЕПЗ так і АДЗ у тому числі із застосуванням присадкового дроту ВТ-00св. Для сплаву Т120 рекомендована температура відпалу становить 900°C [290]. Це з високим значенням $T_{\text{пп}}$ – температури поліморфного перетворення титанового сплаву Т120 що у межах $960...970^{\circ}\text{C}$ (зливки Т120 має $T_{\text{пп}} \approx 960^{\circ}\text{C}$). Режим відпалу наведено у табл. 5.14.

Крім відпалу досліджувалась можливість підвищити міцність зварних з'єднань сплаву Т120 за рахунок застосування зміцнюючої термічної обробки двох видів: режим №2 включає ступінчастий відпал при температурах 870°C , 800°C , 380°C , 550°C ; а режим №3 - нагрівання до температури 850°C , загартовування у воду з наступним старінням при температурі 550°C (табл.5.17.).

Таблиця 5.12 . Режими пічної післязварювальної термічної обробки зварних з'єднань складнолегованого титанового сплаву Т120

№ ре- жиму	Тип зміцнювальної термообробки
1	Відпал : Нагрівання до температури 900°C, витримка 1 год., охолодження з піччю.
2	Регламентований відпал : Нагрівання до 870°C, витримка 1 год., охолодження з піччю до 800°C, витримка 1 год., охолодження на повітрі; старіння при 380°C - 8 год., охолодження на повітрі, 550°C - 2 год., охолодження на повітрі
3	Загартування та старіння : Нагрівання до температури 850°C, витримка 1 год, загартування у воду, старіння при 550°C, витримка 4 год, охолодження на повітрі

Мікроструктура основного металу зварного з'єднання титанового сплаву Т120, виконаного методом ЕПЗ у стані після термообробки №1 - пічного відпалу при температурі 900°C – 1 год та охолодженням з піччю представлена на рис. 5.24.

В ОМ зварного з'єднання титанового сплаву Т120, виконаного методом ЕПЗ у стані після подальшого пічного відпалу при температурі 900°C – 1 год., складається з рівноосних зерен розміром 200...400мкм (рис. 5.24, в).

Внутрішньозеренна структура в глибинній зоні представлена α -колоніями з товщиною пластин 1...2 мкм і довжиною 20...30мкм і структурою кошикового плетіння (рис. 5.24, а, б і в). Поверхневий шар ОМ складається з рівноосних зерен розміром 100...250 мкм у діаметрі з великою часткою рекристалізованої α -фази в структурі (рис. 5.24, з), товщина частинок рекристалізованої α -фази становить 2...4 мкм. У проміжках між α -частинками в поверхневій зоні розташовується β -фаза з дисперсними виділеннями α -фази. Ймовірно, великий ступінь деформації поверхневого шару ОМ при прокатуванні в поєднанні з високою температурою нагрівання при відпалі забезпечи-

ли тут не тільки утворення більш дрібних β -зерен, але і рекристалізації α -фази.

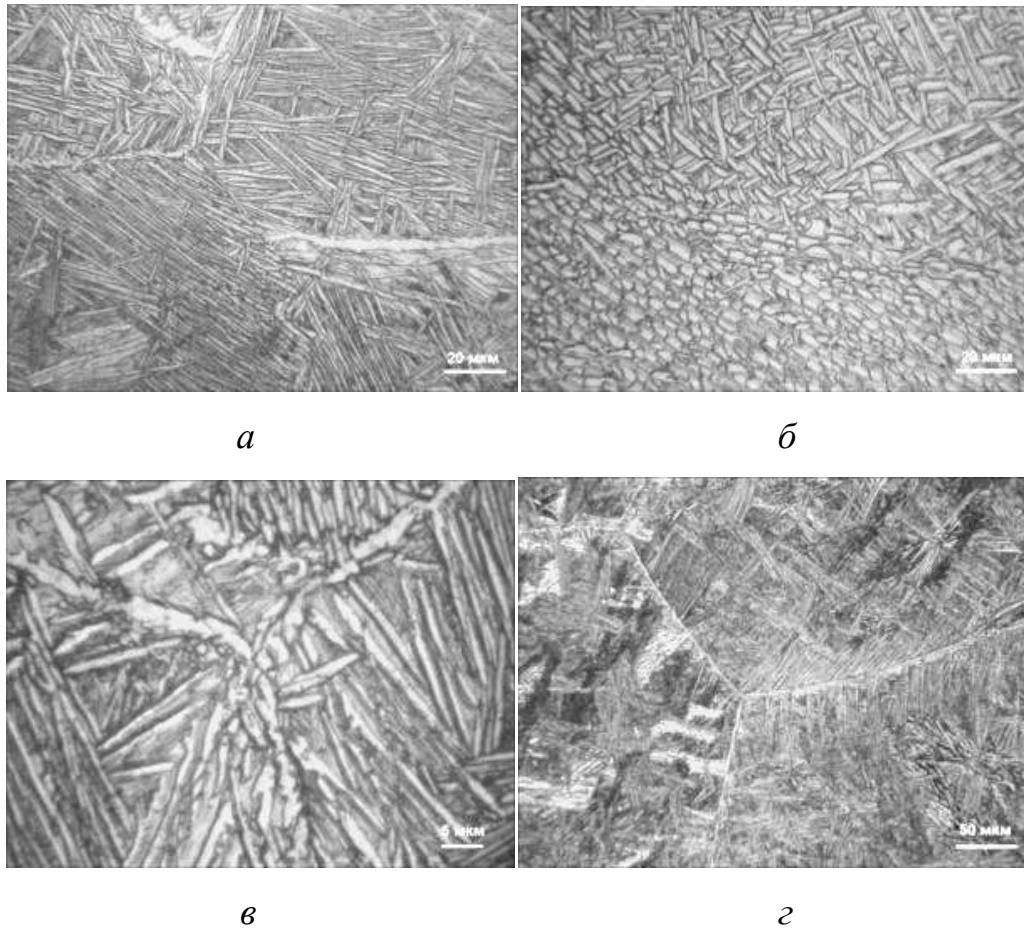


Рисунок 5.24 – Мікроструктура основного металу зварного з'єднання титанового сплаву Т120 , виконаного ЕПЗ, в стані після відпалу 900°С, 1 год.

Мікроструктура металу шва зварного з'єднання титанового сплаву Т120, виконаного методом ЕПЗ в стані після наступного пічного відпалу при температурі 900°С, 1 година складається з рівноосних β -зерен по всій глибині шва (рис. 5.25, б) з α -вершкою по межах товщиною близько 3мкм. Внутрішньозеренну структуру становить рекристалізована α -фаза товщиною 2...4мкм на фоні β -матриці з виділеннями дисперсної α -фази (рис. 5.25, г).

Метал ЗТВ цього з'єднання складається з рівноосних зерен різної величини. На рис. 5.26, а видно ЗТВ зварного з'єднання титанового сплаву Т120, виконаного методом ЕПЗ в стані після подальшого пічного відпалу при тем-

пературі 900°C, 1 година, ширина якої становить близько 500...550 мкм, праворуч розташований темний ОМ, ліворуч за видимою лінією сплавлення - шов. У ділянці ЗТВ розташовані зерна розміром 100...200 мкм, в ділянці ЗТВ, що прилягає до ОМ, розмір зерна досягає 200...400 мкм. В об'ємі зерен ЗТВ зустрічаються ділянки як з рекристалізованою, так і з коагульованою пластичною α -фазою (рис. 5.26, а), товщина α -часток становить 2...3 мкм, товщина α -острочки – до 4 мкм (рис. 5.26, б).

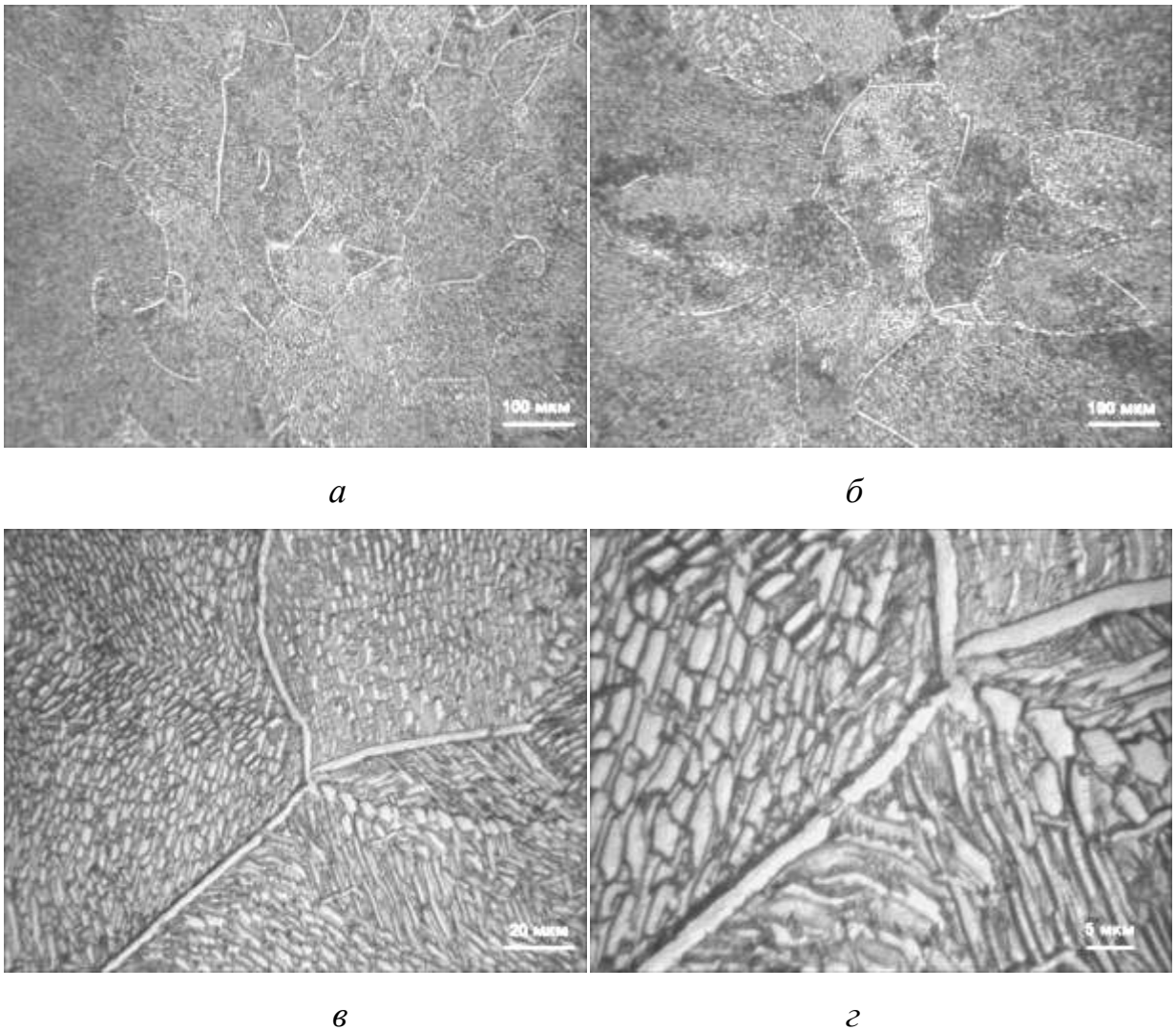


Рисунок 5.25 – Мікроструктура металу шва зварного з'єднання титанового сплаву Т120, виконаного ЕПЗ, в стані після відпалу 900°C, 1 год.

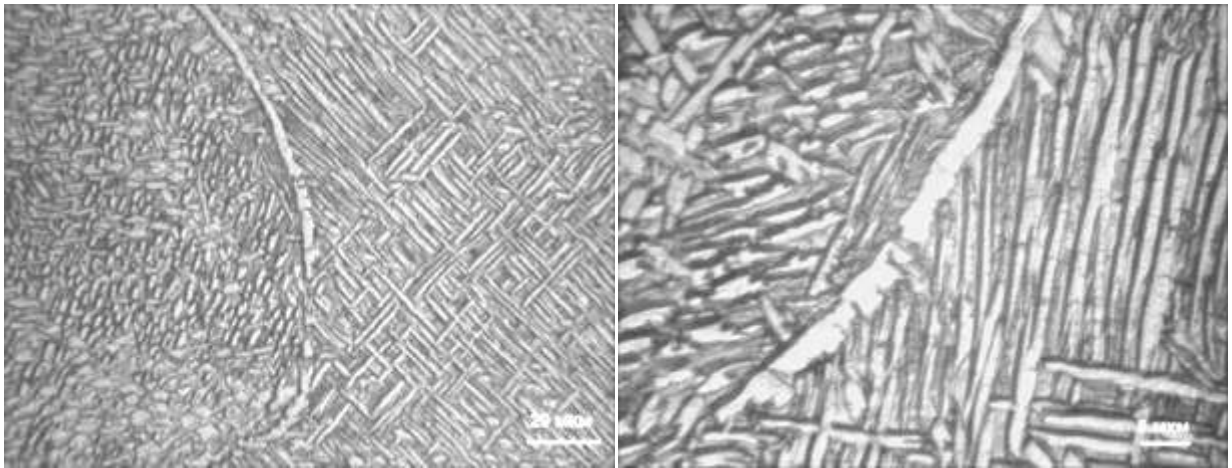
*a**б*

Рисунок 5.26 – Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання титанового сплаву Т120 , виконаного ЕПЗ, у стані після відпалу 900°С, 1 год.

Мікроструктура металу шва зварного з'єднання Т120 , виконаного АДЗ без присадного дроту в стані після відпалу 900°С показана на рис. 5.27. У більшості зерен металу шва сплаву Т120, виконаного АДЗ без присадного дроту в стані після відпалу 900° С спостерігається рівномірна стабільна однорідна $\alpha + \beta$ структура (рис. 5.27, *a*). В окремих зернах металу шва має місце структурна неоднорідність (рис. 5.27, *б*). На рис. 5.27, *в*, можна відзначити, що структурна неоднорідність пов'язана з різною товщиною пластин α - фази. Якщо більшості зерен металу шва товщина коагульованих α - пластин становить 1,5...3мкм (рис. 5.27, *р*), то ділянках зерен металу шва зі структурною неоднорідністю товщина пластин становить 1...1,5мкм. У проміжках між α - пластинами розташовується дисперсна суміш вторинної α - фази та β - фази.

Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання сплаву Т120 , виконаного АДЗ наскрізним проплавленням без дроту присадки в стані після відпалу 900°С, показана на рис. 5.28, *a*. Необхідно відзначити, що мікроструктура металу ЗТВ ідентична переважній мікроструктурі металу шва з коагульованою α -фазою (рис. 5.28, *б*).

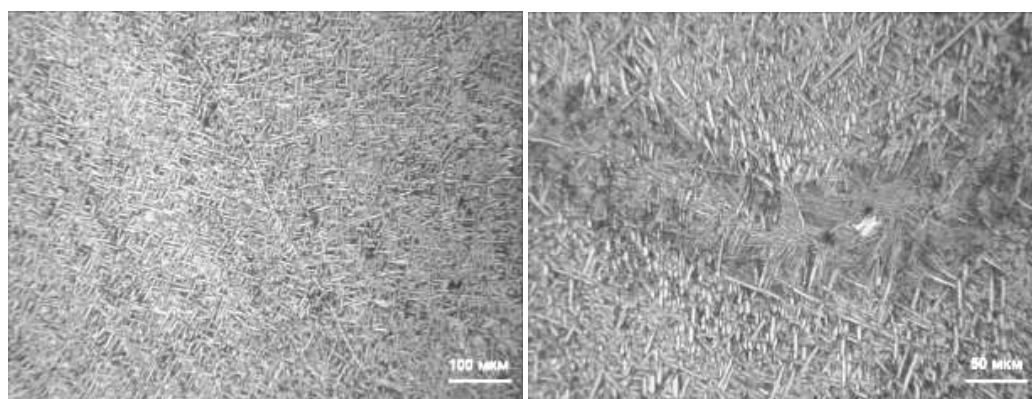
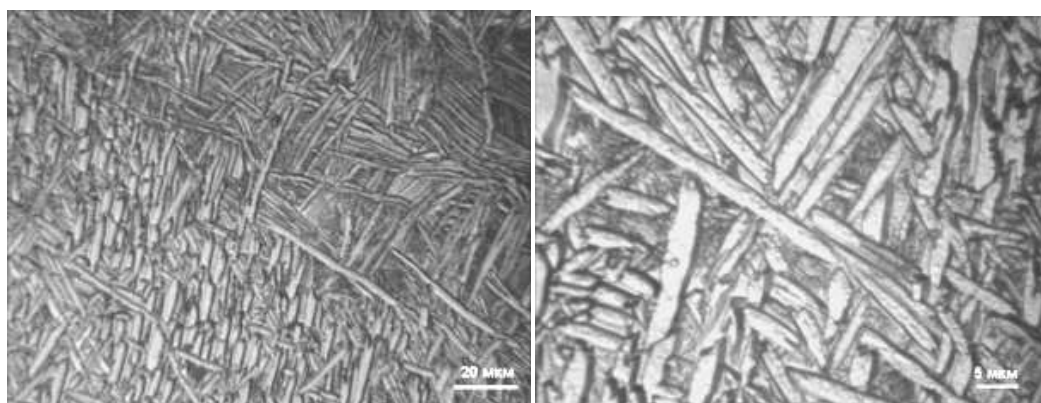
*a**б**в**г*

Рисунок 5.27 – Мікроструктура металу шва зварного з'єднання титанового сплаву Т120, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням без присадки в стані після відпалу 900°C , 1 год.

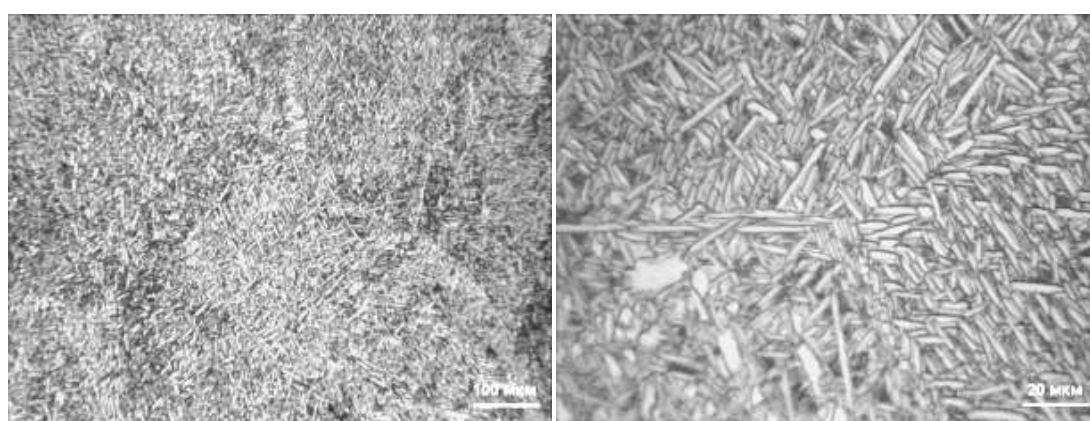
*a**б*

Рисунок 5.28 – Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання титанового сплаву Т120, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням без присадки в стані після відпалу 900°C , 1 год.

Мікроструктура металу шва зварного з'єднання титанового сплаву Т120, виконаного вольфрамовим електродом по шару флюсу зі швидкістю зварювання 16 м/год (режим №2 см.табл.5.6), у стані після відпалу 900°C протягом 1 години, з подальшим охолодженням піччю наведено на рис. 5.29. Як видно з рисунків метастабільні β - та α' -фази, зафіксовані після зварювання, в результаті відпалу розпалися з утворенням двофазної ($\alpha+\beta$)-структури (рис. 5.29, а , рис. 5.29, б). При цьому як пригранична, так і розташована в центрі зерен α' -фаза має товщину 1 ... 2мкм, довжина - до 30 мкм (рис. 5.29, г).

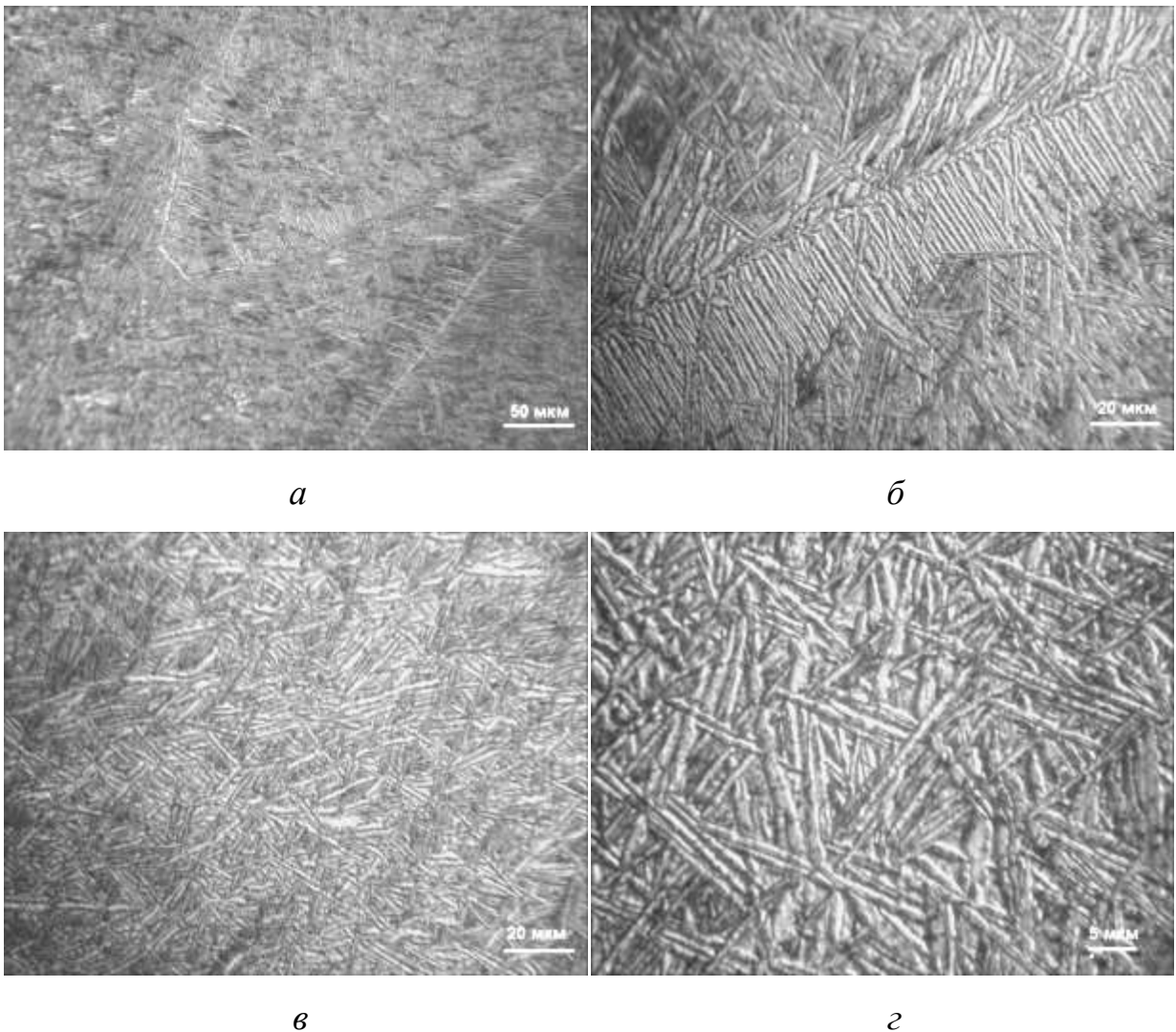


Рисунок 5.29 – Мікроструктура металу шва зварного з'єднання титанового Т120, виконаного АДЗ вольфрамовим електродом за шаром флюсу ($v_{зв}=16$ м/год), у стані після відпалу 900°C, 1 год

Аналогічна двофазна структура утворилася після відпалу і ЗТВ. На рис. 5.30, *а*, показаній приграничній ділянці зерна. На рис. 5.30, *б* і рис. 5.30, *в* показані центральні ділянки зерна. Крім того в металі ЗТВ фіксується β -фаза, що не розпалася (рис.5.30, *д*). Параметри структурних елементів у металі ЗТВ подібні до таких у металі шва. Ділянки фази, що не розпалася β - (рис. 5.30, *г*) після відпалу зустрічаються не тільки в ЗТВ, але і в інших ділянках зварного з'єднання. Відпал при температурі 900°C викликає появу на межах β -зерен α -оторочки товщиною до 3 мкм в основному металі в шві, і в металі ЗТВ.

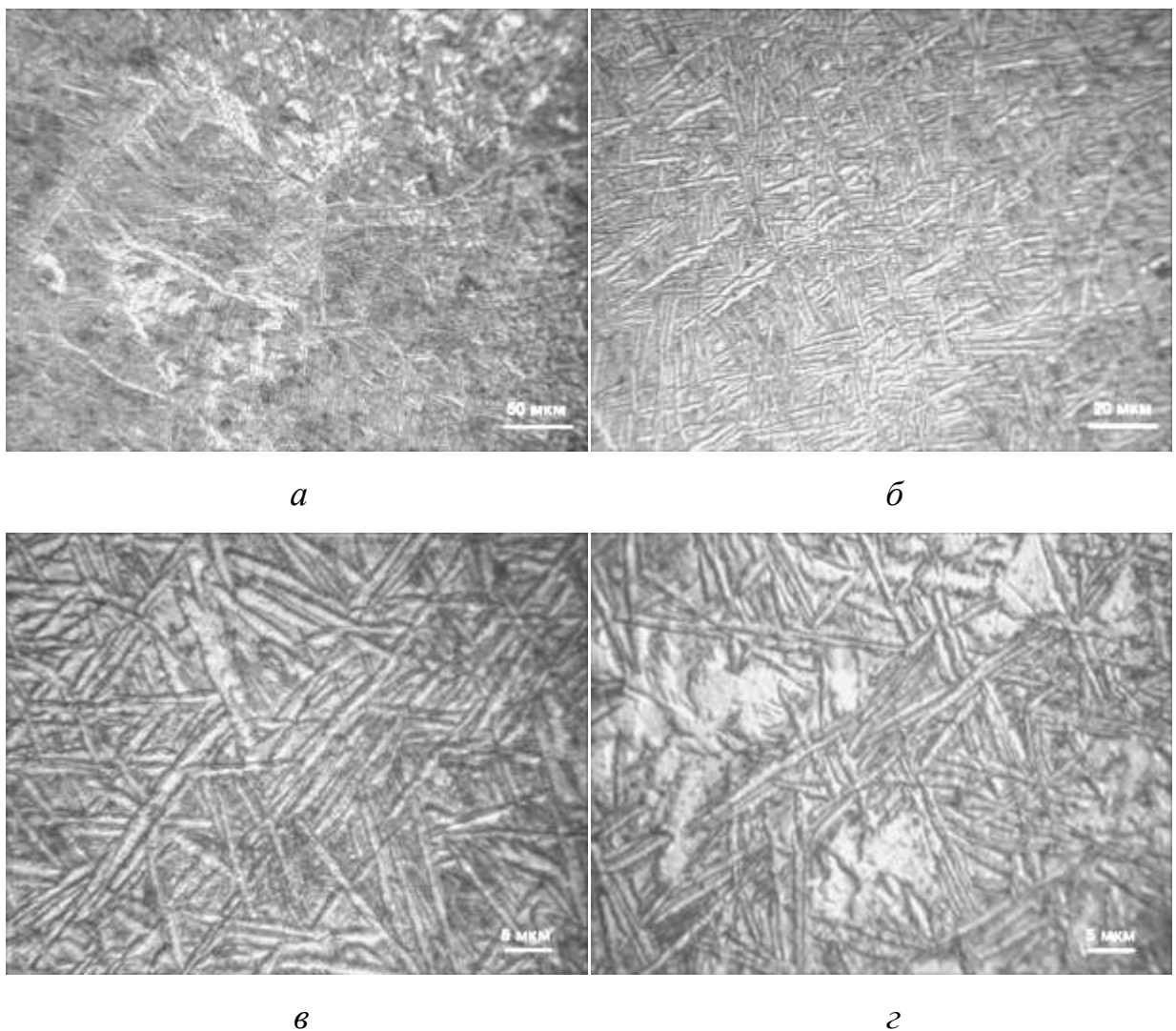


Рисунок 5.30 – Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання складнолегованого титанового Т120, виконаного АДЗ вольфрамовим електродом за шаром флюсу ($V_{зв.} = 16$ м/год), у стані після відпалу 900°C , 1 год

Таким чином, в результаті відпалу при температурі 900°C протягом 1 години в зварних з'єднаннях титанового сплаву Т120 вирівнялися структура і фазовий склад у різних ділянках зварного з'єднання: в основному металі, металі шва і метал ЗТВ і метал всіх цих структурних елементів має двофазну ($\alpha+\beta$)-структуру.

Мікроструктура металу шва зварного з'єднання титанового сплаву Т120, виконаного вольфрамовим електродом по шару флюсу зі швидкістю зварювання 10 м/год (режим №2 см.табл.5.8), в стані після 900°C протягом 1 години, з наступним охолодженням з піччю представлена на рис. 5.31.

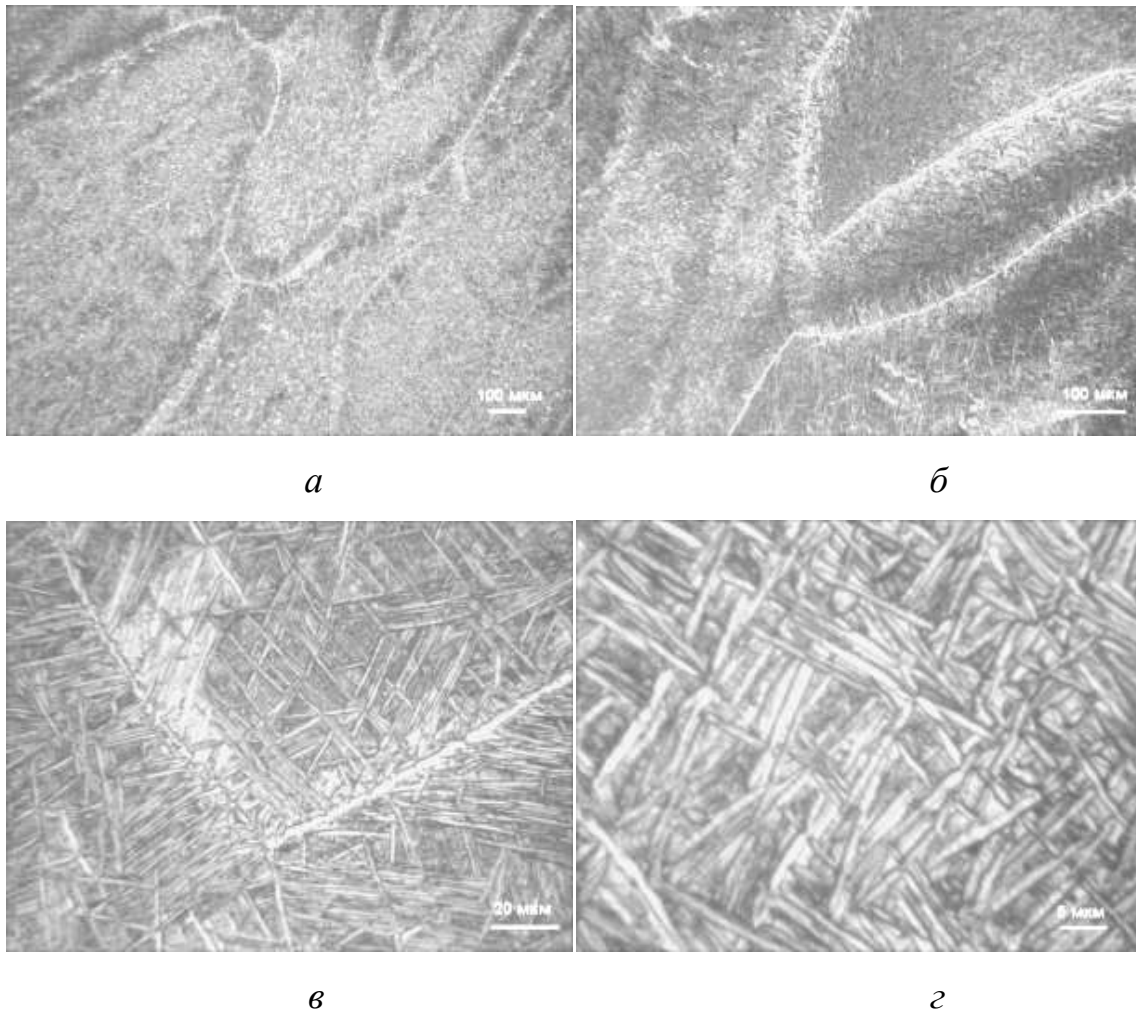


Рисунок 5.31 – Мікроструктура металу шва зварного з'єднання складнолегованого титанового Т120, виконаного АДЗ вольфрамовим електродом по шару флюсу ($V_{зв}=10$ м/год), в стані після 900°C, 1 год.

Цей режим зварювання характеризується збільшеною погонною енергією в порівнянні з режимом зварювання №1 зі швидкістю зварювання 16 м/год. Метал шва складається переважно з витягнутих у напрямку тепловідведення β -зерен (рис. 5.31, *а* та рис. 5.31, *б*), поблизу середини шва формуються рівноосні зерна. Внутрішньозеренна структура в метал шва – двофазна $\alpha+\beta$ -структура. За границями β -зерен спостерігається α -облямівка завтовшки 2...4 мкм. Пластини α -фази в обсязі зерна утворюють структуру кошикового плетіння (рис. 5.31, та рис 5.31, *з*). Довжина пластин становить 5...15 мкм, товщина становить 1...1,5 мкм. У проміжках між α -пластинами знаходяться дисперсні частинки α - и β -фаз, що утворилися при розпаді метастабільних фаз при відпалі. Найбільші α -пластини утворюються вздовж границь зерен, тут їх довжина досягає 20...25 мкм при товщині 1...1,5 мкм, часто приграничні α -пластини паралельні один одному (рис. 5.31, *в*).

Метал ЗТВ зварного з'єднання сплаву Т120, виконаного вольфрамовим електродом по шару флюсу з малою швидкістю зварювання 10 м/год (режим №2 см.табл.5.6), складається з рівноосних поліедричних зерен з двофазною ($\alpha+\beta$)-внутрішньозеренною структурою (рис. 5.32, *а*).

Внутрішньозеренна структура в металі ЗТВ - переважно кошикового плетіння (рис. 5.32, *б* і рис. 5.32, *з*), довжина α -пластин становить 5...25 мкм, товщина - 1...1,5 мкм. У деяких зернах металу ЗТВ спостерігаються частки α -фази, близькі до глобулярної форми (рис.5.32, *в*). Між α -пластинами розташовуються дисперсні частинки α - та β -фаз . У деяких зернах зустрічаються ділянки β -фази , що не розпалася (рис. 5.34, *в* та рис. 5.32, *з*). Наявність ділянок фази, що не розпалася β -фази як в металі ЗТВ, так і в металі шва, ймовірно пов'язана з недостатнім часом витримки зразків у печі при післязварювальній термообробці - відпалі.

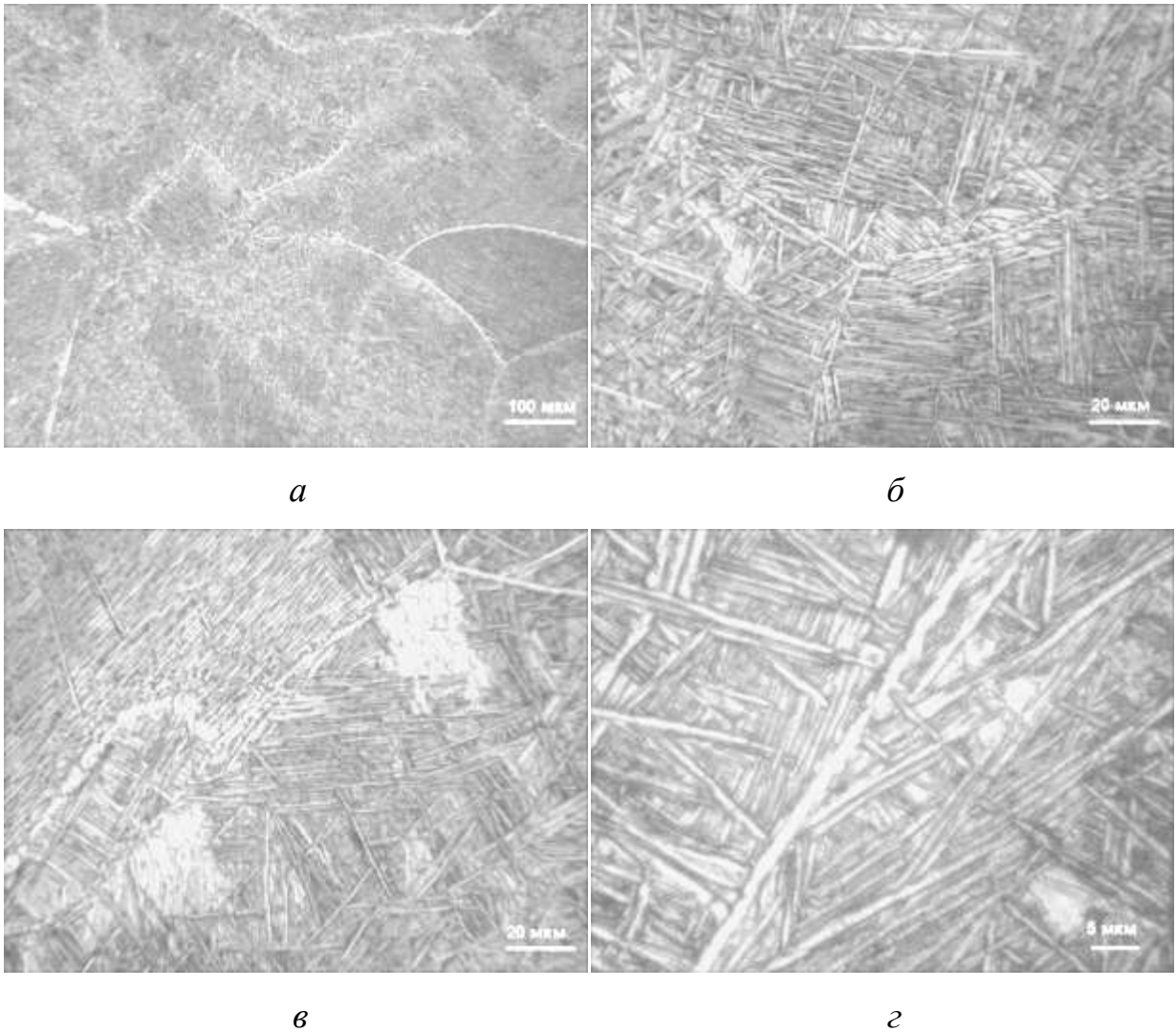


Рисунок 5.32 – Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання титанового Т120 виконаного АДЗ вольфрамовим електродом по шару флюсу ($v_{зв}=10$ м/год), в стані після відпалу 900°C , 1 год

У випадку, коли метал шва розлегується за рахунок застосування присадного дроту ВТ1-00св ділянок β -фази, що не розпалася, в металі шва не фіксується, що говорить про перевагу способів зварювання вольфрамовим електродом із застосуванням присадних матеріалів для дугового зварювання сплаву Т120. Крім того, для металу ЗТВ після відпалу при 900°C характерно так само, як і для металу шва і ОМ, наявність α оторочки по межах зерен (рис. 5.34, г) товщиною 2...4 мкм.

Мікроструктура металу шва зварного з'єднання Т120, виконаного АДЗ із застосуванням присадного дроту ВТ1-00 (10%) у стані після відпалу 900°C

1 годину показана на рис. 5.33. Після відпалу при 900°C з уповільненим охолодженням з піччю в металі шва метастабільні α' - і β -фази, зафіксовані після зварювання, розпадаються з утворенням рівноважної ($\alpha+\beta$)-структури. При цьому в зернах металу шва зварного з'єднання Т120, виконаного АДЗ із застосуванням присадного дроту ВТ1-00 (10%) в стані після відпалу 900°C формуються пластини первинної α -фази товщиною 1...3мкм (див. рис.5.33, а та рис. 5.33, б). Відбувається також частковий розпад β -матриці з виділенням дуже дисперсних частинок вторинної α -фази (див. рис. 5.33,в,г).

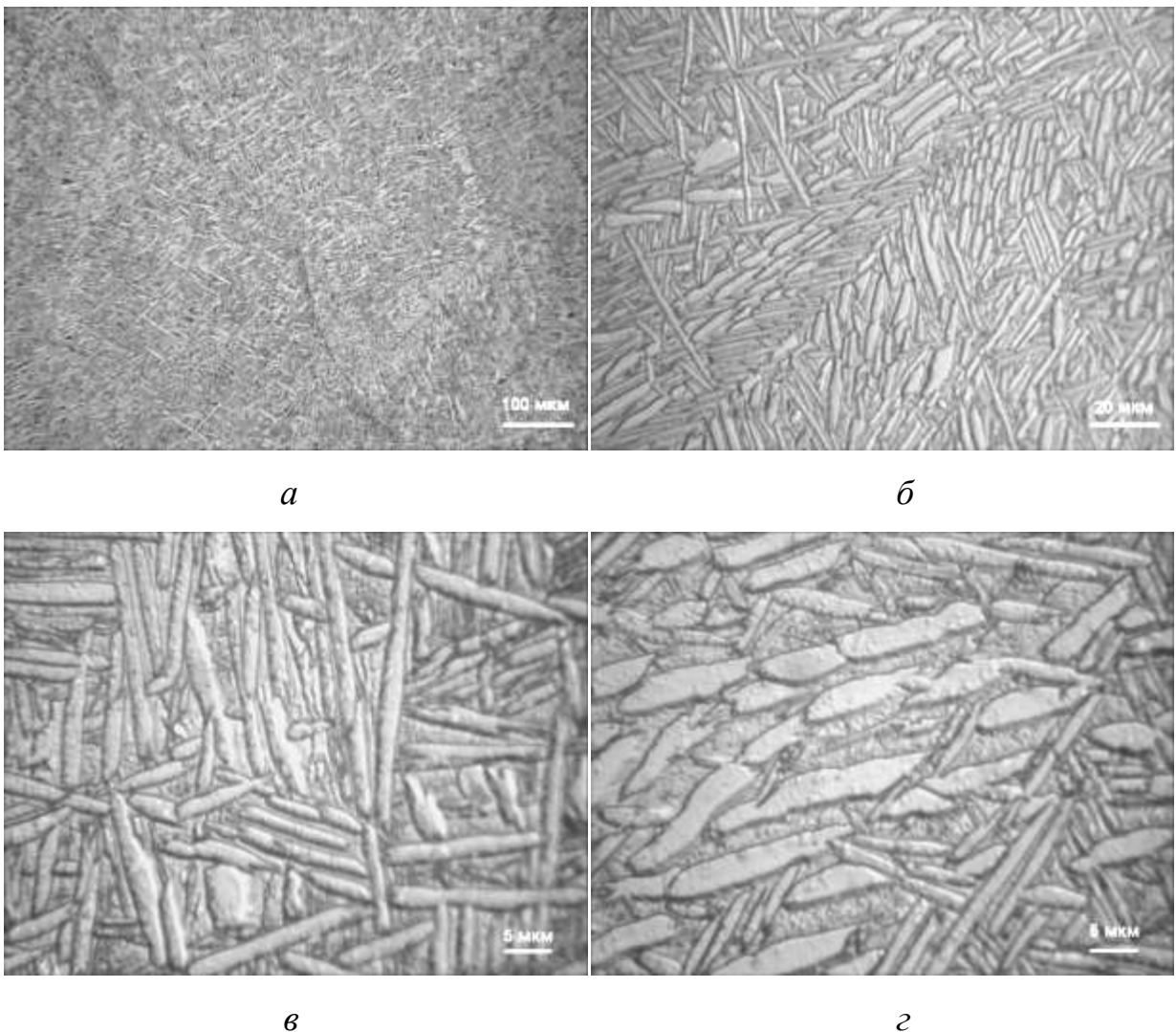


Рисунок 5.33 – Мікроструктура металу шва зварного з'єднання складнолегованого титанового сплаву Т120, виконаного АДЗ з ВТ1-00св (10%) у стані після відпалу 900° С , 1 год

Незважаючи на деяку відмінність у хімічному складі металу ЗТВ та шва в обох ділянках після відпалу сформувалася схожа мікроструктура. Єдиною відмінністю структури металу ЗТВ від структури металу шва є більш інтенсивний розпад β -твердого розчину в проміжках між α -пластинами з виділенням дисперсних частинок α -фази (рис. 5.33, *а* і 5.33, *б*).

Фрактографічні дослідження зламів ударних зразків з гострим надрізом (Шарпі) МИ50 виготовлених із зварних з'єднань складнолегованого титанового сплаву Т120, виконаних ЕПЗ і підданих пічної ТО за режимом: $T=900^{\circ}\text{C}$, час 1 годину, при руйнуванні тріщина поширювалася строго перпендикулярно зразку. Руйнування зразків носить змішаний характер. Злам містить 40% крихкої складової та 60% - в'язкою (рис. 5.35, *а*, *б*, *в*). Крихке руйнування відбувається за механізмом внутрішньозеренного сколу та відриву, а в'язке – внаслідок злиття мікропор. Фасетки скола розділені ділянками відриву (рис. 5.35, *б*), Відрив відбувається у тих випадках, коли пластичність матеріалу досить висока.

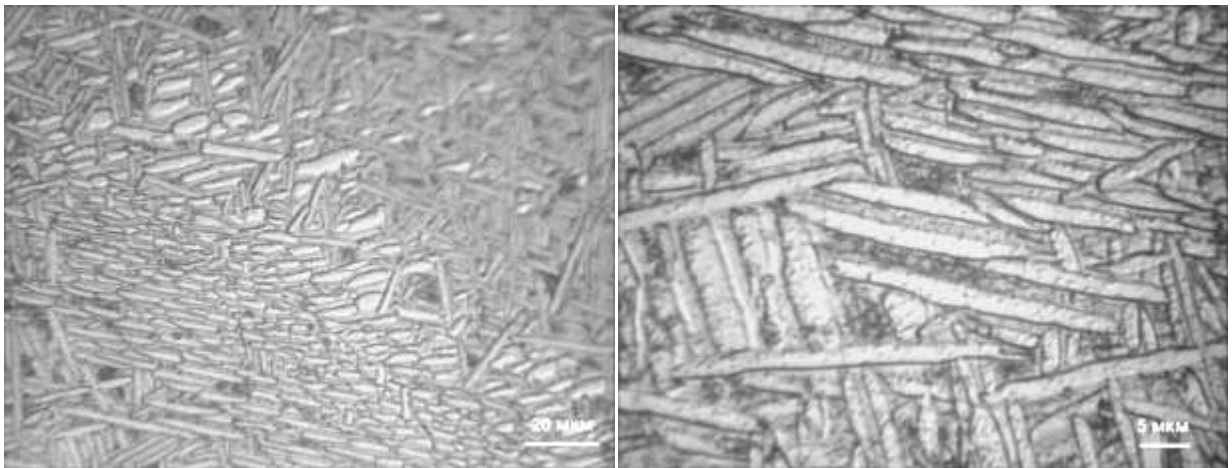
*а**б*

Рисунок 5.34 – Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання титанового сплаву Т120, виконаного АДЗ з ВТ1-00св (10%) у стані після відпалу 900°C , 1 год

Таким чином, відпал при температурі 900°C протягом 1 години призводить до практично повного розпаду зафіксованої при зварюванні метастабільної β -фази з утворенням дисперсних α - і β -частинок як у металі шва, так і в металі ЗТВ. В результаті проведеного відпалу структура металу шва і ЗТВ наблизилася до структури ОМ.

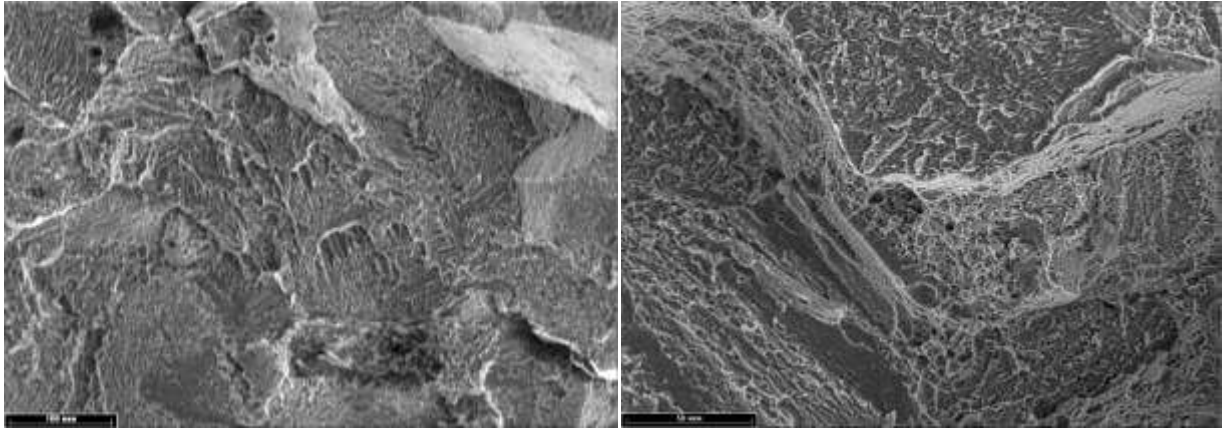
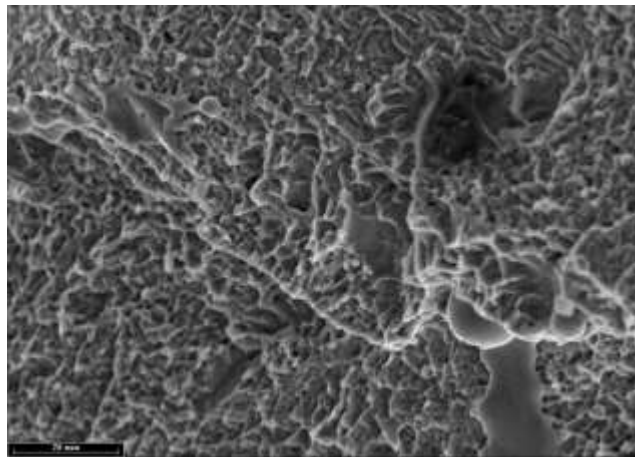
*a**б**в*

Рисунок 5.35 – Поверхня руйнування зразків зварного з'єднання складнолегованого титанового сплаву Т120, виконаного ЕПЗ, у стані після відпалу (900°C , 1 година): *a* – міжзеренне руйнування $\times 300$; *б* – внутрішньозеренне руйнування разом із відривом $\times 500$; *в* - ділянка зламу - ямковий характер $\times 1000$; *г*- ділянка зламу з вторинною тріщиною $\times 700$

Визначення кількості β -фази дозволило зробити висновок, що мінімальний рівень вмісту β -фази в ОМ і шві зварних з'єднань сплаву Т120 після термообробки становить 32...38% (табл.5.13). Кількість β -фази в ОМ після відпалу при 900°C також знижується, що дозволяє зробити висновок, про зміну співвідношення фаз в основному металі, і недостатню температуру відпалу ОМ після прокату. ЛТО зварних з'єднань сплаву Т120 не дозволяє знизити кількість β -фази в метал зварних з'єднань на стільки, наскільки це дозволяє знизити відпалювання після зварювання при 900 °С.

Таблиця 5.13 - Кількість β -фази в ОМ і металі шва зварних з'єднань титанового сплаву Т120, у стані після відпалу

Зразок №	Тип зразка, швидкість зварювання,	Кількість β -фази, %
1	Основний метал	38
2	Зварне з'єднання ЄПЗ, 7 мм/с.	37
3	АДЗ без присадки, 10 м/г	32
4	АДЗ по флюсу, 16 м/г	41
5	АДЗ по флюсу, 10 м/г	38
6	АДЗ ВТ1-00св (10%), 10 м/г	46

Таким чином, дослідження мікроструктури зварного з'єднання сплаву Т120, виконаного вольфрамовим електродом по шару флюсу з зниженою швидкістю зварювання - 10 м/год (режим №3) показало, що відпал при температурі 900°C протягом 1 години призводить до утворення однорідної внутрішньозеренної структури у всіх ділянках зварного з'єднання в результаті розпаду метастабільних фаз, зафіксованих після зварювання в металі шва та ЗТВ. При АДЗ вольфрамовим електродом з присадним дротом на режимах, що забезпечують 25% металу ВТ1-00св у металі шва, застосування післязварювального відпалу призводить до зменшення товщини пластин α -фази. Зва-

рні з'єднання сплаву Т120, виконані ЕПЗ в стані після зварювання відрізняються малим розміром структурних елементів, застосування відпалу призводить до збільшення товщини пластин α -фази (рис.5.36), це в кінцевому рахунку позитивно позначається на механічних властивостях зварних з'єднань сплаву Т120, виконаних ЕПЗ. Так при використанні даного режиму термічної обробки, товщина пластин α -фази в основному металі зростає з 0,5 мкм до 1,5 мкм.

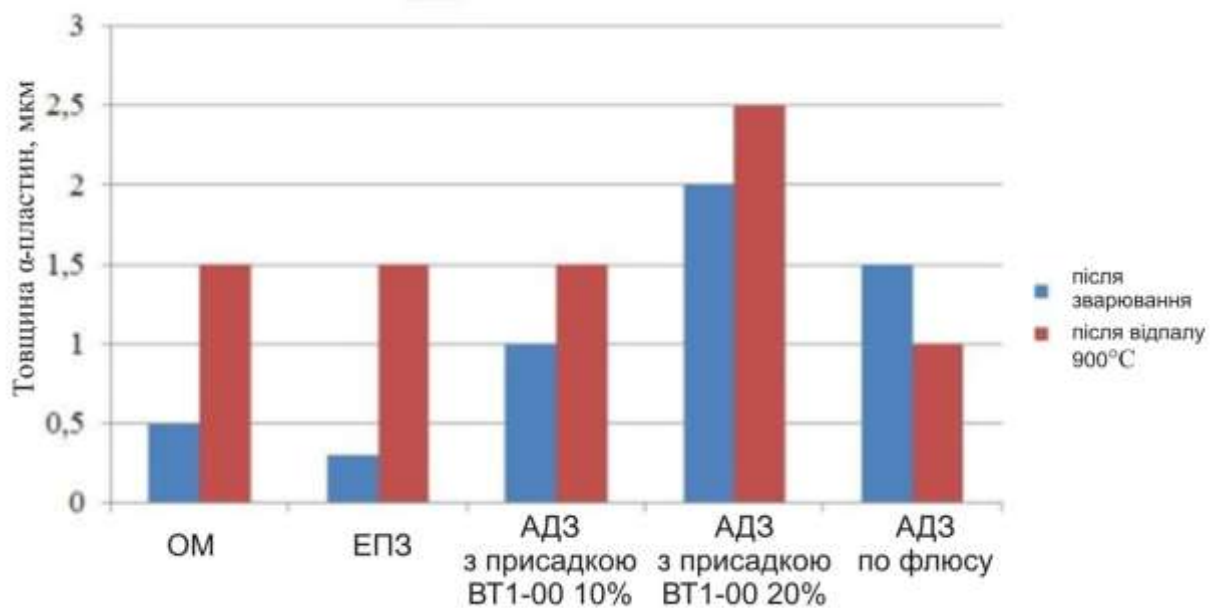


Рисунок 5. 36 – Вплив післязварювальної термообробки – відпалу 900°C – 1 год., на розмір структурних елементів у металі зварних з'єднань сплаву Т120

Структура основного металу, зварного з'єднання, виконаного ЕПЗ, з подальшою термічною обробкою за режимом №2 (див. табл. 5.12), що включає регламентований відпал і двоступінчасте старіння: нагрівання при 870°C, витримка 1 год, охолодження з піччю до 800° витримка 1 год, охолодження повітря; старіння при 380°C - 8 год, охолодження на повітрі, 550°C-2 год, охолодження на повітрі, складається з рівноосних поліедричних зерен іноді мають переривчасту α -оторочку по границях (рис. 5.37, а і рис. 5.37, б). Термообробка за режимом 2 призводить до утворення в ОМ пластинчастої α -фази різних розмірів: поряд з великими пластинами первинної α -фази (товщиною від 0,5 до 2 мкм і довжиною до 30 мкм), в структурі присутня частко-

во рекристалізована α -фаза, а також дисперсна суміш вторинних α - та β -фаз у проміжках між великими пластинами первинної α -фази (рис. 5.37, *в* і рис. 5.37, *г*). Ця структура ОМ обробленого за режимом №2 відрізняється від ОМ, термообробленого за режимом 3—загартування і старіння у якого фіксуються пластини α -фази з близькі розміру. Мікроструктура основного металу після такої термічної обробки показано на рис. 5.37.

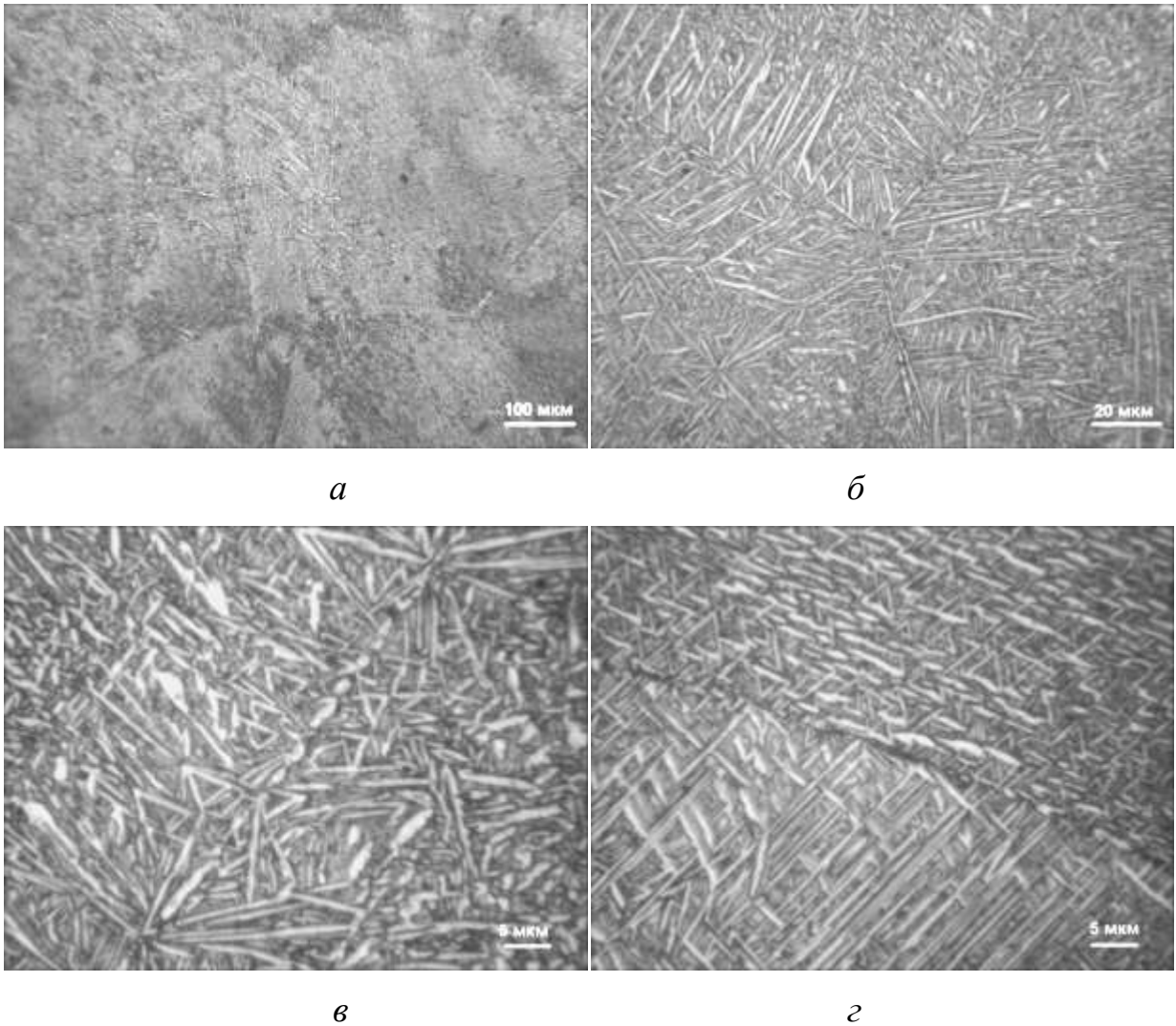


Рисунок 5.37 – Мікроструктура основного металу зварного з'єднання складнолегованого титанового сплаву Т120, виконаного ЕПЗ, у стані після пічної ТО за режимом №2

Мікроструктура металу шва зварного з'єднання титанового сплаву Т120, виконаного ЕПЗ, у стані після зміцнюючої ТО №2, показана на рис. 5.38. Мікроструктура металу шва відрізняється від ОМ більш однорідною за

розмірами і дрібнішою первинною α -фазою. Тип структури в металі шва - дрібнопластинчаста кошикового плетіння і частково рекристалізована первинна α -фаза (рис. 5.38, б); дрібнодисперсна суміш α - та β -фаз розташовується в проміжках між частинками первинної α -фазою. Розмір пластин: товщина 0,5 ... 1 мкм, довжина - до 5 ... 7 мкм (рис. 5.38, в, г).

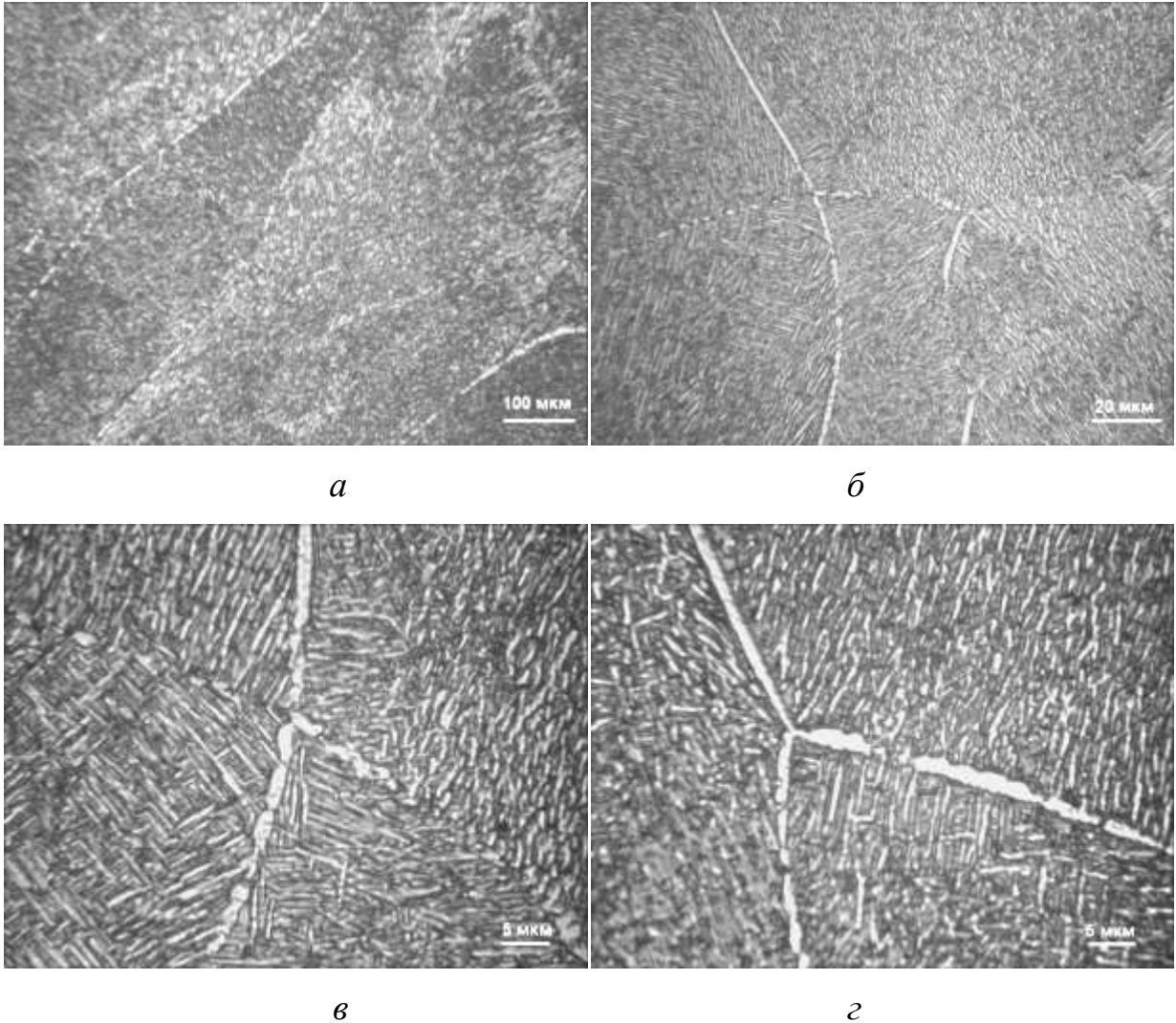


Рисунок 5.38 – Мікроструктура металу шва зварного з'єднання титанового сплаву Т120, виконаного ЕПЗ, може після пічної ТО за режимом №2

Мікроструктура металу ЗТВ представлена на рис. 5.39. У металі ЗТВ спостерігається внутрішньозеренна структура як кошикового плетіння, так і з частково рекристалізованою α -фазою (рис. 5.39, а). Як у металі шва, так і в металі ЗТВ на границях зерен спостерігається суцільна або переривчаста α -оторочка (рис. 5.39, б).

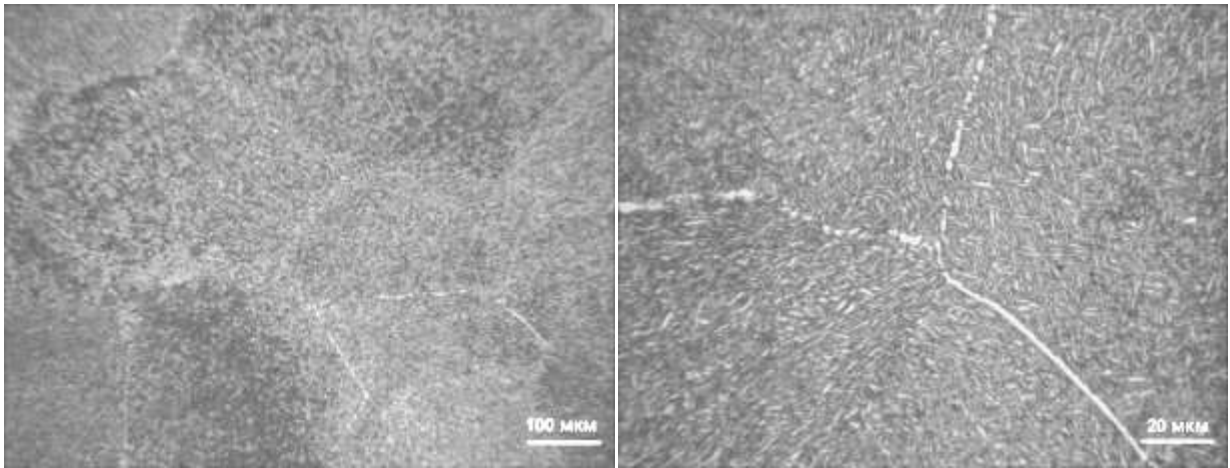
*a**б*

Рисунок 5.39 – Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання титанового сплаву Т120, виконаного ЕПЗ, у стані після пічної ТО за режимом №2

Мікроструктура металу шва сплаву Т120, виконаного АДЗ вольфрамовим електродом без присадних матеріалів, показано на рис. 5.40. Після термічної обробки за режимом 2 зерна металу шва часто мають переривчасту (рис. 5.40, б) або суцільну (рис. 5.40, г) виділення α -фази по границях. Внутрішньозеренна структура кошикового плетіння відрізняється різноманітністю розмірів пластинчастої α -фази, на відміну від зварного шва, виконаного АДЗ з наступним загартуванням у воду (режим №3, див. табл. 5.12). Завдяки регламентованому відпалу та двоступінчастому старінню, у металі шва товщина пластинчастої складової варіює від часток мікрона до 1.5...2 мкм, а довжина – від часток мікрона до 25...30 мкм.

Мікроструктура металу ЗТВ представлена на рис.5.41. Рівноосні зерна навколошовної зони ЗТВ мають внутрішньозеренну структуру, подібну до внутрішньозеренної структури металу шва.

Застосування термічної обробки зварних з'єднань, що включає регламентований відпал і двоступінчасте старіння, дозволило отримати структуру зварного з'єднання, що відрізняється великою різноманітністю параметрів структурних елементів, що, очевидно, дозволило підвищити показники удар-

ної в'язкості, порівняно з термообробкою за режимом №3 більше, ніж у півтора рази.

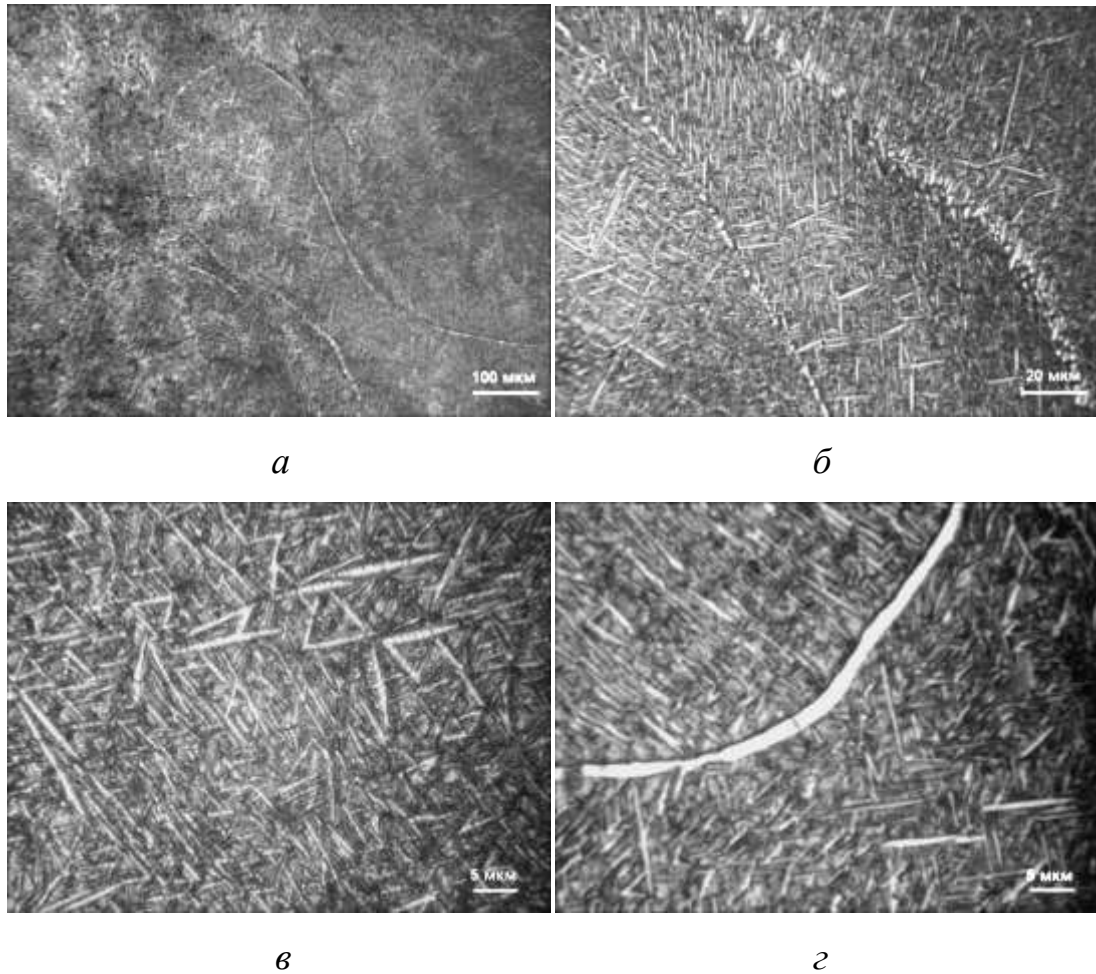


Рисунок 5.40 – Мікроструктура металу шва зварного з'єднання складнолегованого титанового сплаву, виконаного АДЗ без присадних матеріалів, може після пічної ТО за режимом №2

Мікроструктура металу шва зварного з'єднання сплаву Т120 виконаного АДЗ із застосуванням присадного дроту ВТ1-00 (10%) з подальшою термічною обробкою за режимом №2 показано на рис.5.42. Метал шва складається з рівноосних і нерівноосних зерен (рис.5.42, а), які іноді мають переривчасту α -облямівку (рис.5.42, б) на границях. Усередині зерна пластинчаста α -фаза утворює структуру кошикового плетіння (товщина α -пластин становить 0,7...1,5 мкм), пластини мають поперечні перетяжки (рис.5.42, г). У проміж-

ках між пластинами знаходяться дисперсні продукти розпаду метастабільних фаз у вигляді $(\alpha+\beta)$ -суміші.

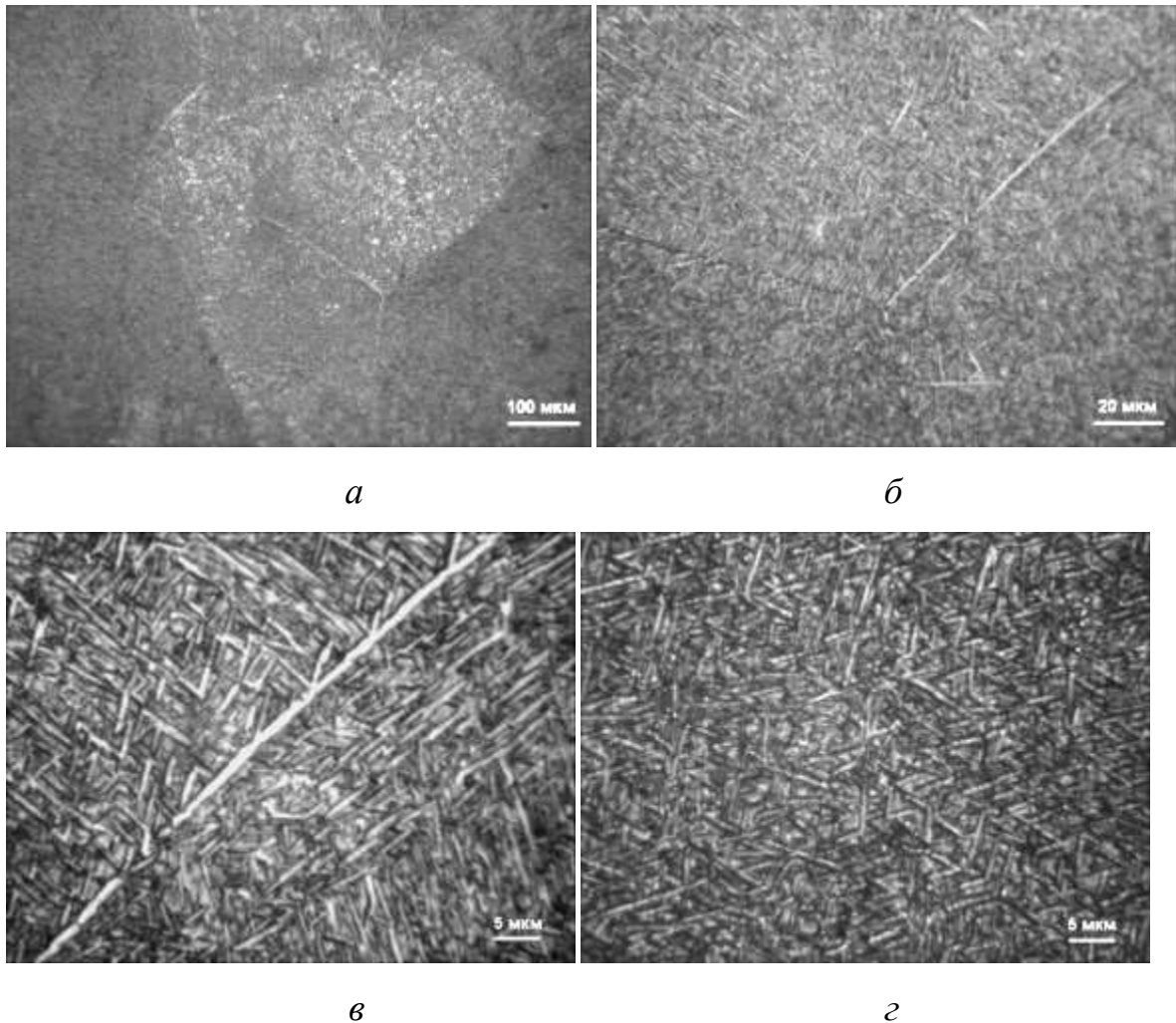


Рисунок 5.41 – Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання титанового сплаву Т120, виконаного АДЗ без присадних матеріалів, у стані після пічної ТО за режимом №2

Мікроструктура металу ЗТВ показана на рис.5.43. У рівноосних зернах металу ЗТВ (рис. 5.43, *а*) також формується структура кошикового плетіння, проте пластини α - фази більш тонкі, ніж у металі шва, їх товщина становить 0,5 ... 1мкм (рис. 5.43, *г*). Це очевидно пов'язано з більш високим ступенем легування металу ЗТВ, ніж металу шва, розведеного присадним дротом ВТ1-00. Суміш дисперсних α - та β -частинок у металі ЗТВ становить більшу частку, ніж у металі шва.

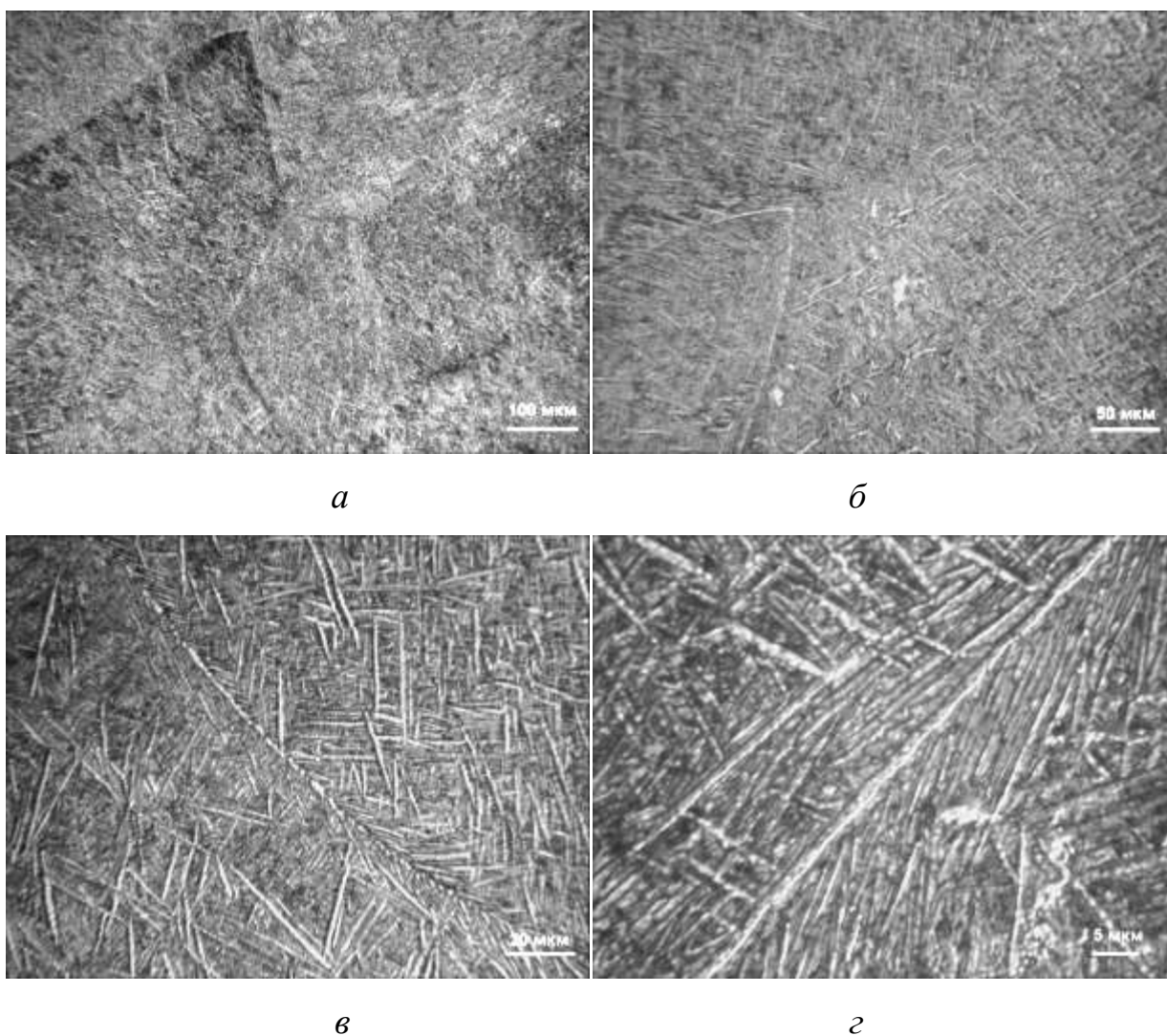


Рисунок 5.42 – Мікроструктура металу шва зварного з'єднання складнолегованого титанового сплаву Т120, виконаного АДЗ з додаванням 10% ВТ1-00, у стані після термічної обробки за режимом №2

Структура основного металу зварного з'єднання складнолегованого титанового сплаву Т120, виконаного ЕПЗ, в стані після термообробки №3, що включає відпал при температурі 850°С, витримку 1 год, загартування у воду, старіння при 550°С, витримка 4ч, охолодження на повітрі представлена на.5.44. Мікроструктура основного металу складається з рівноосних зерен розміром 200...400 мкм. Внутрішньозеренна структура являє собою пластинчасту α -фазу товщиною близько 1 мкм і довжиною 2...6 мкм, що утворює α -колонії (рис.5.44, в) або структуру кошикового плетіння (рис.5.44, г).

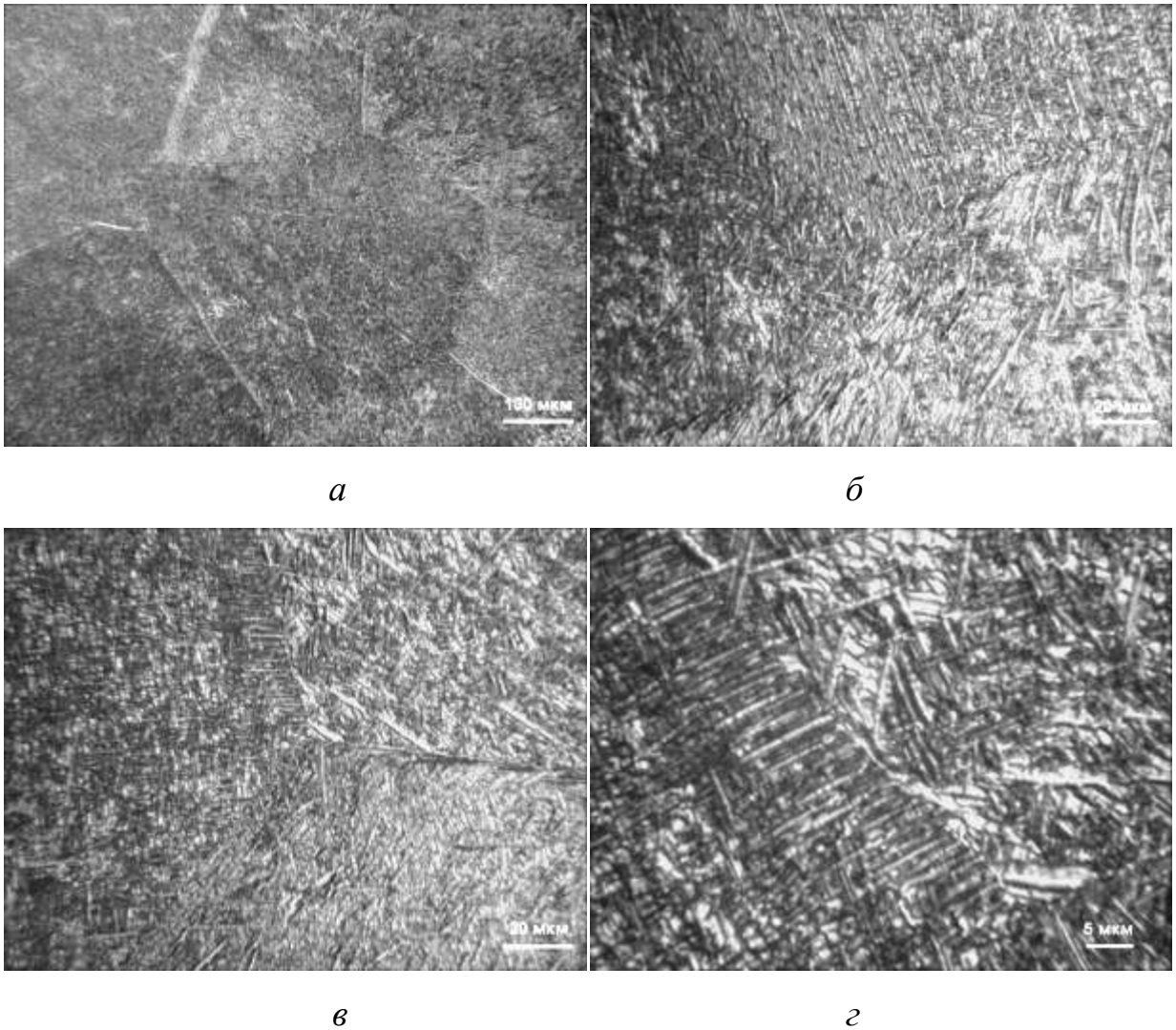


Рисунок 5.43 – Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання титанового сплаву Т120, виконаного АДЗ з додаванням 10% ВТ1-00, у стані після термічної обробки за режимом №2

Мікроструктура металу шва, виконаного ЕПЗ, після зазначеної вище термообробки показана на рис. 5.45. Метал шва сплаву Т120, виконаного ЕПЗ, в стані після зміцнюючої ТО за режимом №3 включає відпал при температурі 850°C, витримка 1ч, загартування у воду і старіння при 550°C, складеться з первинних β -зерен різного розміру як рівноосних, так та витягнутих у напрямку тепловідведення (рис. 5.45, а). Рівноосні зерна переважають у верхній частині шва, в середній і кореневій частинах шва, а також розташовуються вздовж середини шва.

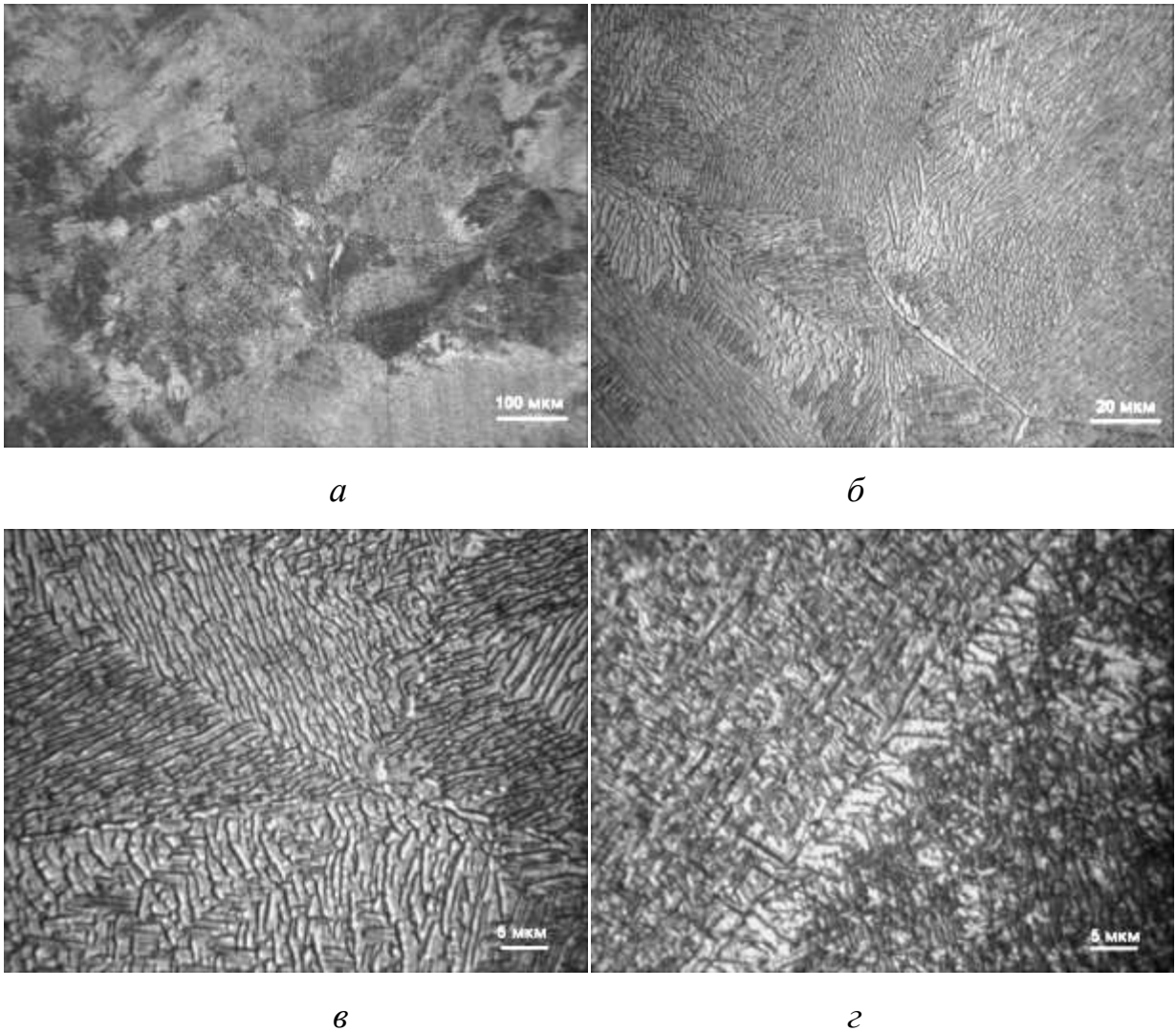


Рисунок 5.44. Мікроструктура основного металу зварного з'єднання складнолегованого титанового сплаву Т120, виконаного ЕПЗ, може після пічної ТО за режимом №3

Витягнуті зерна складають більшість у верхній частині шва, безпосередньо під верхньою його ділянкою, що складається з дрібних рівноосних зерен. Витягнуті у напрямі тепловідведення зерна розташовуються під кутом $45...70^\circ$ до осі шва. Ширина шва, виконаного ЕПЗ, становить близько 2,5мм. Внутрішньозеренна структура в різних зернах металу шва дещо відрізняється. Поряд з пластинчастою структурою типу кошикового плетіння (рис. 5.45, г) іноді зустрічаються зерна з пластинчасто-глобулярною морфологією α -фази (рис. 5.45, в). Товщина пластинчастої α -фази становить 0,7...1мкм, довжина - 2...7мкм.

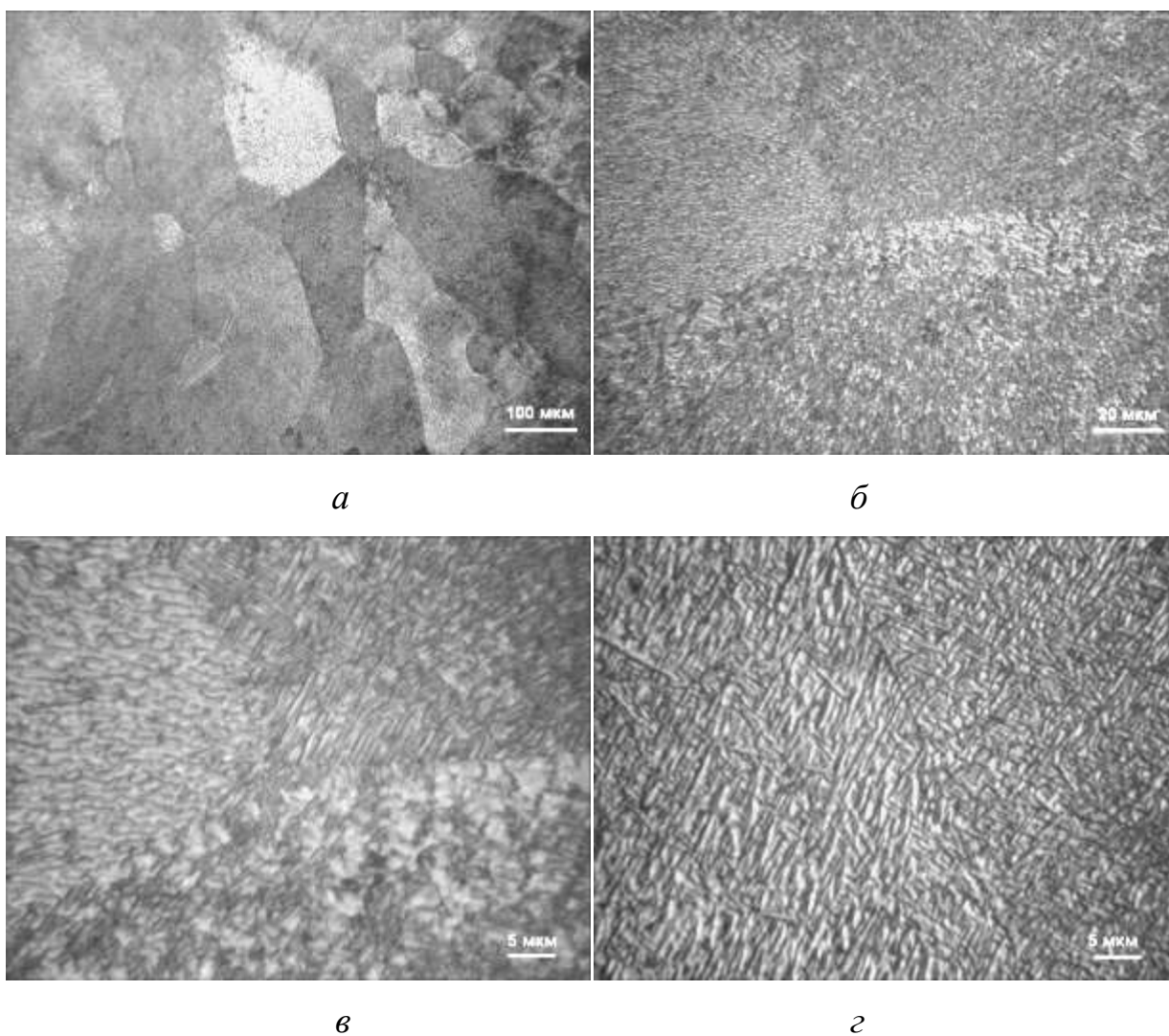


Рисунок 5.45. Мікроструктура металу шва зварного з'єднання титанового сплаву Т120, виконаного ЕПЗ, у стані після пічної ТО за режимом №3

Ділянка ЗТВ цього зварного з'єднання після зміцнюючої термообробки шириною близько 1,7мм складається з рівноосних поліедричних зерен (рис. 5.46, *а*). У зернах металу ЗТВ переважає дрібно-пластинчаста структура типу кошикового плетіння, параметри якої такі ж, як і в шві (рис. 5.46, *б*)

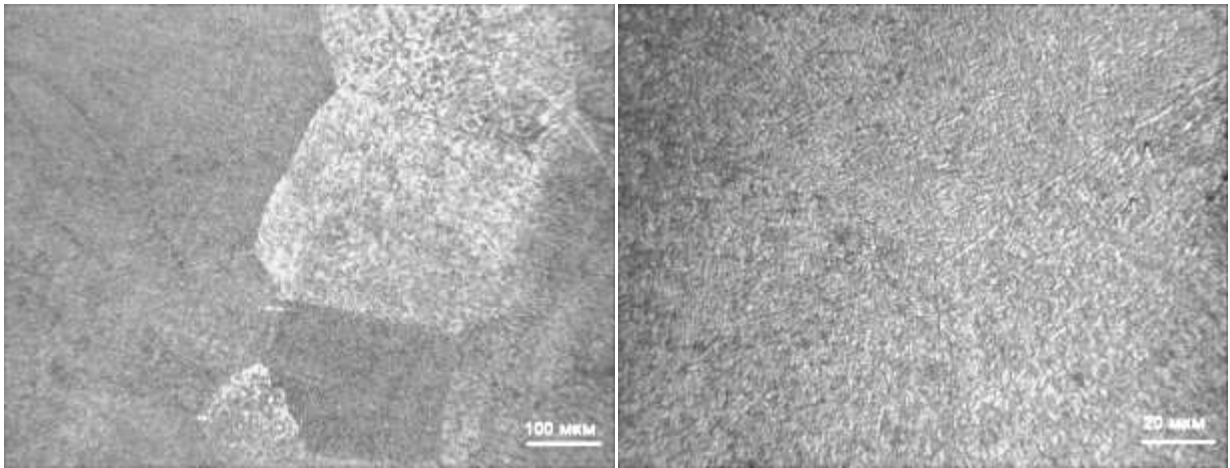
*a**б*

Рисунок 5.46 . Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання складнолегованого титанового сплаву Т120, виконаного ЕПЗ, може після пічної ТО за режимом №3

Основний метал зварного з'єднання сплаву Т120, виконаний АДЗ із застосуванням присадного дроту ВТ1-00св (10%) з подальшою термічною обробкою за режимом №3 має таку ж структуру, що і основний метал інших зварних з'єднань сплаву Т120, що пройшли таку ж термічну обробку.

Мікроструктура металу шва зварного з'єднання сплаву Т120, виконаного АДЗ із застосуванням присадного дроту ВТ1-00св (10%) з подальшою термічною обробкою за режимом №3, представлена на рис. 5.47. Структура металу шва складається з переважно нерівноосних первинних β -зерен (рис.5.47, *a*) з двофазною ($\alpha+\beta$)-структурою в обсязі зерен (рис.5.47, *б* і рис. 5.47, *в*). Первинна пластинчаста α -фаза товщиною 0,5...1мкм утворює структуру кошикового плетіння (рис. 5.49, *г*). У проміжках між α -пластинами розташована суміш дисперсних частинок вторинної α -фази та β -фази.

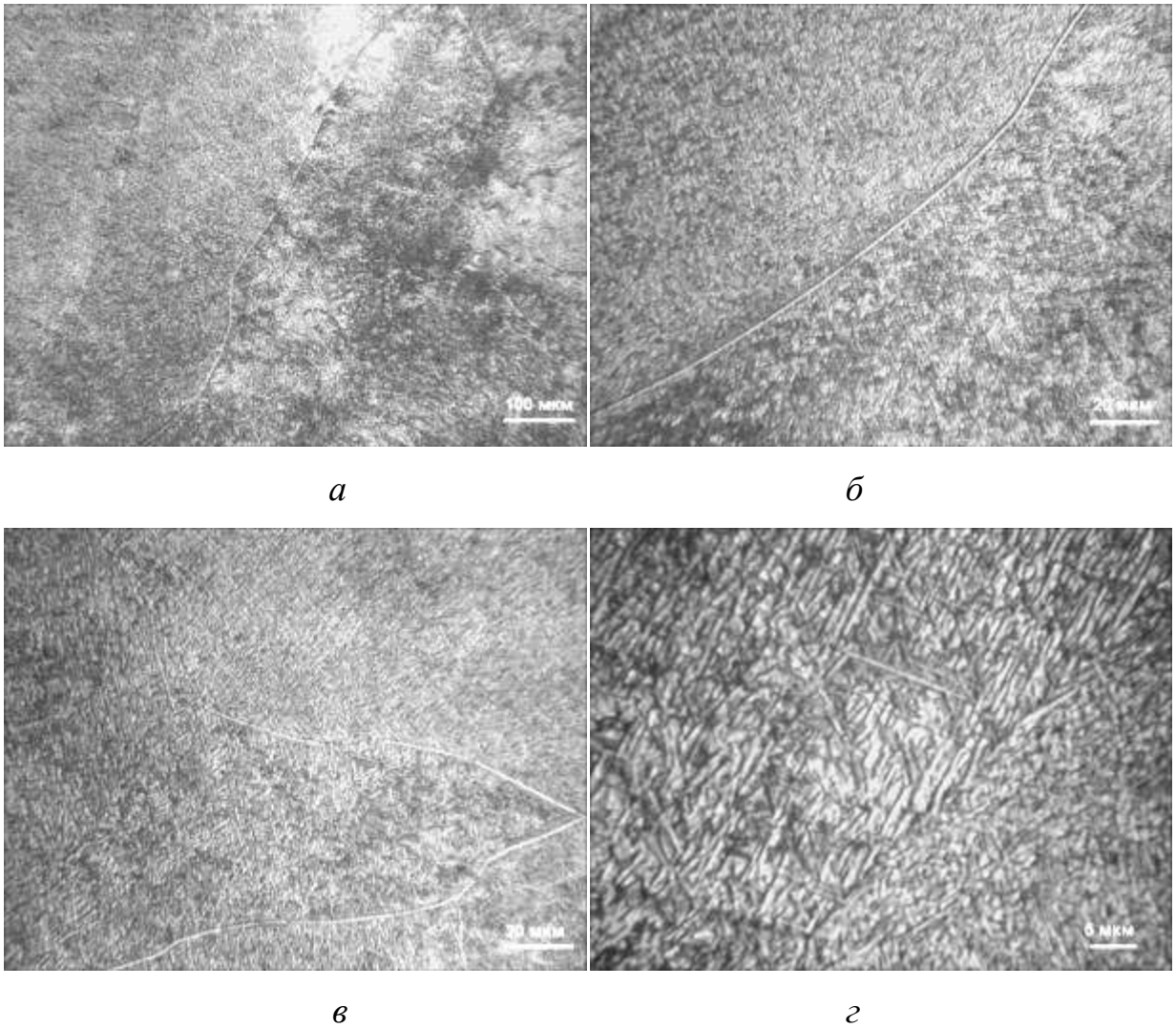


Рисунок 5.47. Мікроструктура металу шва зварного з'єднання складно-легованого титанового сплаву Т120, виконаного АДЗ з додаванням 10% ВТ1-00св, у стані після пічної ТО за режимом №3

Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання сплаву Т120, виконаного АДЗ із застосуванням присадного дроту ВТ1-0 (10%) з подальшою термічною обробкою за режимом №3, що включає загартування у воду, представлена на рис. 5.48. Уздовж обох ліній сплавлення в металі ЗТВ у верхній частині зварного з'єднання спостерігалися округлі плями з структурою гартування (рис. 5.48, *а*, *б*). Структура металу ЗТВ зварного з'єднання складається з рівноосних первинних β -зерен із двофазною ($\alpha+\beta$)-внутрішньозеренною структурою. Пластинчаста α -фаза утворює структуру кошикового плетіння (рис. 5.48, *в*, *г*) з товщиною α -пластин 0,5...1мкм.

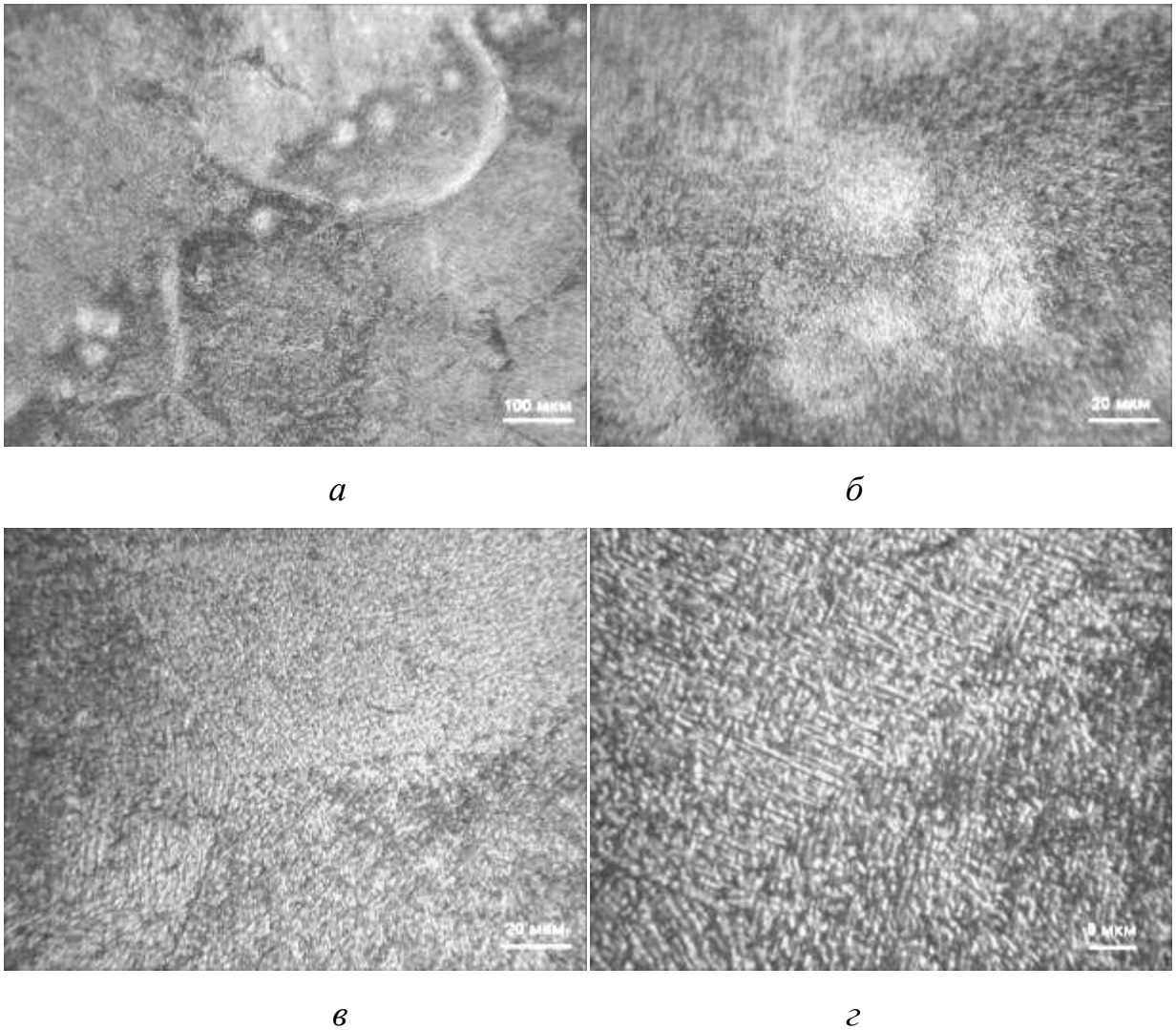


Рисунок 5.48. Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання титанового сплаву Т120, виконаного АДЗ з додаванням 10% ВТ1-00св, у стані після пічної ТО за режимом №3

Проведені дослідження впливу на структуру зварних з'єднань складнолегованого титанового сплаву Т120, виконаних ЕПЗ і АДЗ двох видів зміцнюючої термообробки які включають ступінчастий відпал при температурах 870°C, 800°C, 380°C, 550°C (режим №2) і загартування зі старінням яка включає нагрів до температури 850°C, загартовування у воду та наступне старінням при температурі 550°C (режим №3) дозволили зробити висновок, що мікроструктура металу швів сплаву Т120 після зміцнюючої термообробки складається з пластинчастої α -фази, яка при цьому утворює візерунок коши-

кового плетіння, α -фази, а також дисперсних частинок вторинної β -фази, які розташовуються в проміжках між пластинами первинної α -фази.

Визначення механічних властивостей зварних з'єднань титанового сплаву Т120 дозволило зробити висновок що найбільші значення ударної в'язкості, відносного подовження і відносного звуження мають зварні з'єднання титанового сплаву Т120, виконані ЕПЗ, в стані після відпалу 900°C 1 годину з наступним охолодженням з піччю. В цьому випадку ударна в'язкість зразків з гострим надрізом досягає значень 52 Дж/см² (табл. 5.14, табл. 5.15)

Таблиця 5.14 - Механічні властивості зварних з'єднань складнолегованого сплаву Т120 після термообробки №1 - відпалу

Тип зразка, стан	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_s , %	ψ , %	KCV, Дж/см ²
Зварне з'єднання ЕПЗ після відпалу 900°C	1051,3	942,6	14,7	30,1	51,95
Зварне з'єднання АДЗ, без присадки, після відпалу 900°C 1 год	1012,6	936,3	4,0	12,9	42,85
Зварне з'єднання АДЗ по флюсу, ($V_{зв} = 16$ м/год), після відпалу 900°C - 1 год	1151	1074	-	-	34,6
Зварне з'єднання АДЗ по флюсу, ($V_{зв} = 10$ м/год), після відпалу 900°C - 1 год	1040	957	9,3	30,1	34,8
Зварне з'єднання АДЗ з 10% ВТ1-00св після відпалу 900°C 1 год .	1168	1083,6	4,0	12,9	48
Зварне з'єднання АДЗ з 20% ВТ1-00св після відпалу 900°C 1 год	921,3	841	5,1	14,8	49

Дані про механічні властивості зварних з'єднань сплаву Т120 з мінімальним вмістом легуючих елементів, виконаних АДЗ з 10% ВТ1-00св після відпалу 900°C 1 год наведено в роботі [237]. Механічні властивості зварних з'єднань сплаву Т120 з мінімальним вмістом легуючих елементів виконаних АДЗ з 20% ВТ1-00св після відпалу 900°C відрізняються.

Слід зазначити, що міцність зварних з'єднань складнолегованого сплаву Т120, виконаних АДЗ вольфрамовим електродом по шару флюсу в стані після зварювання знаходиться на рівні 97% ($\sigma = 1162$ МПа) від міцності сплаву Т120, а в результаті проведеного відпалу міцність дещо знижується, але знаходиться на високому рівні 95% ($\sigma = 1151$ МПа) від міцності сплаву Т120 (табл.5.19). Ударна в'язкість зразків з гострим надрізом зварних з'єднань сплаву Т120, виконаних по обох режимах у стані після зварювання знаходиться на незадовільному рівні ($KCV=5$ Дж/см²).

Проведений відпал призвів до підвищення значень ударної в'язкості до величин 35 Дж/см² що підтверджує правильність обраної післязварювальної термообробки з'єднань сплаву Т120. Міцність зварних з'єднань складнолегованого сплаву Т120, виконаних АДЗ вольфрамовим електродом за шаром флюсу з меншою швидкістю зварювання (на режимі №3, 10 м/год), знаходиться на рівні 89% ($\sigma_b=1075$ МПа) у стані після зварювання і 86 % у стані після відпалу. Це дозволяє зробити висновок про перевагу більших швидкостей зварювання та менших значень погонної енергії для зварювання вольфрамовим електродом сплаву Т120.

Рівень міцності та ударної в'язкості зварних з'єднань сплаву Т120 після відпалу, виконаних АДЗ присадним дротом ($\sigma_b = 1168$ МПа, $KCV = 48$ Дж/см²) на режимах, що забезпечують вміст металу ВТ1-00св у кількості 10 %, незначно перевищує для зварних з'єднань, виконаних АДЗ вольфрамовим електродом по шару флюсу ($\sigma_b = 1162$ МПа, $KCV = 34$ Дж/см²). Це пов'язано з тим, що внаслідок зменшення ступеня легування металу шва та впливу післязварювальної термічної обробки – відпалу відбувається більш повний розпад метастабільних структур у металі шва порівняно зі звареними з'єднаннями, виконаними АДЗ без застосування присадного металу, у тому числі і із застосуванням безкисневих флюсів. Подальше зменшення ступеня легування зварного шва знижує значення міцності до незадовільних значень, причому приріст показників ударної в'язкості незначний.

Таблиця 5.15 - Механічні властивості зварних з'єднань сплаву Т120, виконаних ЕПЗ та АДЗ вольфрамовим електродом після зміцнюючої термообробки

Зразок №	Тип зварювання та тип зміцнюючої ТО	σ_b , МПа	σ_{02} , МПа	δ_s , %	ψ , %	КСV, Дж/см ²
1	ЕПЗ Режим №3-Гарт	1348	1275,3	1,3	7,8	8,3
2	ЕПЗ Режим №2 Регл. Відпал	1204,6	1109,3	4,5	9,5	13,2
3	АДЗ без присадки Режим №3 Загартування	1350,6	1255	-	-	9,7
4	АДЗ без присадки Режим №2 Регл. Відпал	1253,1	1165,2	2	6,3	16,3
5	АДЗ з 10% ВТ1-00св Режим №3 Загартування	1318	1305,7	2,7	5,9	10,8
6	АДЗ з 10% ВТ1-00св Режим №2 Регл. Відпал	1105,6	1040,4	2,7	7,5	18,1

Таким чином, виконувати АДЗ з'єднання титанового сплаву Т120 доцільно із застосуванням присадного дроту марки ВТ1-00св на режимах зварювання, що забезпечують вміст присадного металу у шві в кількості 10%, що забезпечує формування у шві та ЗТВ, меншої кількості, метастабільних фаз та у поєднанні з наступним відпалом при температурі 900°С задовільні показники міцності, пластичності та ударної в'язкості зварних з'єднань.

Застосування ступінчатого відпалу та двоступінчастого старіння дозволяє отримати в металі шва та ЗТВ зварного з'єднання сплаву Т120 внутрішньозеренну структуру кошикового плетіння, яка відрізняється різноманітністю розмірів пластинчастої α -фази, так товщина пластинчастої складової варіює від 0,1...0,3 мкм до 1,5...2 мкм, а довжина - від 0,2...0,5 мкм

до 25...30 мкм. Така структура відрізняється великою різноманітністю параметрів структурних елементів.

Вивчення механічних властивостей зварних з'єднань складнолегованого титанового сплаву Т120, виконаних ЕПЗ і підданих зміцнювальній термообробці, показало можливість збільшення міцності до значень 1350 МПа (див. табл. 5.20). Найбільше збільшення міцності відзначається у зварних з'єднань сплаву Т120, виконаних ЕПЗ після гарту у воду і подальшого старіння, в цьому випадку $\sigma_b=1348$ МПа (рис. 5.48). Закономірно, що застосування ступінчастого відпалу при температурах 870°C, 800°C, 380°C, 550°C забезпечило менші значення $\sigma_b =1204$ МПа, привідноному подовженні на рівні 4,7%, проте значення ударної в'язкості зразків з гострим надрізом з'єднань після ступінчастого відпалу значно більші і становлять 13,2 Дж/см², ймовірно за рахунок особливостей мікроструктури, яка відрізняється великою різноманітністю параметрів структурних елементів.

Міцність зварних з'єднань сплаву Т120, виконаних АДЗ без присадки в стані після загартування і подальшого старіння знаходиться на рівні зварних з'єднань, виконаних ЕПЗ і становить $\sigma_b=1350$ МПа. Рівень ударної в'язкості зразків з гострим надрізом зварних з'єднань виконаних ЕПЗ і АДЗ після загартування та старіння однаковий і становить 8...9 Дж/см². Міцність зварних з'єднань сплаву Т120, виконаних АДЗ із застосуванням присадного дроту ВТ1-00св, після зміцнювальної термообробки – загартування та старіння знаходиться на рівні 92% від міцності основного металу ($\sigma_b=1318$ МПа), що дозволяє зробити висновок, що метал шва зі зниженим вмістом легуючих елементів зміцнюється слабкіше.

Співставлення механічних властивостей та вмісту легуючих елементів в металі шва з'єднань, виконаних АДЗ дозволило для складнолегованого титанового сплаву Т120 системи встановити залежність межі міцності та ударної в'язкості зварних з'єднань від [Mo]екв металу шва (Табл.5.16).

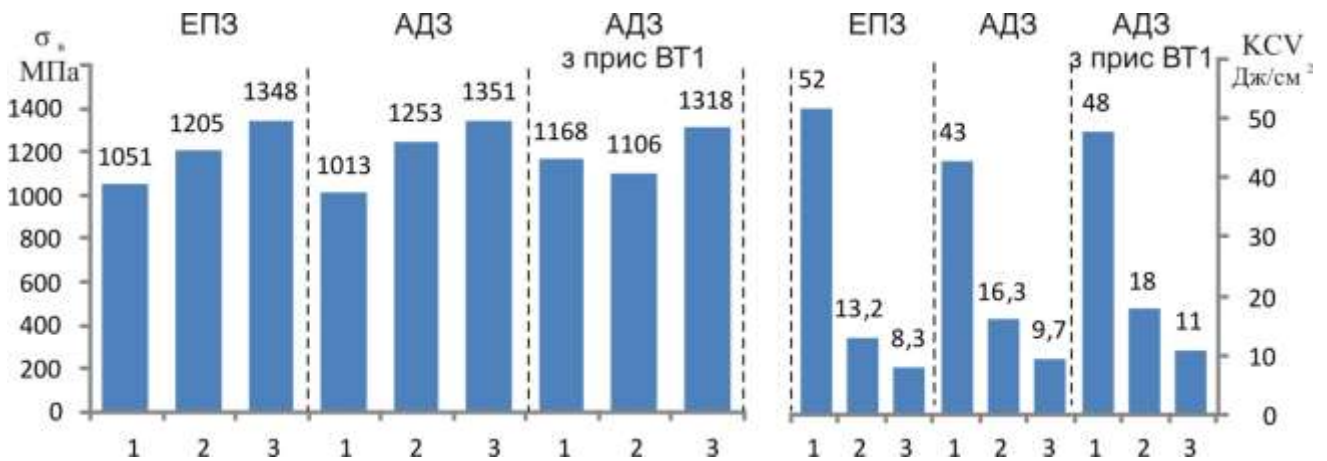


Рисунок 5.48 - Механічні властивості (σ_B та KCV) зварних з'єднань ($\alpha+\beta$)-сплаву Т120, виконаних АДЗ та ЕПЗ після 3-х видів термообробки

Таблиця 5.16. – Вплив [Мо]екв металу шва на тимчасовий опір розриву та ударне в'язкість зварних з'єднань складнолегованого сплаву Т120, виконаних АДЗ

[Мо]екв	Після зварювання, МПа		Після відпалу, МПа		Після гартування та старіння, МПа		Після регламентованого відпалу, МПа	
	σ_B МПа	KCV, Дж/см ²	σ_B МПа	KCV, Дж/см ²	σ_B МПа	KCV, Дж/см ²	σ_B МПа	KCV, Дж/см ²
10,1	1157	17,6	1013	42,85	1351	9,7	1253	16,3
9,2	1110	24,2	1168	48	1318	10,8	1105	18,1
8,0	1006	14,1	921	49	-	-	-	-

Застосування ступінчастого відпалу для з'єднань виконаних ЕПЗ і АДЗ без присадки дозволяє отримати структуру зварного з'єднання, титанового сплаву Т120, яка відрізняється великою різноманітністю параметрів структурних елементів, з високими показниками ударної в'язкості в порівнянні з такими для з'єднань після загартування і старіння, більше, ніж у півтора рази (13...16 Дж/см² проти 8...9 Дж/см²). Застосування ступінчастого відпалу для сплаву Т120, дозволяє збільшити міцність зварних з'єднань при показниках ударної в'язкості більших порівняно з з'єднань після гартування.

Висновки до розділу 5.

1. Експериментально показано, що зниження погонної енергії при аргонодуговому зварюванні вольфрамовим електродом титанового сплаву Т120 з 1300 Дж/м до 900 Дж/м забезпечує підвищення межі міцності зварних з'єднань з 1040 МПа до 1150 МПа при незмінних показниках ударної в'язкості на рівні 35 Дж/см² і формування в металі шва і ЗТВ більш однорідної структури, що містить пластини α -фази товщиною 1...1,5 мкм, та з меншою кількістю метастабільних фаз.

2. Для складнолегованого титанового сплаву Т120 системи Ti-5Al-2.8Mo-2.3V-4Nb-1,3Cr-1Fe-2,7Zr встановлено залежність між кількістю β -фази в металі шва та погонною енергією зварювання.

3. З'єднання титанового сплаву Т120, виконані ЕПЗ з подальшою локальною термічною обробкою мають значення міцності, на рівні 1060 МПа, що обумовлено неповним розпадом метастабільних фаз у металі шва.

4. Аргонодугове зварювання сплаву Т120 доцільно проводити із застосуванням присадного дроту марки ВТ1-00св на режимах, що забезпечують вміст дроту на рівні 10% у металі шва, з наступним відпалом при температурі 900°C протягом 1 години, що забезпечує високі значення міцності ($\sigma=1168$ МПа) при високих показниках ударної в'язкості ($KCV=48$ Дж/см²) і пластичності ($\delta=12\%$) за рахунок утворення меншої кількості метастабільних фаз і дисперсної структури металу шва і ЗТВ.

5. Встановлено, що застосування ступінчастого відпалу при температурах 870 °С, 800 °С, 380 °С, 550 °С зварних з'єднань сплаву Т120, виконаних ЕПЗ та АДЗ без присадки, забезпечує в металі шва та ЗТВ структуру кошикового типу з великою різноманітністю параметрів структурних елементів підвищує межу міцності до 1200...1250 МПа і значення ударної в'язкості зразків з гострим надрізом до 13...16 Дж/см².

6. Для складно легованого титанового сплаву Т120 системи $Ti-5Al-2.8Mo-2.3V-4Nb-1,3Cr-1Fe-2,7Zr$ встановлено залежність межі міцності зварних з'єднань від $[Mo]_{екв}$ металу шва.

7. Присадний матеріал для АДЗ в розкриття кромки титанового сплаву Т120 повинен містити 4,8% Al, 2,5% Mo, 2% V, 3,7% Nb, 2,2% Zr, 1% Cr, 1% Fe у цьому випадку забезпечується міцність металу шва після зварювання на рівні при високих показниках пластичності та ударної в'язкості.

8. Для зварювання титанового ($\alpha+\beta$)-сплаву Т120 доцільно застосовувати режими зварювання з погонною енергією 800...950 кДж/м.

РОЗДІЛ 6

ЗВАРЮВАННЯ ВИСОКОМІЦНИХ ПСЕВДО- β ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ

6.1 Вплив погонної енергії при ЕПЗ на властивості зварних з'єднань

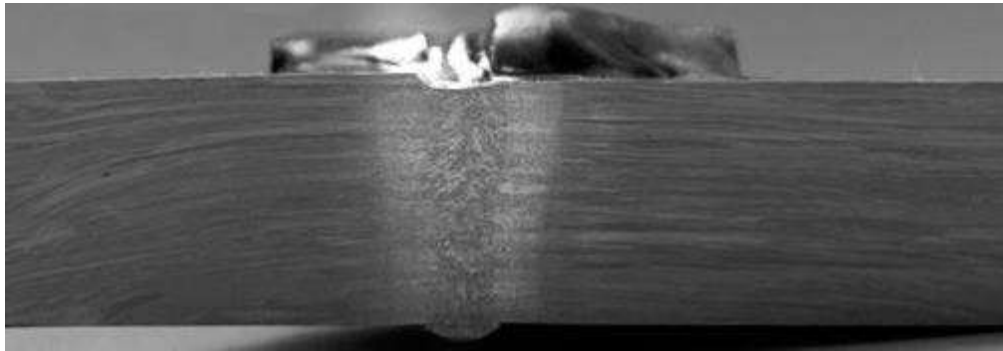
Титановий псевдо- β -сплав VT19 та економно-леговані титанові псевдо- β -сплави відрізняються високою чутливістю до термічного циклу зварювання [317, 318], тому на першому етапі досліджень оцінимо вплив параметрів лише термічного циклу електронно-променевого зварювання на структуру і властивості з'єднань псевдо- β титанових сплавів. Хімічний склад дослідних сплавів наведено в табл. 2.3. На другому етапі оцінимо вплив локальної термічної обробки на структуру і властивості з'єднань псевдо- β титанових сплавів [319].

ЕПЗ виконували за один прохід без оброблення кромки і без присадного дроту [320, 321]. Електронно-променеве зварювання зразків товщиною 10 мм з VT19, та економнолегованих сплавів, таких як сплав Timet LCB, та сплав LCB-5.1, виконувалось на режимах наведених в Таблиці 6.1. Зварювання сплаву VT19 було проведено на швидкостях 7 та 11 мм/с. На рис. 6.1 представлено зовнішній вигляд зразка економнолегованого титанового псевдо- β -сплаву зварений ЕПЗ без попередньої та локальної обробки.

Приклад поперечних макрошліфів зварних з'єднань економно-легованих псевдо- β титанових сплавів, виконаних ЕПЗ приведено на рис. 6.8, в стані після зварювання – на рис. 6.8, а. На рис. 6.8, б зображено поперечний макрошліф зварного з'єднання економнолегованого титанового псевдо- β -сплаву після попереднього підігріву і ЛТО. Структура основного металу, металу шва та ЗТВ більш однорідна в стані після попереднього підігріву і ЛТО.

Таблиця 6.1 – Режим електронно-променевого зварювання дослідних псевдо- β титанових сплавів

№ режиму	Марка сплава	Струм променя $I_{л, \text{МА}}$	Швидкість зварювання $V_{зв, \text{ММ/С}}$
1	BT19	120	7
2	BT19	120	11
3	Timet LCB	120	7
4	Ti-3.6Fe-0.25O	120	7
5	LCB-5.1	120	7



a

Рисунок 6.1 - Макрошліфи зварного з'єднання економнолегованого титанового псевдо- β -сплаву , виконаного ЕПЗ: сплав Timet LCB в стані після зварювання режим №5 ($V_{зв} = 7 \text{ мм/с}$)

Основний метал зварного з'єднання титанового псевдо- β -сплаву BT19, виконаного ЕПЗ складається з рекристалізованих зерен (рис. 6.2 *a*), в більшій кількості присутня дисперсна α -фаза, розмір α -частинок становить 1...2 мкм і менше (рис. 6.2 *б*).

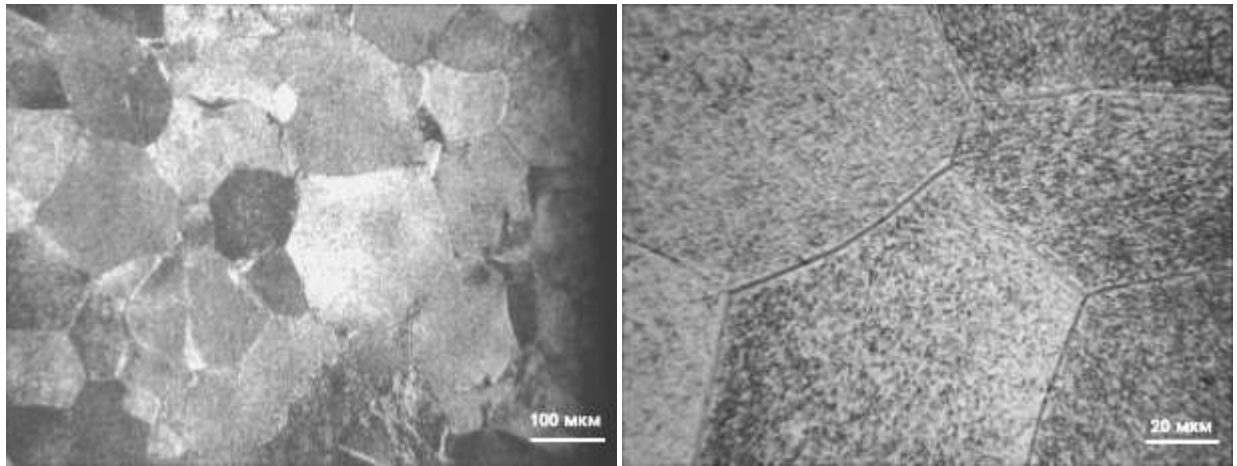
*a**б*

Рисунок 6.2 - Мікроструктура основного металузварногоз'єднання титанового псевдо- β -сплаву ВТ19, виконаного ЕПЗ

Вивчення структури отриманих зварних з'єднань показало, що у верхній частині шва з'єднання, виконаного на режимі № 1 ($V_{зв} = 7\text{мм/с}$) без попереднього підігріву і ЛТО, переважають нерівноосні, витягнуті в напрямку тепловідводу, великі β -зерна, границі яких видно на тлі дендритної структури (рис. 6.3 *a*). У середній частині шва (рис. 6.3 *б*) збільшується кількість рівноосних поліедричних зерен. Метал шва складається практично з чистої β -фази (рис. 6.3 *б*) з волосоподібними границями.

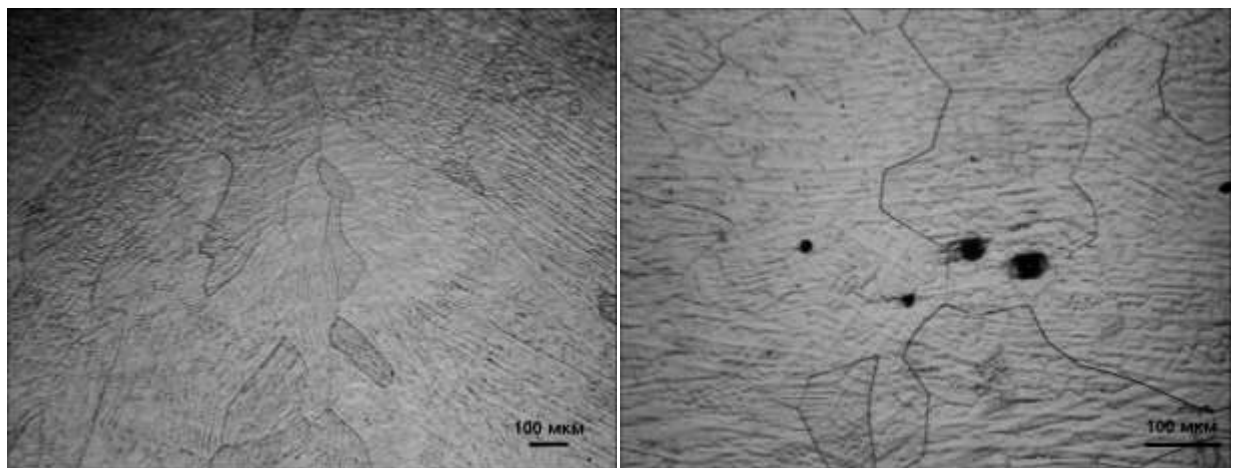
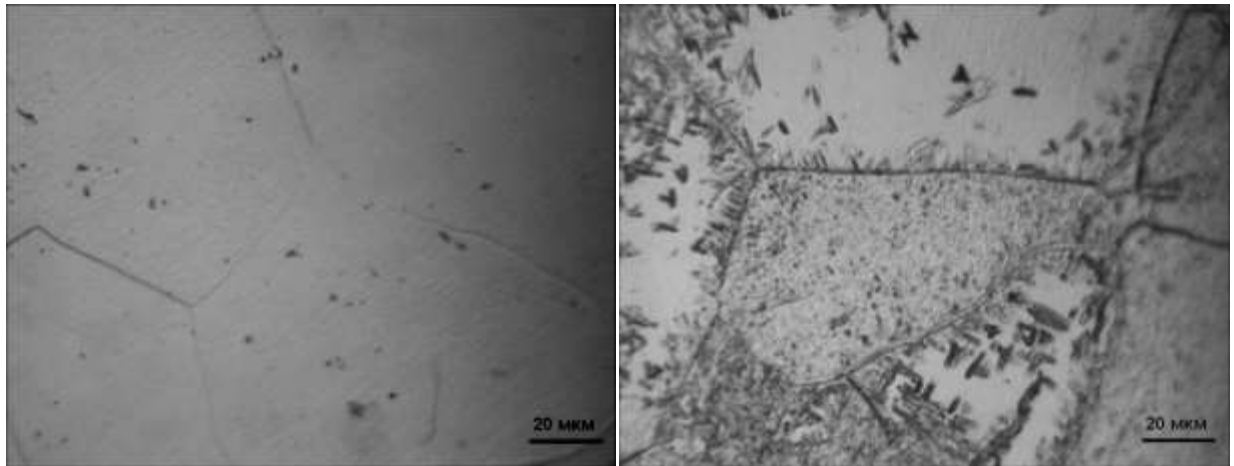
*a**б*

Рисунок 6.3 - Мікроструктура металу шва зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного ЕПЗ, режим №1 ($V_{зв} = 7\text{мм/с}$), в стані після зварювання

Ділянка ЗТВ, що примикає до шва, котрий зазнав повне поліморфне перетворення - не широка, його ширина становить 2...3 зерна (рис. 6.4 б), ділянка повного поліморфного перетворення складається з практично чистої β -фази (рис. 6.4 а). Далі від шва розташована ділянка ЗТВ, де поліморфне перетворення не закінчилось до кінця.



a

б

Рисунок 6.4 - Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання сплаву VT19, виконаного ЕПЗ, режим №1 ($V_{зв} = 7$ мм/с), в стані після зварювання

Аналіз структури зварних з'єднань виконаних з більшою швидкістю зварювання на режимі №2 ($V_{зв} = 11$ мм/с) без попереднього підігріву і ЛТО показав, що структура з'єднання аналогічна структурі з'єднання виконаного зі швидкістю зварювання $V_{зв} = 7$ мм/с (режим №1). Метал шва також складається з рівноосних і витягнутих в напрямку тепловідводу зерен β -фази, границі яких проявляються на тлі дендритної структури (рис. 6.5 а). Нечисленні дисперсні фазові виділення зустрічаються в деяких зернах металу шва (Рис. 6.5 б).

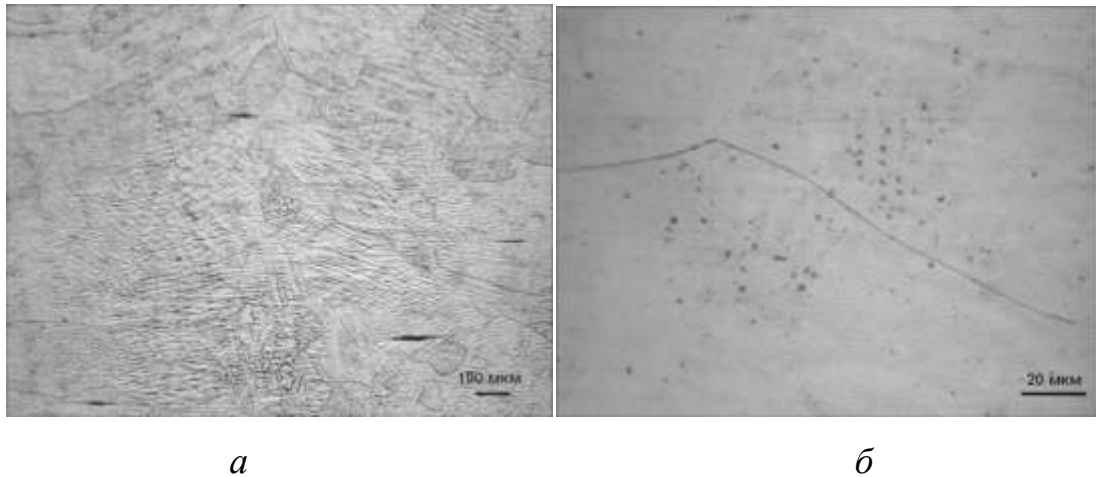


Рисунок 6.5 - Мікроструктура металу шва зварного з'єднання сплаву VT19, виконаного ЕПЗ, режим №2 ($V_{зв} = 11 \text{ мм/с}$), в стані після зварювання

ЗТВ цього зварного з'єднання складається з навколошовної зони, де метал при зварюванні нагрівався до температур вище $T_{шп}$ (рис. 6.6 а), і ділянки, де метал нагрівався до температур інтервалу поліморфного перетворення, але не перевищував $T_{шп}$ (рис. 6.6 б). На ділянці ЗТВ, розташованій поблизу навколошовної зони (рис. 6.6 а), спостерігається мінімальна кількість коагульованої залишкової α -фази в вигляді великих пластин довжиною до 12 мкм, дрібнодисперсна фракція частково розчиняється і також присутня в мінімальній кількості. Поблизу ОМ кількість пластинчатої і дрібнодисперсної фракції збільшується, досягаючи максимуму в ОМ.

Таким чином, мікроструктура металу зварного шва і металу ЗТВ зварного з'єднання сплаву VT19 виконаного ЕПЗ зі швидкістю 11 мм/с аналогічна структурі металу зварного шва і ЗТВ зварного з'єднання сплаву VT19, виконаного ЕПЗ зі швидкістю 7 мм/с в аналогічних ділянках незважаючи на різну швидкість зварювання. Метал шва складається з великих β -зерен практично з чистою β -фази, проте в металі шва, виконаного зі швидкістю 11 мм/с, в деяких зернах металу шва з'являються нечисленні дисперсні виділення α -фази.

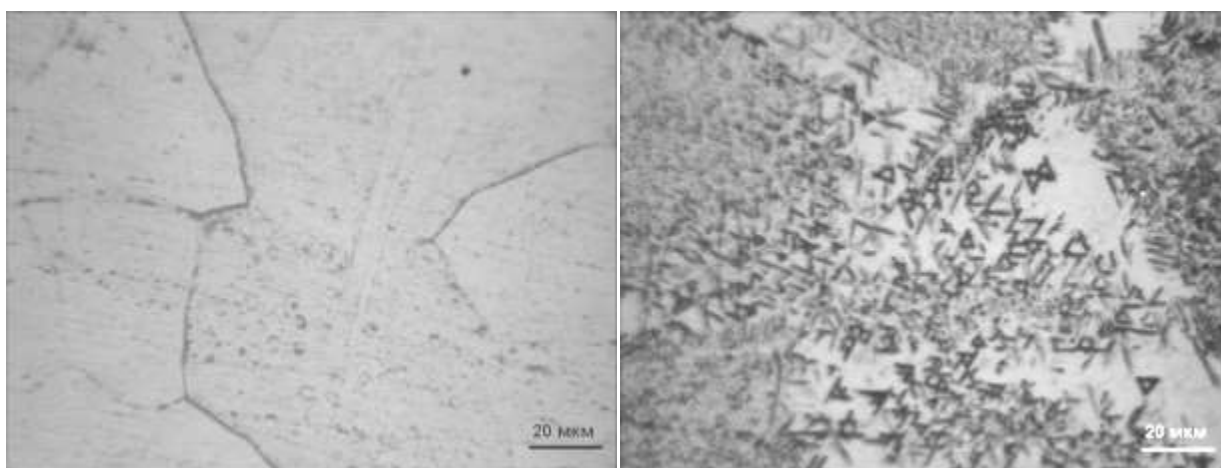
*a**б*

Рисунок 6.6 - Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання сплаву BT19, виконаного ЕПЗ, режим №2 ($V_{зв} = 11 \text{ мм/с}$), в стані після зварювання

Мікроструктура ОМ зварного з'єднання Timet LCB представлена на рис. 6.7. Основний метал зварного з'єднання Timet LCB має однорідну рівномірну волокнисту структуру (рис. 6.7, *a*), що складається з глобулярних і пластинчастих частинок α -фази, витягнутих у напрямку прокату (рис. 6.7, *a*), розмір глобулярних частинок становить 1-2 мкм, довжина пластин 2-5 мкм при товщині 1 мкм.

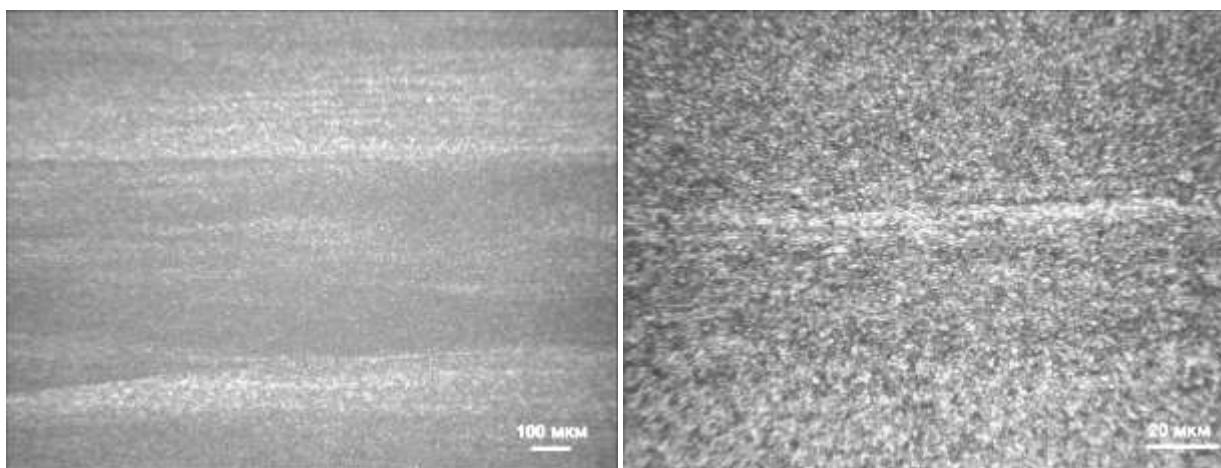
*a**б*

Рисунок 6.7 - Мікроструктура основного металу зварного з'єднання сплаву Timet LCB, виконаного ЕПЗ, режим №3, в стані після зварювання

Метал шва економнолегованого сплаву Timet LCB має мікроструктуру, показану на рис. 6.8. При невеликому збільшенні чітко проявляється дендритна структура металу шва (рис. 6.8, *а*). При більшому збільшенні видно, що метал шва має рівномірну однорідну структуру, що складається з β -зерен з дрібнодисперсними виділеннями в обсязі зерен і вздовж границь (рис. 6.8, *б*), причому дисперсні частинки рівномірно розподілені за обсягом зерен. Розмір дрібнодисперсних частинок - 1 мкм і менше (рис. 6.10, *б*).

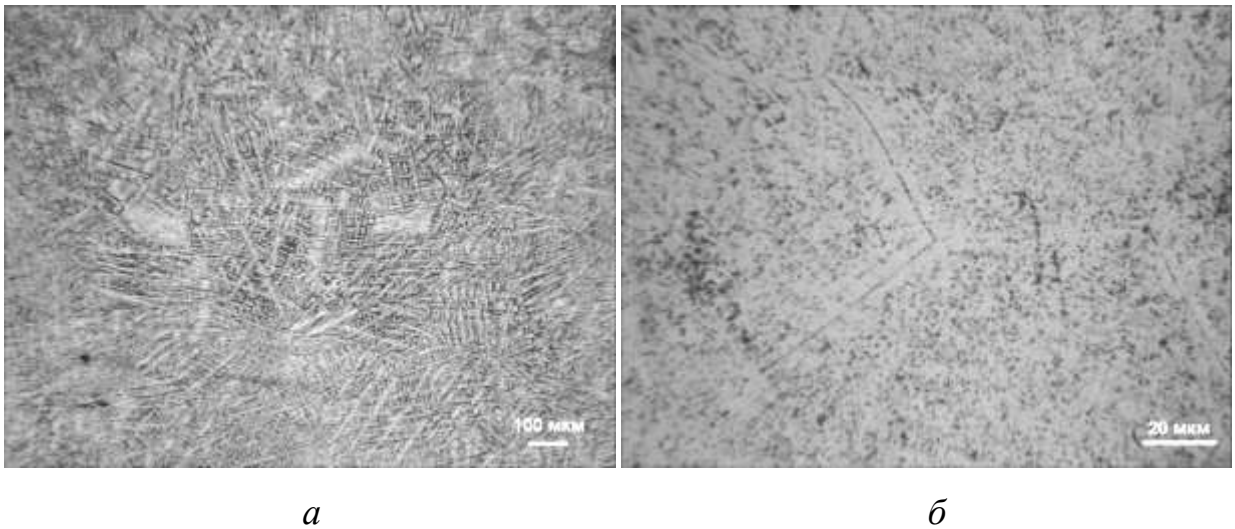


Рисунок 6.8 - Мікроструктура металу шва зварного з'єднання сплаву Timet LCB, виконаного ЕПЗ, режим №3, в стані після зварювання

Мікроструктура ЗТВ з'єднання економнолегованого сплаву Timet LCB, виконаного ЕПЗ, представлена на рис. 6.9. Мікроструктура металу ЗТВ складається з рівноосних поліедричних зерен (рис. 6.11, *а*), в обсязі зерен ЗТВ структура ідентична структурі металу шва (рис. 6.10, *б*).

Таким чином, метал шва і ЗТВ економнолегованого сплаву Timet LCB має більш дрібнодисперсну мікроструктуру ніж основний метал, середній розмір дрібнодисперсних частинок становить 1 мкм і менше.

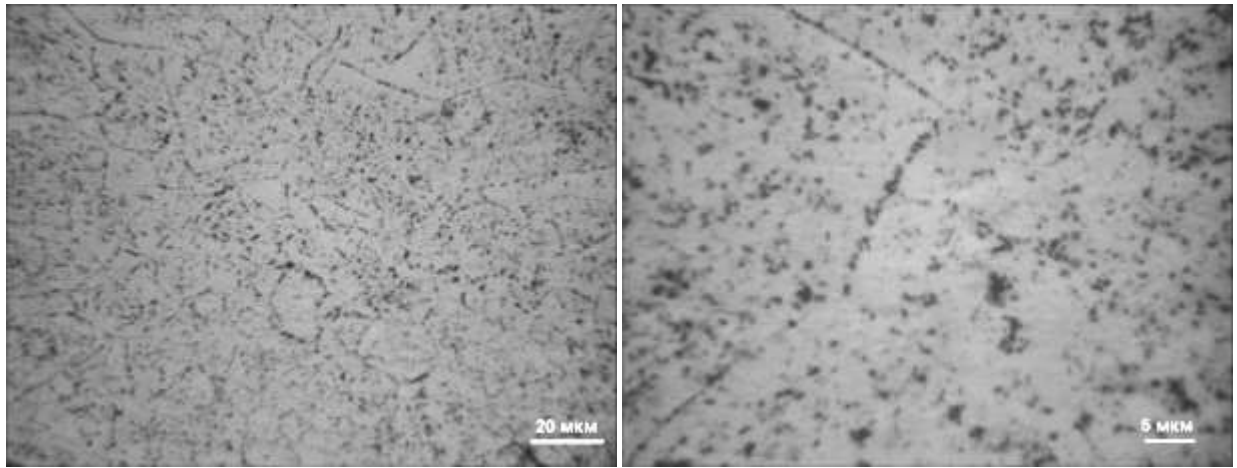
*a**б*

Рисунок 6.9 - Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання сплаву Timet LCB, виконаного ЕПЗ, режим №3, в стані після зварювання

Мікроструктура основного металу зварного з'єднання економнолегованого титанового псевдо- β -сплаву LCB-5.1, виконаного ЕПЗ показано на рис. 6.13. Структура псевдо- β -сплаву складається з зерен β -фази розміром 10...70 мкм (рис. 6.10, *a*), в яких присутні дисперсні виділення α -фази розміром не більше 2...3 мкм, рівномірно розподілені в об'ємі зерна (рис. 6.10, *б*).

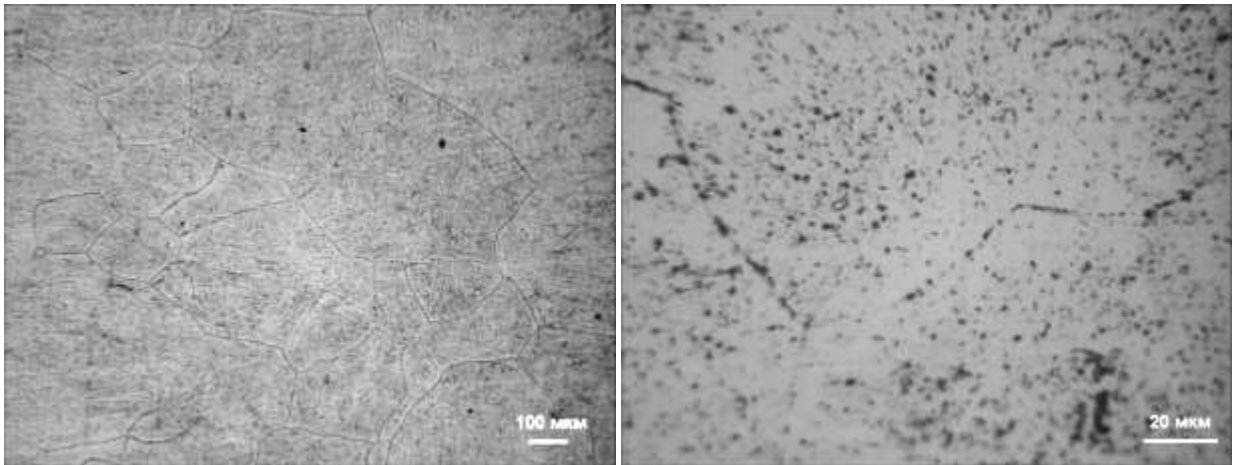
*a**б*

Рисунок 6.10 - Мікроструктура основного металу з'єднання економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1, виконаного ЕПЗ режим №2 в стані після зварювання

Мікроструктура металу шва економнолегованого титанового псевдо- β -сплаву LCB-5.1 , виконаного ЕПЗ, представлена на рис. 6.14. При малому збільшенні після травлення проявляється дендритна структура литого металу шва (рис. 6.1, *a*). При більшому збільшенні видно границі β -зерен, декоровані дисперсними виділеннями, очевидно, α -фази. Такі ж дисперсні частинки спостерігаються і в обсязі зерен (рис. 6.11, *б*). Не виключено присутність будь-яких інших фазових виділень, крім α -фази, однак для з'ясування фазового складу виділившихся частинок потрібне застосування більш тонких методів аналізу.

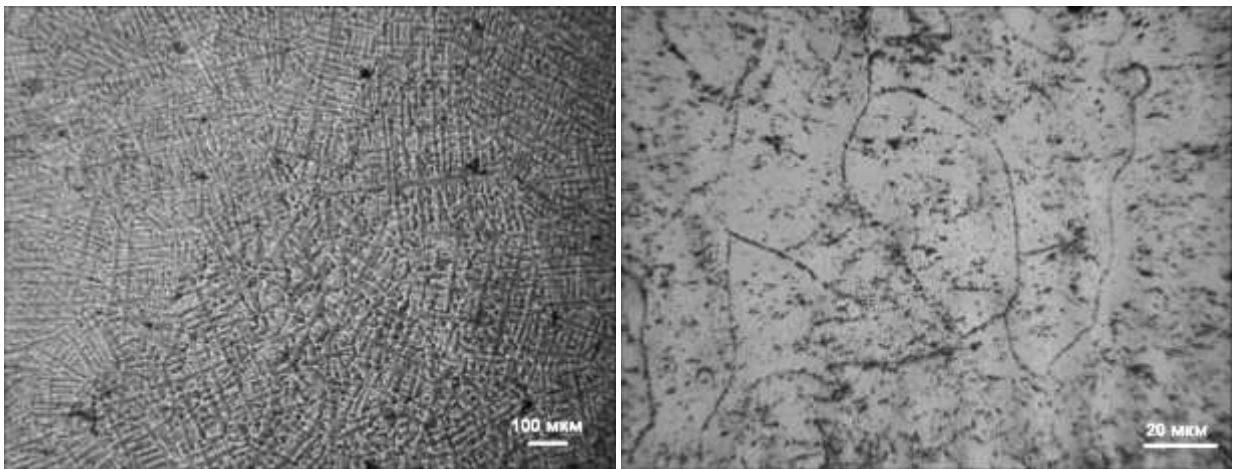
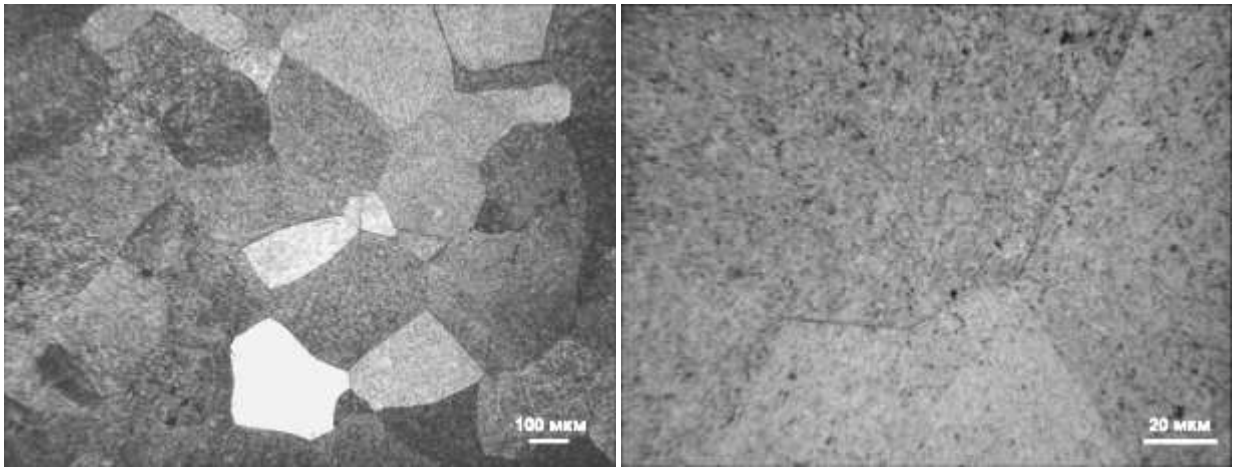
*a**б*

Рисунок 6.11 - Мікроструктура металу шва з'єднання економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1 , виконаного ЕПЗ режим №2 в стані після зварювання

ЗТВ економнолегованого титанового псевдо- β сплава LCB-5.1 , виконаного ЕПЗ складається з рівноосних поліедричних зерен розміром 80...500 мкм (рис. 6.12, *a*), в деяких з них спостерігається субструктура (рис. 6.12, *б*). В обсязі β -зерен рівномірно розподілені дисперсні частинки α -фази, розміром 1...3 мкм.

Кількість β -фази в стані після зварювання кількість β -фази в металі шва зварного з'єднання, ВТ19 знаходиться на рівні 92...99%.



а

б

Рис. 6.12 - Мікроструктура металу ЗТВ з'єднання економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1 , виконаного ЕПЗ режим №2 в стані після зварювання

Якщо порівнювати лише економнолеговані сплави то найменша кількість β -фази в ОМ і металі шва в стані після зварювання фіксується в сплаві Ti-3.6Fe-0.25O (див. таблиця 5.4). Близький вміст в ОМ β -фази зафіксовано в сплавах Timet LCB і LCB-5.1 – на рівні 74...77%. Сплав Timet LCB більш чутливий до термічного циклу ЕПЗ, в результаті зварювання кількість β -фази в металі шва зросла на 11%. Найменш чутливий до термічного циклу ЕПЗ сплав LCB-5.1 – кількість β -фази в металі шва зросла на 4%. В цілому для підвищення механічних властивостей з'єднань і основного металу необхідно рекомендувати додаткову термічну обробку – гартування або відпал, що дозволить для економно-легованих псевдо- β сплавів ще знизити кількість β -фази.

Міцність зварного з'єднання сплаву Timet LCB знаходиться на рівні 89% від міцності основного металу в стані прокату (Таблиця 6.3).

Найбільшу міцність мають з'єднання, економнолегованого титанового сплаву Timet LCB для цього сплаву значення міцності становлять 1068 МПа, або 89 % від міцності основного металу. Ударна в'язкість зразків з гострим надрізом KCV металу шва зварних з'єднань сплаву Timet LCB, виконаних ЕПЗ, знаходиться приблизно на одному рівні становить 3,2...6,1 Дж/см². Мі-

цність зварного з'єднання сплаву LCB-5.1 знаходиться на рівні 95% від міцності основного металу в стані прокату.

Таблиця 6.3 - Кількість β -фази в ОМ і металі шва з'єднань титанових псевдо- β сплавів, виконаних ЕПЗ

Режим, №	Тип зразка, сплав	Кількість β -фази, %
-	Основний метал, VT19	44,3
1	Зварне з'єднання, VT19, 7 мм/с.1	91,8
2	Зварне з'єднання, VT19, 11 мм/с,	99,3
-	Основний метал, Timet LCB	74
1	Зварне з'єднання, Timet LCB	85
-	Основний метал, LCB-5.1	71
1	Зварне з'єднання, LCB-5.1	75

В цілому зварні з'єднання розглянутих економно-легованих сплавів добре зварюються ЕПЗ і міцність отриманих з'єднань в стані після зварювання знаходиться на рівні не менше 90% від міцності сплаву після прокату.

Це дозволяє зробити висновок про відносну ефективність такого технологічного прийому як ЛТО при електронно-променевому зварюванні сплаву LCB-5.1 . ЛТО при ЕПЗ сплаву LCB-5.1 забезпечує зниження вмісту β -фази але, застосування ЕПЗ в поєднанні з післязварювальною ЛТО дозволяє отримати майже рівномічні зварні з'єднання економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1. Для того щоб забезпечити однорідну рівномірну структуру у всіх зонах зварного з'єднання, включаючи ЗТВ необхідно застосування додаткового пічного відпалу.

Таблиця 6.3 - Властивості зварних з'єднань товщиною 10 мм економно-легованих псевдо- β титанових сплавів, виконаних ЕПЗ

Тип зразка	σ_b , МПа	σ_{02} , МПа	δ_s , %	ψ , %	KCV, Дж/см ²
Основний метал, BT19	958	887	12	47	27
Зварне з'єднання, BT19 Режим №1, 7 мм/с .	876	842	11,3	36,8	29
Зварне з'єднання, BT19 Режим №2, 11 мм/с,	890,7	847,0	10,0	45,9	28
Основний метал, Timet LCB	1187	1145	12,7		13
Зварне з'єднання, Timet LCB	1068	1033	5,1		3,2
Основний метал, LCB- 5.1	1015	939	1,9		3,6
Зварне з'єднання, LCB- 5.1	960	921	3,8		6,4

6.2 Вплив погонної енергії при дуговому зварюванні вольфрамовим електродом на властивості зварних з'єднань

Дослідження впливу термічного циклу аргонодугового зварювання на структуру зварних з'єднань високоміцних титанових псевдо- β -сплавів проводили на зварних з'єднаннях товщиною 6 мм титанового псевдо- β -сплаву BT19 та економнолегованого титанового псевдо- β -сплаву LCB-5.1. [321-323].

Режими зварювання №2, №3, №4 та №12 передбачають застосування флюсів (табл. 6.4). Режими зварювання №6, №7, №10 та №11 передбачають використання присадного дроту. Витрата захисного газу в пальник складала 18...20 л/хв., в захисний пристрій для захисту остигаючого металу шва – 18...26 л/хв., в захисний пристрій для зворотної сторони шва – 5...8 л/хв. Приклад поперечних макрошліфів, виконаних зварних з'єднань наведено на рис 6.13.

Таблиця 6.4- Режими АДЗ високоміцних титанових псевдо- β -сплавів VT19 та LCB-5.1 без застосування присадного дроту

Режим, №	Тип сплаву	$I_{зв}$, А	U_d В	$V_{зв}$, м/Г	$T_{підігр}$, °С
1	VT19	310	12	10	-
2 (по флюсу)	VT19	240	11	10	-
3 (по флюсу)	VT19	220	11	10	-
4 (по флюсу)	VT19	340	11	16	
5 (по флюсу)	VT19	320	11	16	
6	LCB-5.1	330	12	10	-
7	LCB-5.1	310	12	10	400
8 (по флюсу)	LCB-5.1	240	11	16	-



a



б



в

Рисунок 6.13 - Поперечні макрошліфи з'єднання економнолегованого титанового псевдо- β -сплаву LCB-5.1, виконаного АДЗ: *a* – з додаванням присадного металу в шва в шов в кількості 10%; *б* - виконаного АДЗ по слою флюсу; *в* - наскрізним проплавленням без застосування присадного дроту

Метал шва зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного за режимом №1 (див. табл.6.5) представлений переважно витягнутими в напрямку тепловідводу β -зернами, перпендикулярними до осі шва (рис. 6.14 *a*) на тлі дендритної структури (рис 6.14 *б*).

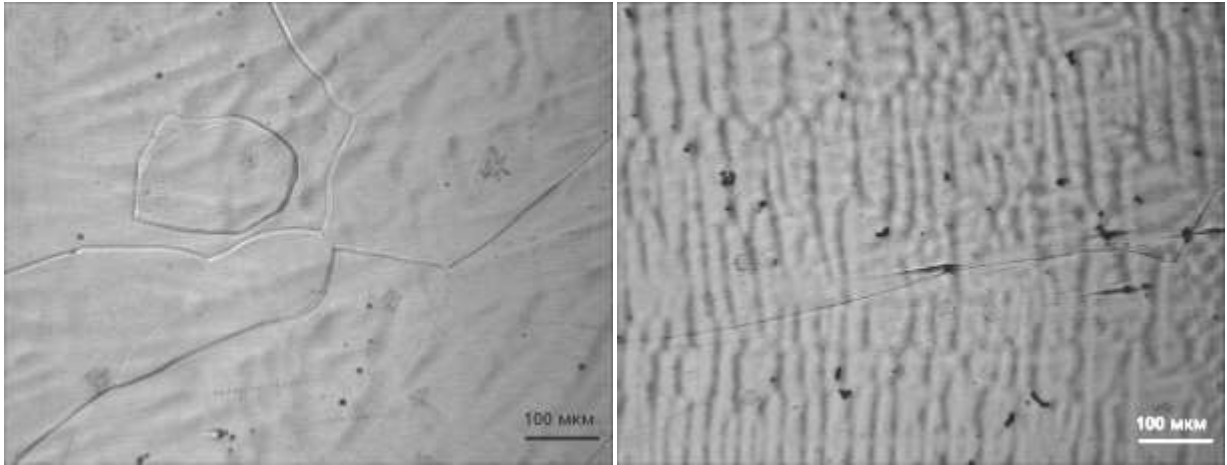
*a**б*

Рисунок 6.14 - Мікроструктура металу шва з'єднання псевдо- β -сплаву ВТ19, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням режимом №1 (див. табл.6.5) в стані після зварювання

Метал ЗТВ який нагрівався вище $T_{\text{пп}}$ складається з рівноосних поліедричних зерен β -фази (рис. 6.15 *a*). В ділянці ЗТВ, що примикає до ОМ, і де температура не перевищувала $T_{\text{пп}}$ сплаву, на тлі β -фази спостерігаються частинки α -фази, кількість яких зменшується по мірі віддалення від ОМ (Рис. 6.15 *б*).

Мікроструктура металу зварного з'єднання, виконаного АДЗ по шару флюсу зі швидкістю зварювання 10 м/год (режим №2 див. Таблиця 6.5), в стані після зварювання представлена на рис. 6.16. Метал шва складається з зерен β -фази, тонкі границі якої видно на тлі дендритної структури. Метал навколошовної зони складається з рівно вісних зерен β -фази.

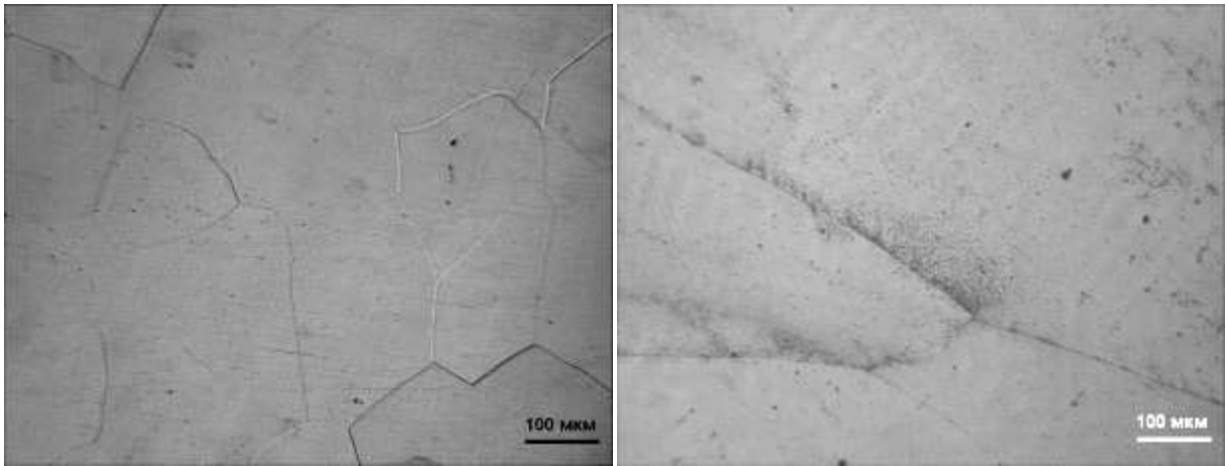
*a**б*

Рисунок 6.15 - Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання титанового псевдо- β -сплаву ВТ19, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням режимом №1 (див. табл.6.5) в стані після зварювання

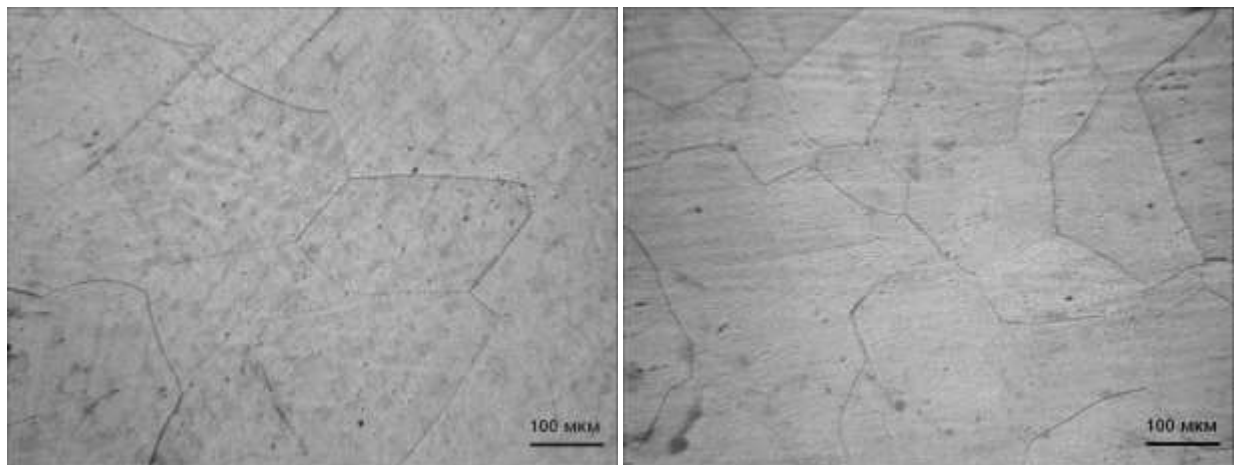
*a**б*

Рисунок 6.16 - Мікроструктура зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного АДЗ режим №2 (див. табл.6.5) по шару флюсу в стані після зварювання: *a* - метал шва; *б* - метал ЗТВ

Мікроструктура металу шва і навколошовної зони зварного з'єднання, виконаного зі швидкістю зварювання 10 м/год (режим №3 Таблиця 6.5) показані на рис. 6.17. Метал шва складається з рівноосних і нерівно вісних зерен β -фази з тонкими межами, на тлі дендритної структури, метал навколошовної зони складається із рівноосних зерен β -фази.

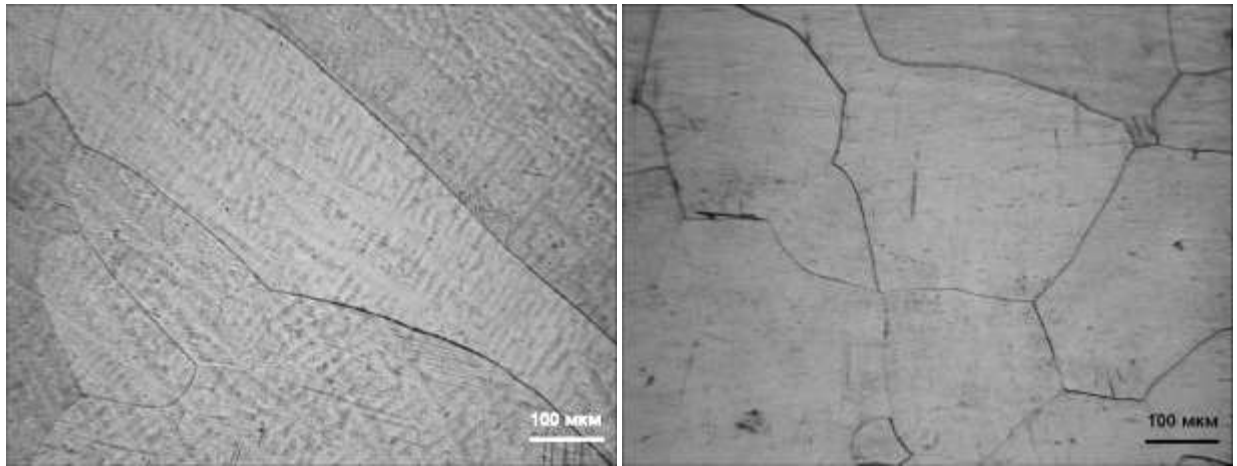
*a**б*

Рисунок 6.17 - Мікроструктура зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного АДЗ режим №3 (див. табл.6.5) по шару флюсу в стані після зварювання: *a* - метал шва; *б* - метал ЗТВ

Мікроструктура металу шва і навколошовної зони зварного з'єднання, виконаного зі швидкістю зварювання 16 м/год (режим №4 Таблиця 6.6) показані на рис. 6.18. Метал шва складається з рівноосних і витягнутих в напрямку тепловідводу нерівноосних β -зерен з тонкими волосоподібними границями на тлі дендритної структури. Метал навколошовної зони становлять рівноосні β -зерна.

Мікроструктура металу шва і навколошовної зони зварного з'єднання, виконаного зі швидкістю зварювання 16 м/год (режим №5 Таблиця 6.5) показані на рис. 6.19. Мікроструктура металу зварного шва так само, як і попередніх зварних з'єднань, виконаних АДЗ по шару флюсу, складається з рівноосних і витягнутих в напрямку тепловідводу нерівноосних β -зерен з тонкими волосоподібними границями на тлі дендритної структури. Навколошовної зону складають рівноосні β -зерна.

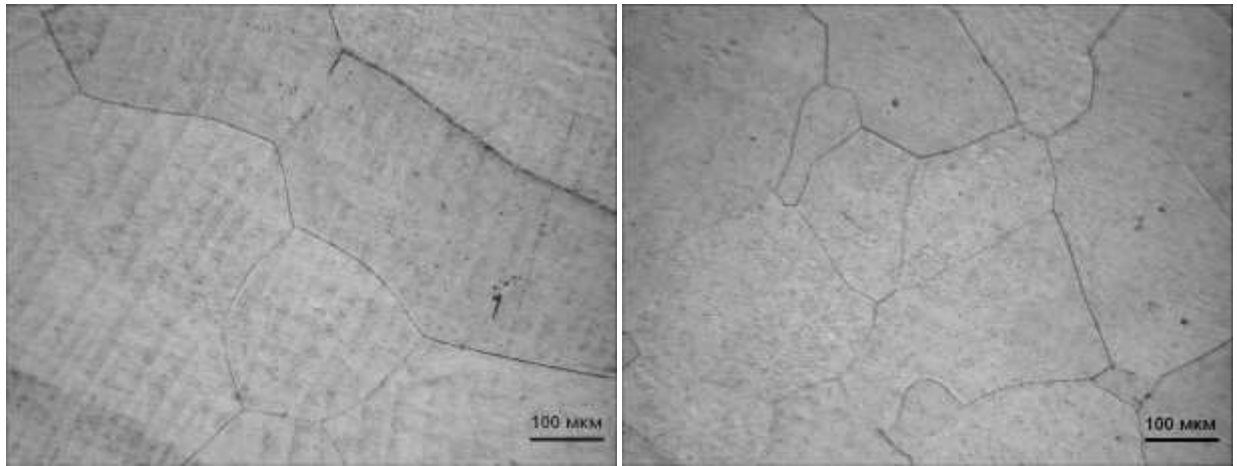
*a**б*

Рисунок 6.18. Мікроструктура зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного АДЗ режим №4 (див. табл.6.5) по шару флюсу в стані після зварювання: *a* - метал шва; *б* - метал ЗТВ

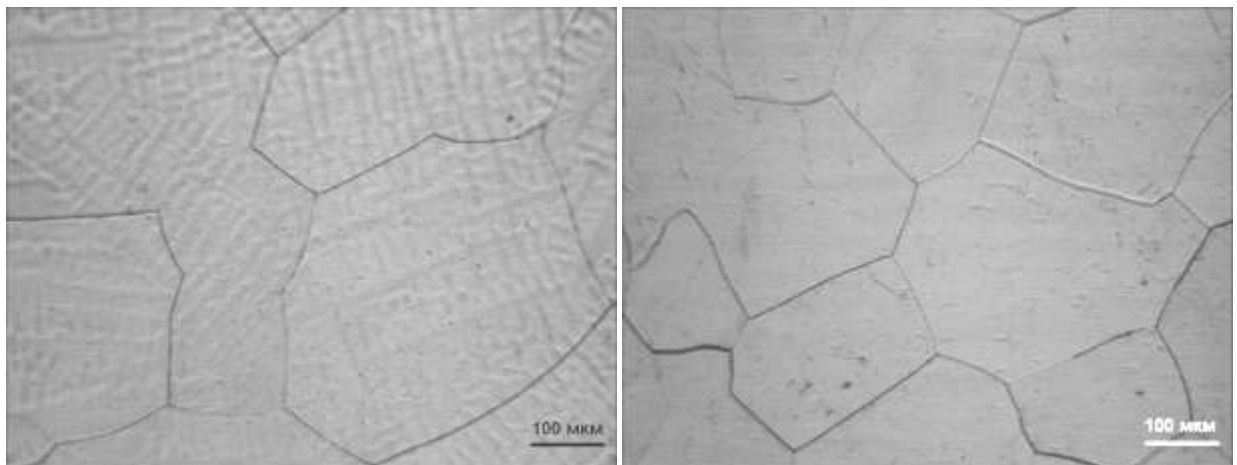
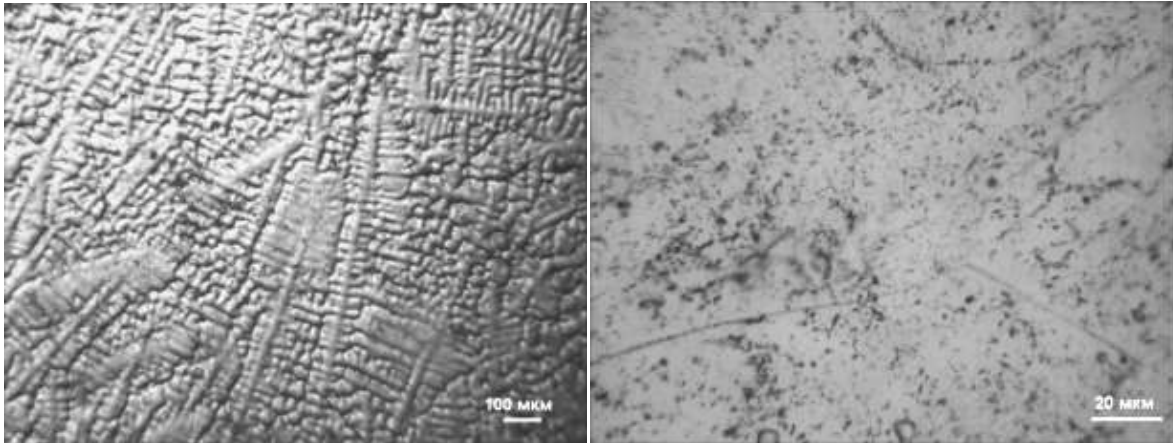
*a**б*

Рисунок 6.19 - Мікроструктура зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного АДЗ (режим №3) вольфрамовим електродом по шару флюсу в стані після зварювання: *a* - метал шва; *б* - метал ЗТВ

Мікроструктура металу шва зварного з'єднання економнолегованого титанового псевдо- β -сплаву ЛСВ-5.1, виконаного аргано-дуговим зварюванням вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням без присадного дроту режим №6 (див. табл.6.5) представлено на рис 6.20. При малому збільшенні чітко проявляється дендритна структура металу шва (рис.6.20, *a*). Час-

тки іншої фази що виділилися більш дрібні, ніж в ОМ, їх розміри становлять від менше 1 мкм до 3...4 мкм (рис.6.20, б), що, можливо, пов'язано з високою швидкістю охолодження металу шва після зварювання. Якщо в ОМ частки α -фази спостерігалися як в тілі зерна, так і на його границях, то в металі шва границі зерен практично вільні від виділень другої α -фази.



a

б

Рисунок 6.20 - Мікроструктура металу шва з'єднання економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1 , виконаного АДЗ наскрізним проплавленням режим №6 (див. табл.6.5) в стані після зварювання

В околшовной зоні цього з'єднання виявляються смуги деформації (рис.6.21, *a*), розташовані уздовж напрямку прокату ОМ, крім того, на цих же фотографіях можна бачити ямки травлення, які витравлюються в місцях скупчень дислокацій, що свідчить про високу дефектність кристалічної решітки металу околшовной зони по порівнянню з іншими ділянками даного зварного з'єднання. Дисперсні частинки спостерігаються як в обсязі зерен, так і на їх межах. Розміри таких частинок від менш 1 мкм до 2...3 мкм (рис.6.21, *б*).

Мікроструктура металу шва зварного з'єднання економнолегованого титанового псевдо- β -сплаву LCB-5.1 виконаного методом АДЗ наскрізним проплавленням з попереднім підігрівом з'єднання до температури 400°C режим №7 (див. табл.6.5), показано на рис. 6.22. Метал шва, як у верхній, так і в нижній частині має дендритну структуру. Однак у верхній частині шва (рис.

6.22, *a*) інтенсивність розпаду β -фази значно менше, ніж в нижній його частині (рис. 6.22, *б*). Розмір частинок α -фази що виділилися при охолодженні шва у верхній частині шва менше 1 мкм, в нижній частині шва частки мають розмір до 2 мкм.

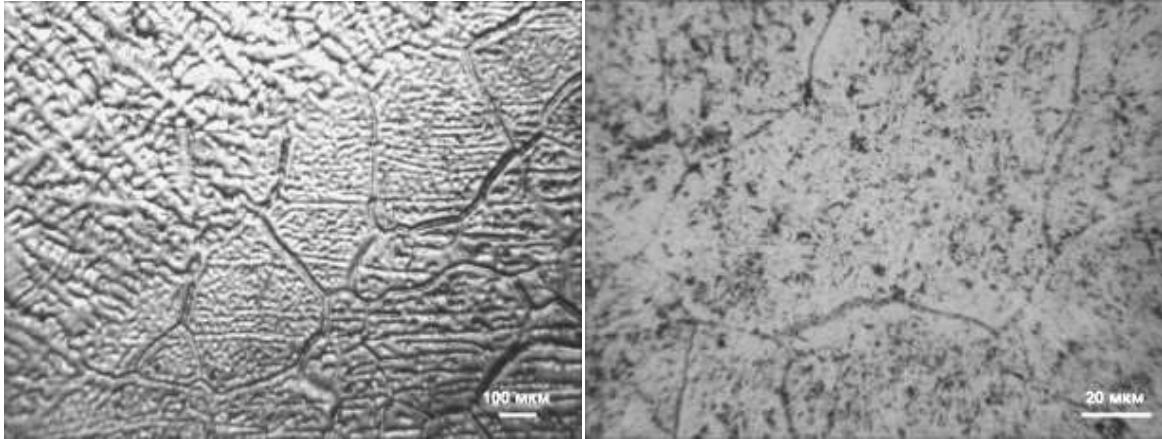
*a**б*

Рисунок 6.21 - Мікроструктура металу ЗТВ з'єднання економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1 , виконаного АДЗ наскрізним проплавленням в стані після зварювання

На рис. 6.23 *a*, наведено структуру металу в ЗТВ з рівновісними зернами і ямками травлення. Як відомо, ямки травлення утворюються після дії реактиву в місцях виходу на поверхню шліфа таких дефектів кристалічної будови, як скупчення дислокацій. В металі ЗТВ як і в шві спостерігається неоднорідний розпад β -фази. Поблизу зони сплавлення інтенсивність розпаду β -фази з виділенням дисперсних частинок α -фази вище, ніж в більш віддалених від зони сплавлення ділянках ЗТВ (рис. 6.23, *б*). Крім того, розмір виділившихся частинок α -фази поблизу зони сплавлення досягає 2...3 мкм, а в ділянках ЗТВ, віддалених від зони сплавлення, розмір дисперсних частинок дрібніше і становить менше 1 мкм.

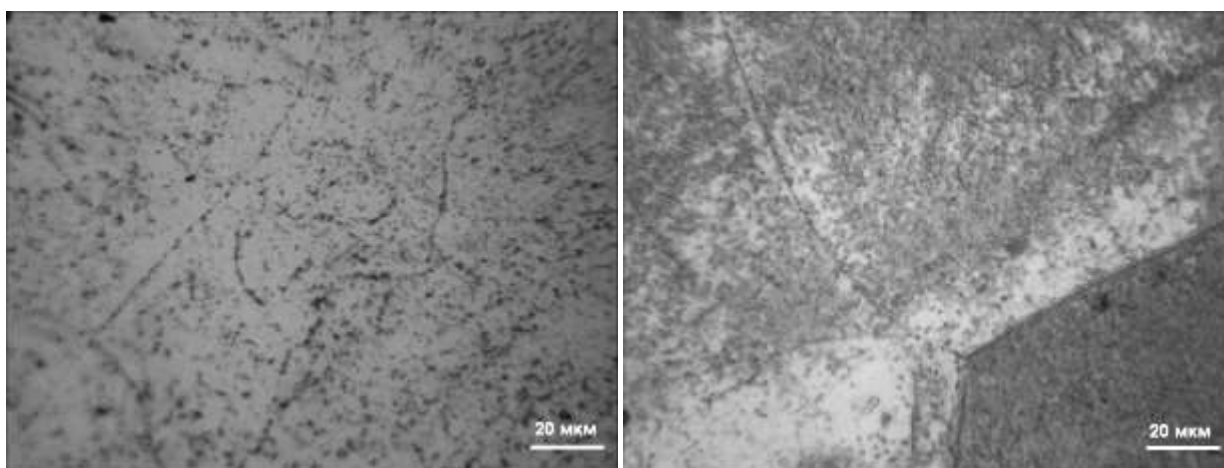
*а**б*

Рисунок 6.22 - Мікроструктура металу шва з'єднання економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1 , виконаного АДЗ наскрізним проплавленням з попереднім підігрівом до 400°С режим №7 (див. табл.6.5) в стані після зварювання

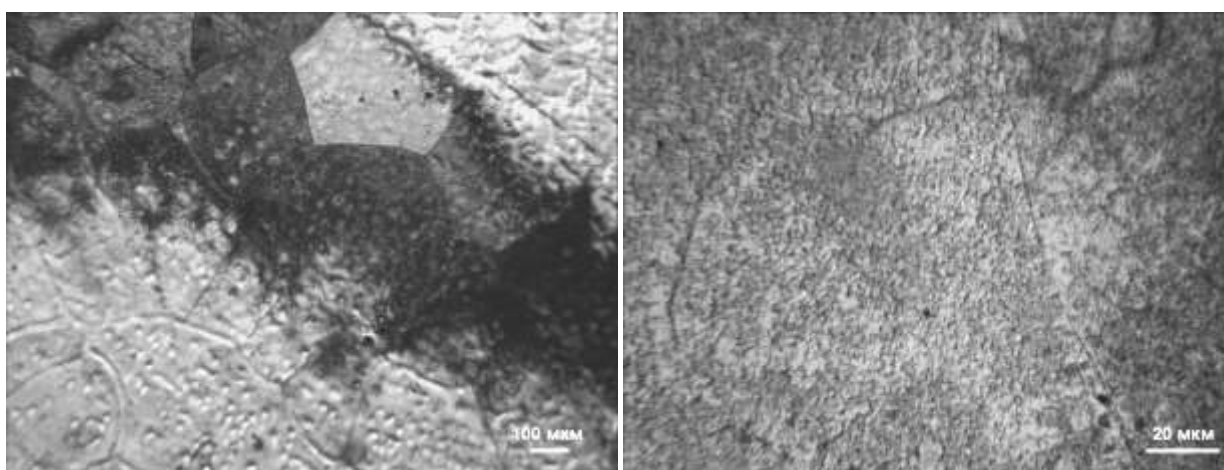
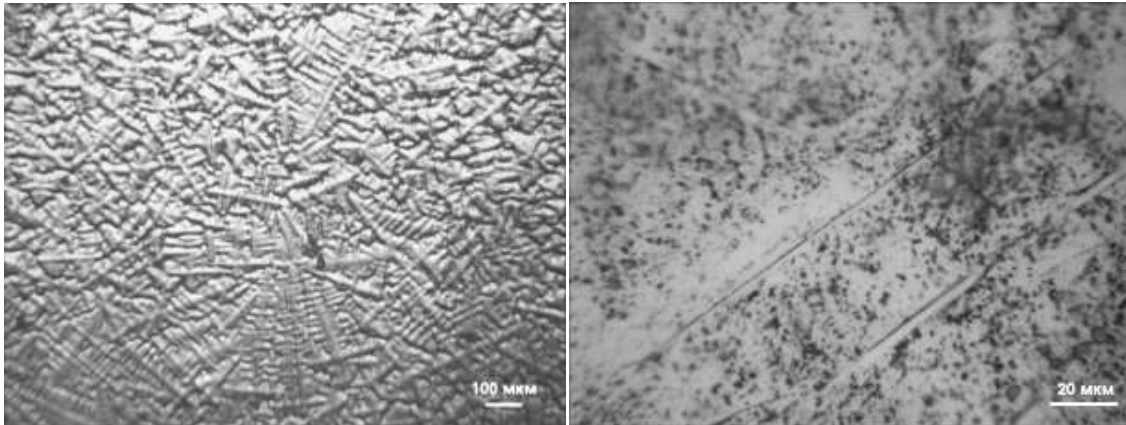
*а**б*

Рисунок 6.23 - Мікроструктура металу ЗТВ з'єднання економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1 , виконаного АДЗ наскрізним проплавленням з попереднім підігрівом до 400°С режим №7 (див. табл.6.5) в стані після зварювання

Мікроструктура металу шва зварного з'єднання економнолегованого титанового псевдо- β -сплаву LCB-5.1 виконаного методом АДЗ по флюсу режим №8 (див. табл.6.5). В металі шва після травлення чітко виявляється дендритна структура (рис.6.24, *а*). Метал шва складається з рівноосних і витя-

гнутих в напрямку тепловідводу зерен β -фази, в обсязі яких розташовуються дисперсні частинки α -фази розміром від менш 1 мкм до 2 мкм (рис.6.24, б).



а

б

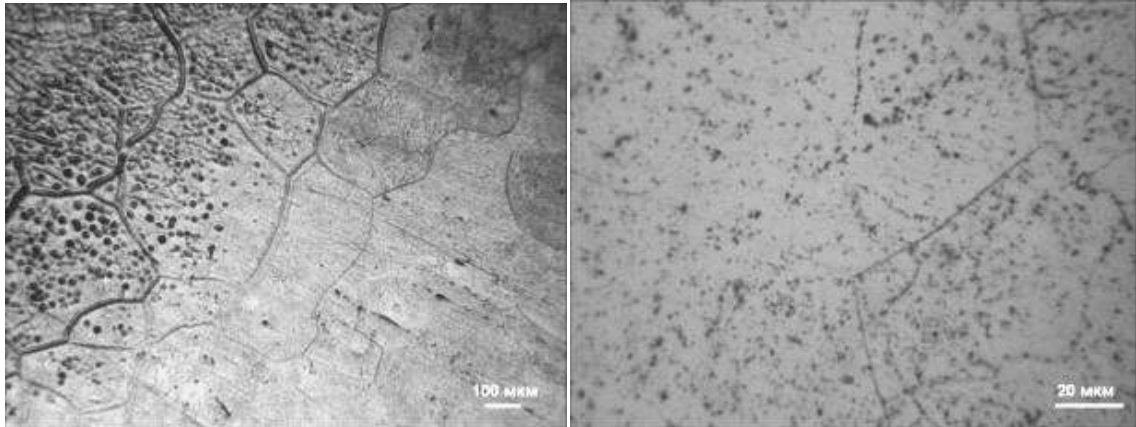
Рисунок 6.24 - Мікроструктура металу шва з'єднання економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1 , виконаного АДЗ по флюсу режим №8 (див. табл.6.5) в стані після зварювання

На рис.6.25, *а* показано мікроструктуру металу зварного з'єднання економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1 в околешовній зоні. Метал околешовної зони складається з рівноосних поліедричних зерен β -фази. Для металу цієї зони характерно наявність ямок травлення (рис. 6.25, *а*). В обсязі β -зерен спостерігається присутність дисперсних α -частинок розміром від менш 1 мкм до 2 мкм (рис. 6.25, *б*).

Таким чином структура металу шва і ЗТВ з'єднань економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1 виконаного АДЗ ґрунтується на β -фазі. У структурі присутні і виділення метастабільної α -фази, розмір виділень частинок другої фази дрібніший, ніж в ОМ, їх розміри становлять від менше 1 мкм до 3...4 мкм. Найбільш дрібнодисперсні виділення метастабільної α -фази мають з'єднання виконані зварюванням по флюсу до 1...2 мкм.

З'єднання сплаву LCB-5.1 , виконані зварюванням по флюсу, мають найбільші міцність 972 МПа і найбільшу ударну в'язкість на рівні 5,7 Дж/см². З'єднання, виконані АДС з попереднім підігрівом крім великих розмірів шва і ЗТВ мають в стані після зварювання нерівномірне виділення дрібнодисперс-

них частинок метастабільної α -фази – у верхній часті шва більш дрібнодисперсні ніж у нижній. Це може свідчити про дуже високу температуру застосованого попереднього підігріву, що складав в даному випадку 400°C . В цілому застосування попереднього підігріву для АДЗ з'єднань економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1 небажано.



a

б

Рисунок 6.25 - Мікроструктура металу ЗТВ з'єднання економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1 , виконаного АДЗ по флюсу флюсу режим №8 (див. табл.6.5) в стані після зварювання

Вивчення механічних властивостей зварних з'єднань титанового псевдо- β -сплаву BT19, виконаних АДЗ вольфрамовим електродом із застосуванням флюсів показало, що найнижчі значення міцності в стані після зварювання мають з'єднання виконані на швидкостях зварювання 16 м/год. Однак міцність в цілому зварних з'єднань, виконаних АДЗ вольфрамовим електродом із застосуванням флюсів відповідає міцності з'єднань виконаних АДЗ без застосування флюсів і присадного дроту, режим №1 (Див. Табл. 6.4) де $\sigma_{\text{в}} = 860$ МПа. При зварюванні на швидкостях 16 м/год міцність з'єднань відповідає 97% міцності з'єднань виконаних без застосування флюсів. Що дозволяє зробити висновок, що застосування флюсів при АДЗ не надає особливого впливу на вміст β -фази в металі шва. В цілому підвищення погонної енергії при АДЗ до 750...800 кДж/м позитивно впливає на механічні властивості зварних з'єднань псевдо- β -сплаву BT19 (рис. 6.26). Для обмеження ширини

шва та об'єму зварювальної ванни доцільно застосовувати режими АДЗ з значеннями погонної енергії в діапазоні 700...800 кДж/м [324, 325]. Для зварних з'єднань економнолегованого псевдо- β -сплаву LCB-5.1 рекомендовано 550...600 кДж/м.

Таблиця 6.5 - Механічні властивості зварних з'єднань титанового псевдо- β -сплаву VT19, АДЗ в стані після зварювання

Режим, №	Сплав, тип зразка,	σ_b , МПа	σ_{02} , МПа	δ_s , %	ψ , %	KCV, Дж/см ²
-	ОМ VT19	958	887	12	47	27
1	VT19, зварне з'єднання	860	839	13,3	60	19
2	VT19, зварне з'єднання	857	815	13,3	55	14
3	VT19, зварне з'єднання	863	820	10	40	12
4	VT19, зварне з'єднання	849	813	10,7	45,1	13
5	VT19, зварне з'єднання	836	801	12	50,3	15
-	ОМ Сплав LCB-5.1	1071	971	2,0	-	5,3
6	Сплав LCB-5.1 зварне з'єднання	921				4,9
7	Сплав LCB-5.1 зварне з'єднання	799				4,3
8	Сплав LCB-5.1 зварне з'єднання	972	936	10,0	27	5,7

Встановлення розподілу мікротвердості металу зварних з'єднань економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1, дозволило зробити висновок, що в цілому рівень мікротвердості в шві всіх з'єднань знаходиться на рівні 3400 МПа (рис. 6.26 – рис. 6.28).

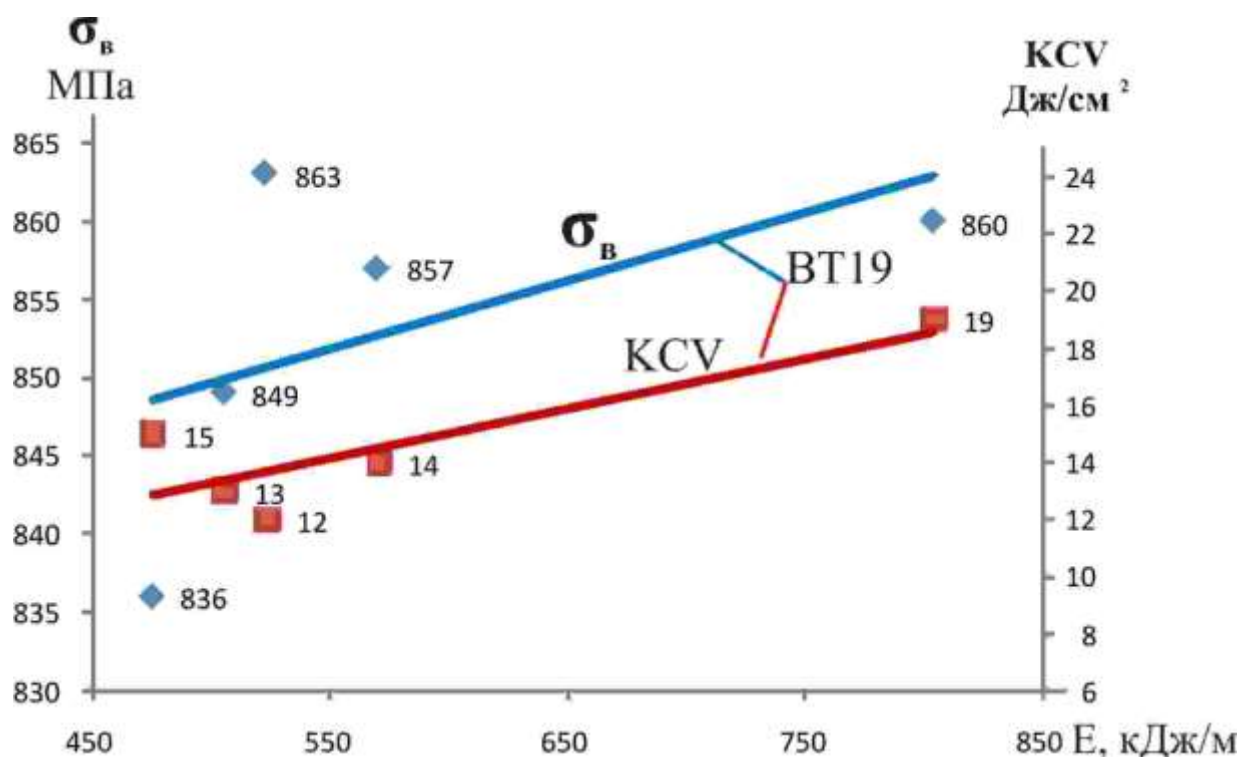


Рисунок 6.26 - Вплив погонної енергії при АДЗ на механічні властивості зварних з'єднань псевдо- β -сплаву ВТ19

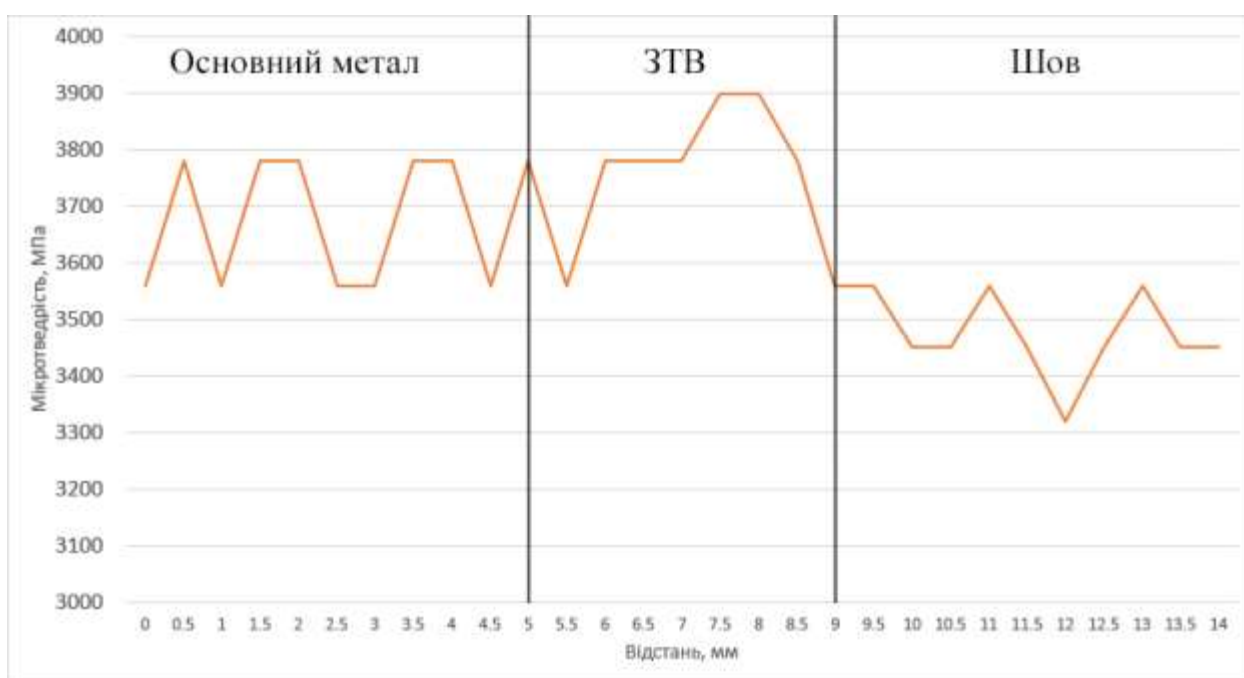
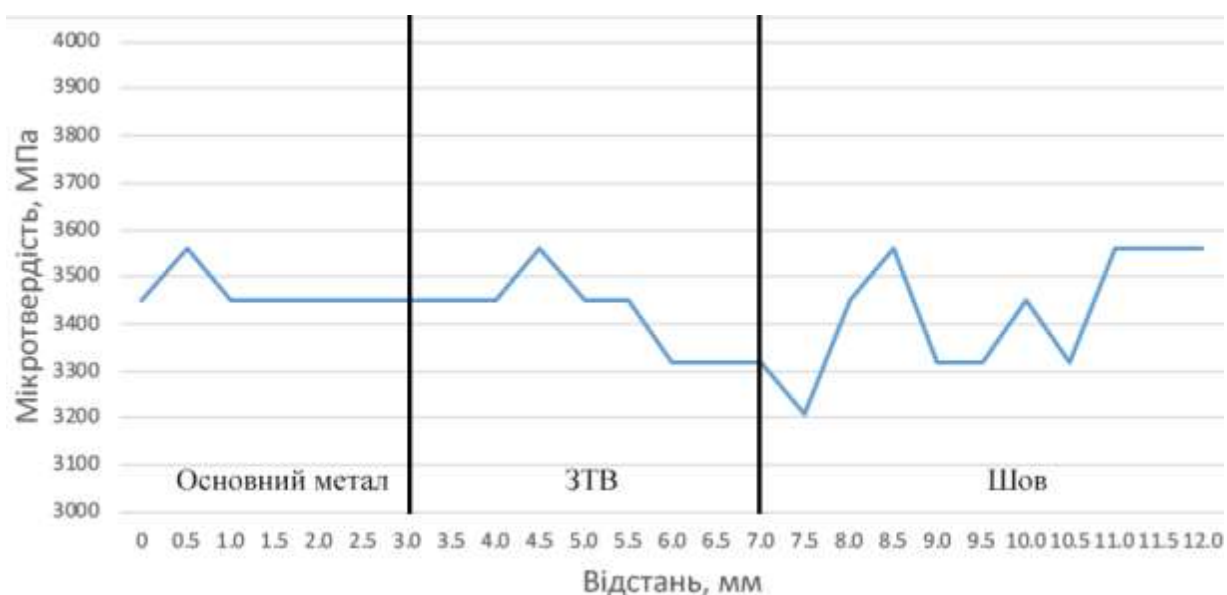
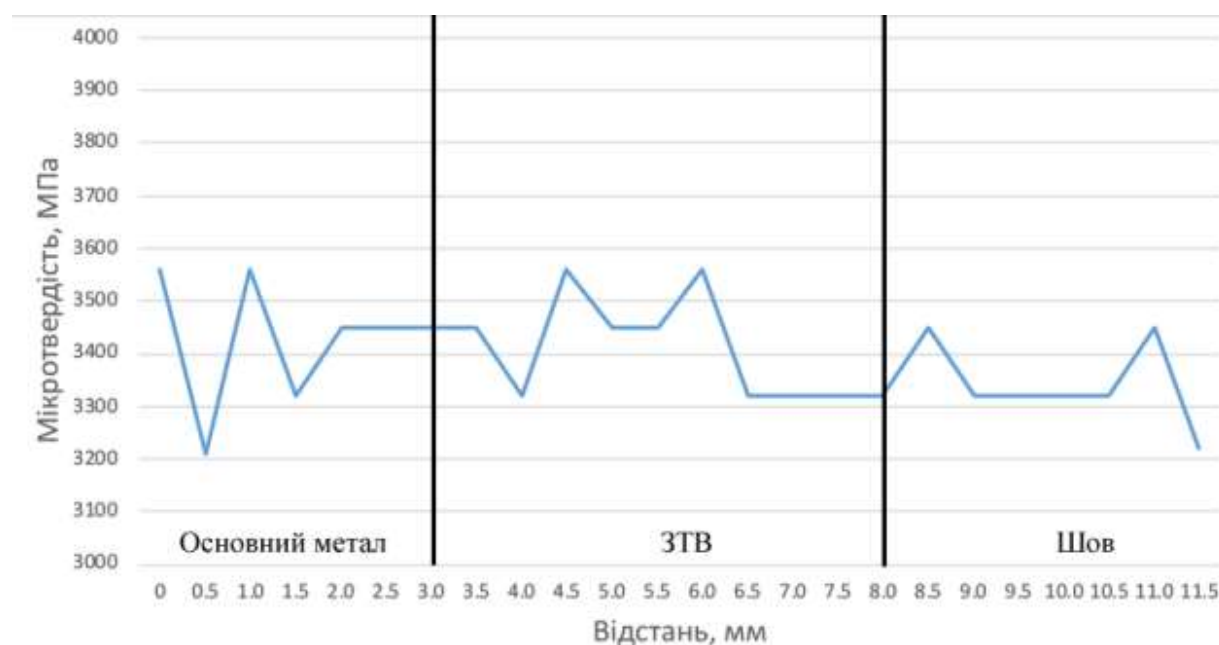


Рисунок 6.27 - Розподіл мікротвердості з'єднання сплаву LCB-5.1, виконаного АДЗ з попереднім підігрівом до 400°C (див. табл.6.5) в стані після зварювання



а



б

Рисунок 6.28 - Розподіл мікротвердості з'єднання сплаву LCB-5.1 , виконано-го АДЗ: а- наскрізним проплавленням режим №6 (див. табл.6.5);

б - по шару флюсу режим №8 (див. табл.6.5)

В з'єднаннях сплаву LCB-5.1 , виконаних АДЗ з попереднім підігрівом до 400°Св стані після зварювання рівень мікротвердості найменший в металі шва і трохи вище в ЗТВ порівняно з ОМ (рис. 6.29). Нижчий рівень мікротве-

рдостіможно пояснити тим що в металі шва формується більша кількість метастабільної β -фази порівняно з основним металом (Табл.6.6). Це дозволяє зробити висновок про те що міцність шва і ЗТВ нижче міцності основного металу, за рахунок більшої кількості метастабільною β -фази [326, 327].

В цілому кращі механічні властивості мають зварні з'єднання сплаву ВТ19 виконані АДЗ з значеннями погонної енергії в діапазоні 700...800 кДж/м, для зварних з'єднань економнолегованого псевдо- β -сплаву LCB-5.1 рекомендовано 550...600 кДж/м.

Таблиця 6.6 - Кількість β -фази в ОМ і металі шва з'єднань економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1 , виконаних АДЗ

Режим, №	Тип зразка,	Кількість β - фази, %
-	Основний метал ВТ19	55,7
1	Зварне з'єднання сплаву ВТ19	77,1
2	Зварне з'єднання сплаву ВТ19, по флюсу	80,7
3	Зварне з'єднання сплаву ВТ19, по флюсу	82,1
4	Зварне з'єднання сплаву ВТ19, по флюсу	82,3
5	Зварне з'єднання сплаву ВТ19, по флюсу	80,1
ОМ	Основний метал сплаву LCB-5.1	76
6	Зварне з'єднання сплаву LCB-5.1	77
7	Зварне з'єднання сплаву LCB-5.1 з попереднім підігрівом 400°C,	75
8	Зварне з'єднання сплаву LCB-5.1 по флюсу	63

6.3 Вплив хімічного складу металу шва зварних з'єднань на їх механічні властивості при аргонодуговому зварюванні вольфрамовим електродом

Для високоміцних титанових псевдо- β -сплавів таких як VT19 та економічно-легований сплав LCB-5.1 відсутні зварювальні дроти відповідного хімічного складу. Тому доцільно використати як присадний метал нелегований титановий дріт марки VT1-00св, що дозволяє не змінюючи систему легування зварного шва зменшити вміст легуючих елементів у металі шва, в залежності від режиму зварювання [328, 329]. Дослідження впливу присадного металу та хімічного складу металу зварних швів на властивості зварних з'єднань високоміцних титанових псевдо- β -сплавів проводили на зварних з'єднаннях товщиною 6 мм титанового псевдо- β -сплаву VT19 та економічнолегованого титанового псевдо- β -сплаву LCB-5.1, зварювання виконувалося без оброблення. Режими зварювання №9, №10, №11 та №12 передбачають використання присадного дроту (Табл. 6.7). Витрата захисного газу в пальник складала 18...20 л/хв., в захисний пристрій для захисту остигаючого металу шва – 18...26 л/хв., в захисний пристрій для зворотної сторони шва – 5...8 л/хв.

Таблиця 6.7- Режими АДЗ високоміцних титанових псевдо- β -сплавів VT19 та LCB-5.1 з присадним дротом

Режим, №	Тип сплаву	$I_{зв}$, А	U_d , В	$V_{зв}$, м/г	$V_{п.пр}$, м/г	Вміст присадного металу у шві, %
9	VT19	380	12	8	30	10...12
10	VT19	420	12	8	60	22...24
11	LCB-5.1	350	12	10	30	10-12
12	LCB-5.1	350	12	10	60	20-22

Вивчення поперечних перерізів отриманих макрошліфів дозволило зробити висновок, що вміст присадного металу в металі зварного шва при зварюванні на режимах №9 та №11 становить близько 10%, а при зварюванні на режимах №10 та №12 вміст присадного металу в металі зварного шва ста-

новить близько 20 %. Додавання менш легованого присадного металу ВТ1-00св до металу шва призводить до зниження вмісту легуючих елементів у металі шва (табл.6.8), а також до монотонного зниження міцності металу шва сплаву системи Ti-5Al-2.8Mo-2.3V-4Nb-1,3Cr-1Fe-2,7Zr (табл.6.9). Навіть при додаванні 20%ВТ1-00св метал шва відноситься до групи титанових псевдо- β -сплавів і може піддаватися зміцнювальній термообробці - загартування та подальшого старіння як і ОМ.

Таблиця 6.8 – Хімічний склад металу швів високоміцних титанових псевдо- β -сплавів ВТ19 та LCB-5.1 , виконаних з додаванням присадної проволочки ВТ1-00св

№ режиму згідно з табл.6.8	Хімічний склад, % мас.							
	Al	Mo	V	Nb	Cr	Fe	Zr	Ti
9	2,7	4,95	-	-	4,95	3,2	0,9	Основа
10	2,4	4,4	-	-	4,4	2,6	0,8	
11	2,5	4,6	-	-	-	4,4	-	
12	2,2	4,1	-	-	-	3,9	-	

Таблиця 6.9 - Розрахункова міцність, K_{β} та еквіваленти молібдену та алюмінію металу швів високоміцних титанових псевдо- β -сплавів ВТ19 та, виконаних з додаванням присадного металу ВТ1-00св

Тип зразка або № режиму зварювання згідно з табл. 6.8	K_{β}	[Mo]экв, %	[Al]экв, %	Тимчасовий опір розриву, МПа
ОМ ВТ19	1,56	17,2	4,1	1685
9	1,4	15,48	3,7	1556
10	1,25	13,76	3,28	1388
ОМ LCB-5.1	1,55	17,1	4,2	1360
11	1,41	15,6	4,0	1255
12	1,25	13,85	3,7	1149

Мікроструктура металу шва зварного з'єднання титанового псевдо- β -сплаву ВТ19 виконаного аргоно-дуговим зварюванням вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням з подачею присадного дроту ВТ1-00св зі швидкістю 30 м/год, на режимі №9 (див. табл. 6.8) який забезпечує вміст ВТ1-00 в шві на рівні 10% в стані після зварювання представлена на рис. 6.32. Метал шва має дендритну структуру (рис. 6.29 *a*), на тлі якої утворилися зерна β фази, витягнуті в напрямку відводу тепла. В β -зернах спостерігаються дисперсні частинки α -фази розміром близько 1 мкм і менше, розподіл таких частинок в обсязі зерна - не рівномірно (рис. 6.29 *б*).

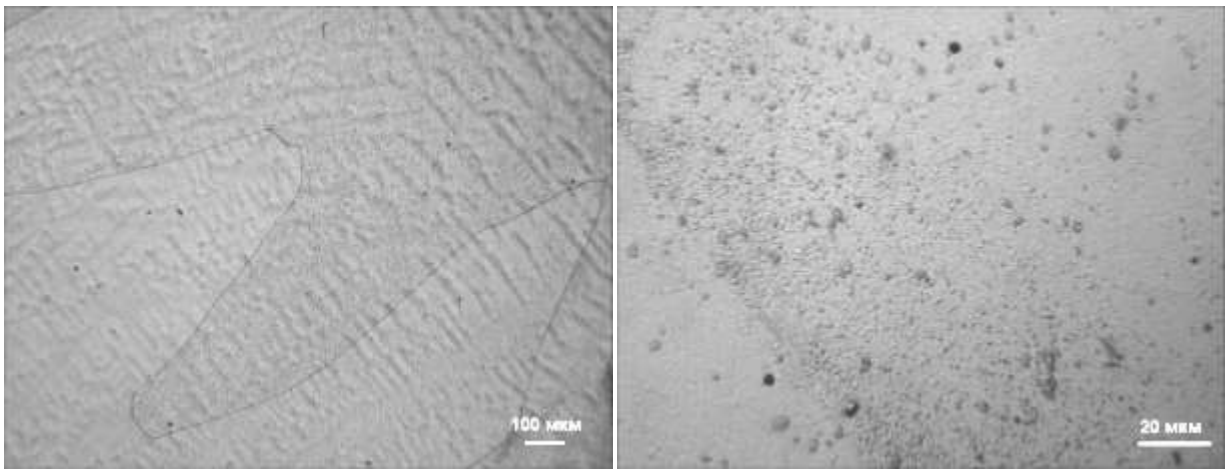
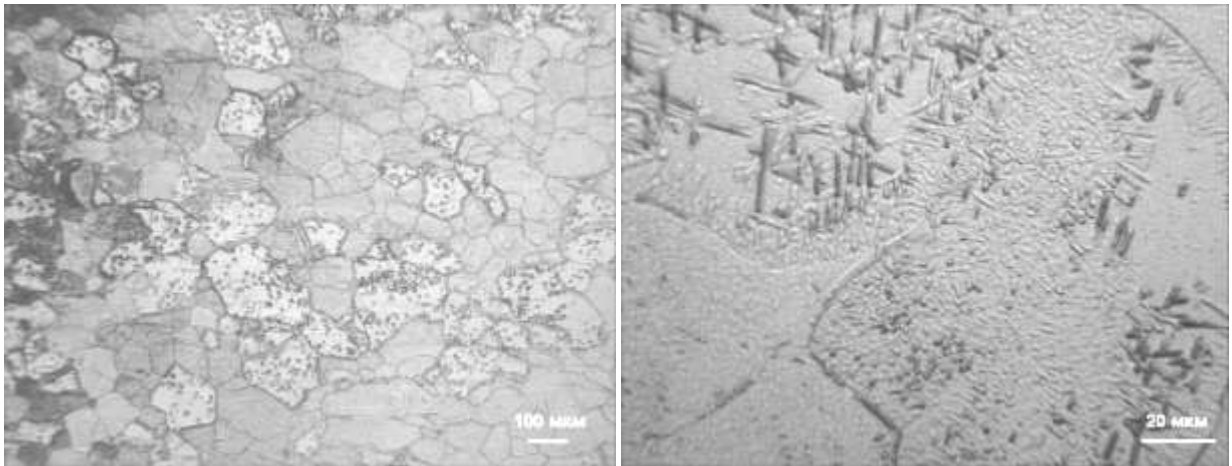
*a**б*

Рисунок 6.29 - Мікроструктура металу шва зварного з'єднання титанового псевдо- β -сплаву ВТ19, виконаного АДЗ режим №9 (див. табл. 6.8) в стані після зварювання

Поверхнева ділянка ЗТВ, цього з'єднання, що примикає до ОМ, де температура при зварюванні не перевищувала температуру поліморфного перетворення, складається з рівно вісних поліедричних β -зерен (Рис. 6.30 *a*). Як і в ОМ, в цій частині ЗТВ мають місце виділення пластинчастих частинок α -фази довжиною 2...7 мкм і товщиною 1...1,5 мкм, а також дисперсні частинки α -фази розміром до 1 мкм. У глибинній ділянці ЗТВ, що не нагрівається при зварюванні вище $T_{\text{пн}}$, ланцюжки рівноосних зерен β -фази чергуються з шарами масивної β -фази, витягнутої в напрямку прокату (рис. 6.30, *б*). В обсязі зе-

рен присутня пластинчата α -фаза довжиною 2...20 мкм, товщиною 1...1,5 мкм, а також дисперсна фаза розміром до 1 мкм (Рис 6.330 в). Інтенсивність внутризеренних виділень зменшується в міру віддалення від ОМ. В ділянці ЗТВ, де температура при зварюванні перевищувала $T_{\text{шп}}$, по всій товщині в результаті фазової перекристалізації сформувалися рівноосні поліедричні β -зерна.



a

б

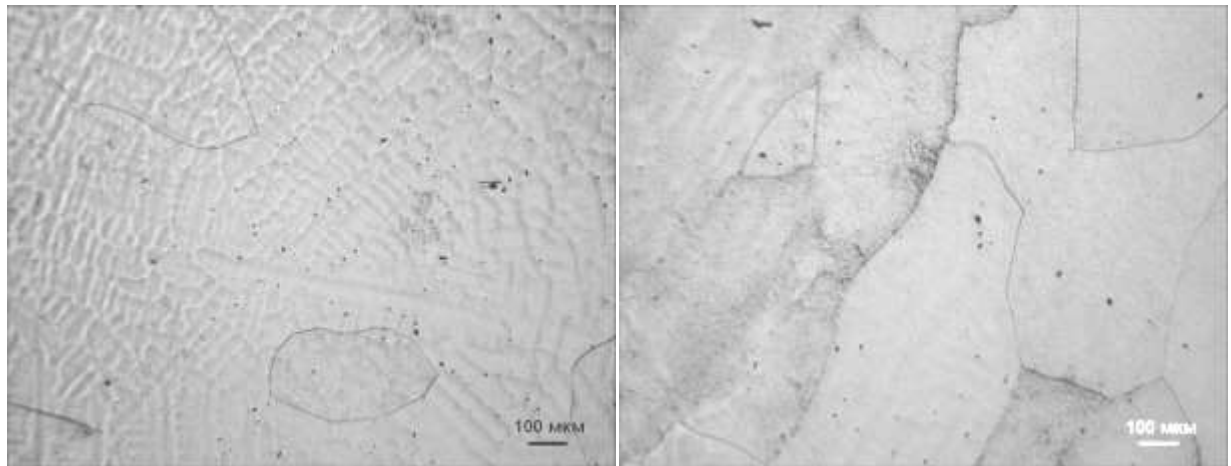
Рисунок 6.30 – Мікроструктура металу ЗТВ в глибині зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного АДЗ режим №9 (див. табл. 6.8) в стані після зварювання

Мікроструктура металу шва зварного з'єднання титанового псевдо- β -сплаву ВТ19 виконаного АДЗ з подачею присадного дроту ВТ1-00св режим №10 (див. табл. 6.8) зі швидкістю 60 м/год на режимах зварювання, які забезпечують вміст ВТ1-00 в шві 20%, представлена в стані після зварювання на рис. 6.31.

Метал шва зварного з'єднання титанового псевдо- β -сплаву ВТ19 виконаного аргано-дуговим зварюванням вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням з подачею присадного дроту ВТ1-00св зі швидкістю 60 м/год складається переважно β -фази, границі якої виявляються на тлі дендритної структури (Рис. 6.31 *a*). Можна помітити численні ямки травлення, що локалізуються в міждендритних проміжках (Рис. 6.31 *a, б*). У структурі металу

шва також спостерігаються дисперсні виділення α -фази (Рис. 6.31 б) розміром близько 1 мкм. Найбільш висока щільність таких виділень - у верхній частині шва поблизу зони сплавлення, тут розмір деяких частинок досягає 2...3 мкм. Мабуть, температурний режим в процесі зварювання і охолодження сприяв збільшенню щільності і розміру часток, які виділялись в цій ділянці шва дисперсної фази.

В металі ЗТВ цього з'єднання структурно відрізняються поверхневі і глибинні ділянки, що піддавалися нагріванню при зварюванні до температур нижче $T_{\text{ш.}}$. Так в поверхневій ділянці на тлі β -зерен спостерігаються пластинчасті частинки α -фази (Рис. 6.32 а), причому її кількість зменшується з наближенням до ділянки ЗТВ, яка піддавалась нагріванню при зварюванні до температур вище $T_{\text{ш.}}$. В глибинній ділянці ЗТВ пластинчасті частинки зустрічаються рідко. В ділянці ЗТВ, де температура при зварюванні перевищувала $T_{\text{ш.}}$, мікроструктура поверхневої і глибинної ділянок ЗТВ однакова (Рис. 6.32 б) і складається з рівно вісних зерен β -фази з дрібнодисперсними виділеннями іншої α -фази, розподіл якої в обсязі зерна більш рівномірний, ніж в шві.



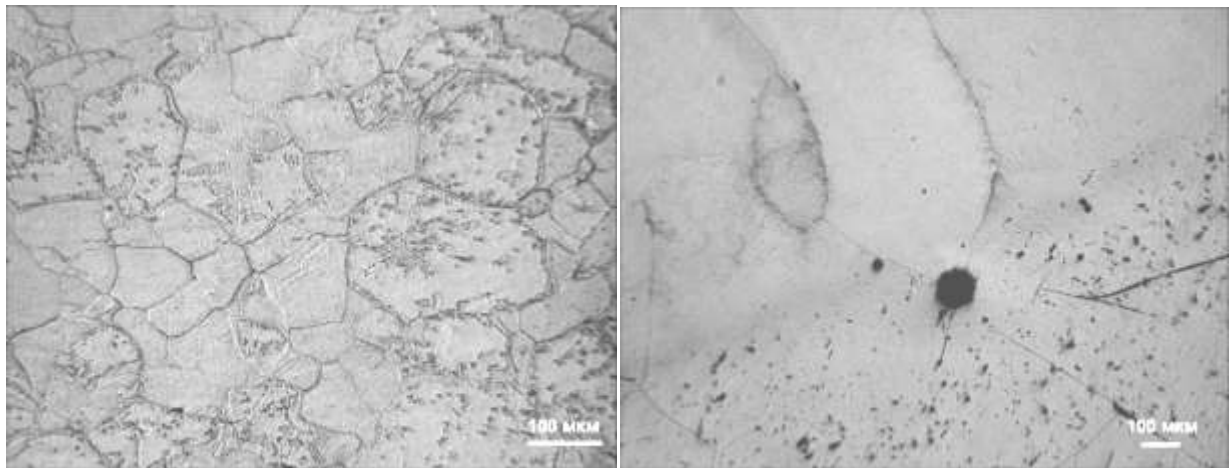
а

б

Рисунок 6.31 - Мікроструктура металу шва зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного АДЗ режим №10 (див. табл. 6.8) в стані після зварювання

В цілому можна зробити висновок, що мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного із застосуванням присадного дроту ВТ1-00 зі швидкістю 60 м/год подібна мікроструктурі цієї зони в зварному з'єднанні сплаву ВТ19, виконаного із застосуванням присадного дроту ВТ1-00 зі швидкістю 30 м/год яке докладно описано вище.

Таким чином, вивчення мікроструктури отриманих зварних з'єднань дозволило зробити висновок, що в основному металі в стані після прокату в великій кількості присутня дисперсна α -фаза, розмір α -частинок становить 1...2мкм і менше, в результаті впливу термічного циклу зварювання в металі шва фіксується переважно β -фаза, в β -зернах спостерігаються дисперсні частинки α -фази розміром близько 1 мкм, причому в швах виконаних з застосуванням присадного дроту ВТ1-00св в кількості 10 і 20%, кількість дисперсних частинок α -фази більше і їх розмір збільшується до 2...3мкм в швах з 20% дроту ВТ1-00св. У металі ЗТВ також фіксуються метастабільні фази, а довжина пластинчастої α -фази становить 2...20 мкм, товщина 1...1,5 мкм.



a

б

Рисунок 6.32 - Мікроструктура металу ЗТВ шва зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного АДЗ режим №10 (див. табл. 6.8) в стані після зварювання

Мікроструктура металу шва зварного з'єднання економнолегованого титанового псевдо- β -сплаву LCB-5.1 виконаного методом АДЗ режим №11

(див. табл. 6.8) з подачею присадного дроту зі швидкістю 30 м/год, що забезпечує 10..12% участі присадного металу в металі шва, показано на рис. 6.33. Після травлення в металі шва виявляється дендритна структура (рис. 6.33, *а*). Метал шва складається з рівноосних і витягнутих в напрямку тепловідводу β -зерен, в обсязі яких спостерігаються дисперсні частинки розміром від менш 1 мкм до 2 мкм (рис. 6.33, *б*).

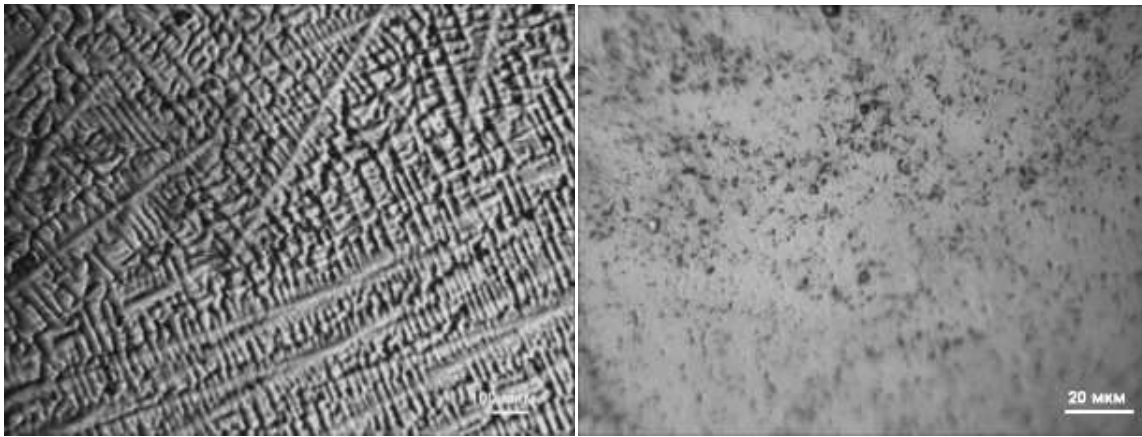
*а**б*

Рисунок 6.33 - Мікроструктура металу шва з'єднання економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1 , виконаного АДЗ режим №11 (див. табл. 6.8) з присадним дротом ВТ1-00св (вміст ВТ1-00 в шві 10%) в стані після зварювання

В зернах околшовної ділянки ЗТВ з'єднання сплаву LCB-5.1 , виконаного АДЗ режим №11 (див. табл. 6.8) видно субструктуру (рис. 6.34, *а*), в обсязі β -зерен цієї зони спостерігаються рівномірно розподілені виділення часток α -фази розміром до 3 мкм (рис. 6.34, *б*), деякі частинки мають пластинчасту морфологію.

Мікроструктура металу шва зварного з'єднання економнолегованого титанового псевдо- β -сплаву LCB-5.1 виконаного методом АДЗ режим №12 (див. табл. 6.8) з подачею присадного дроту зі швидкістю 60 м/год, що забезпечує близько 20% вмісту присадного металу в металі шва, показано на рис. 6.35. В шві цього зварного з'єднання, на відміну від вище розглянутих звар-

них з'єднань, дендритна структура металу виявляється нечітко (рис. 6.35, *а*). Цілком ймовірно це є наслідком значної зміни хімічного складу металу шва внаслідок застосування присадного дроту ВТ1-00 і збільшення швидкості її подачі до 60 м/год.

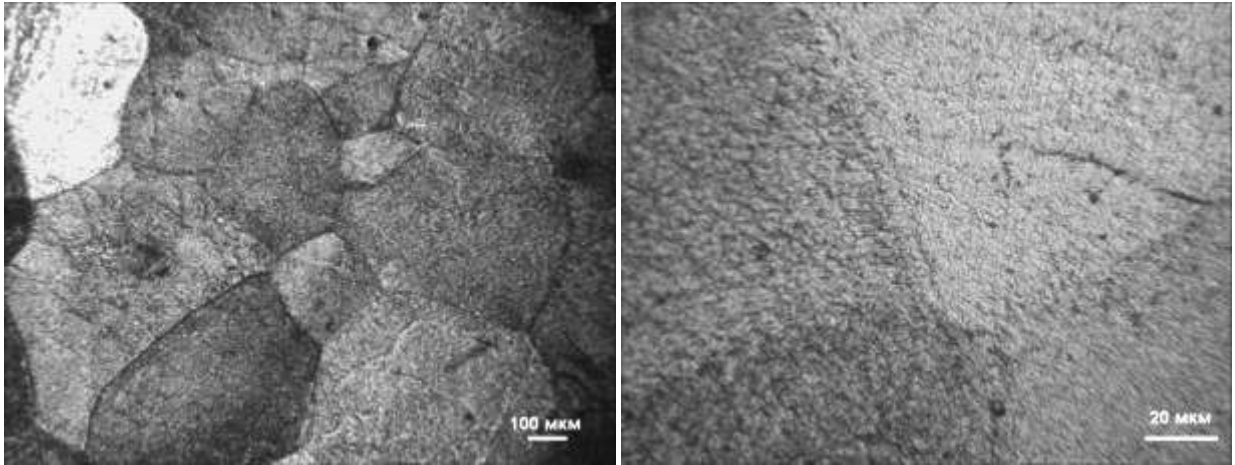
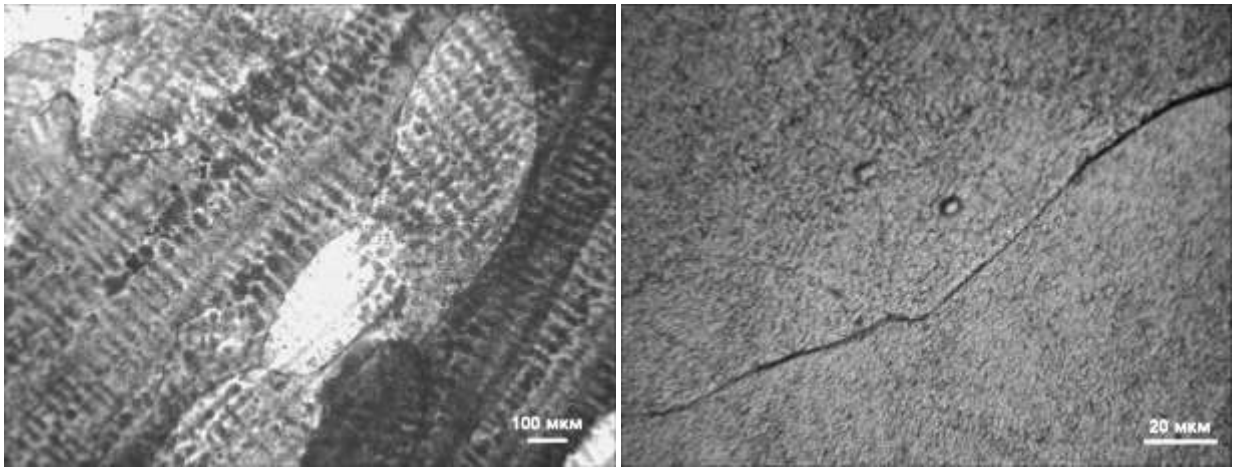
*а**б*

Рисунок 6.34 - Мікроструктура металу ЗТВ з'єднання економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1 , виконаного АДЗ режим №11 (див. табл. 6.8) з присадним дротом ВТ1-00св (зміст ВТ1-00 в шві 10%) в стані після зварювання

В результаті розбавлення металу шва змінилася і його мікроструктура в порівнянні з швами попередніх з'єднань, де основу становила β -фаза, а α -фаза перебувала в невеликій кількості у вигляді дисперсних частинок, нерівномірно розподілених в об'ємі β -зерен. У металі шва цього з'єднання нестабільність β -твердого розчину призводить до його розпаду при охолодженні металу шва після зварювання з виділенням значної кількості α -фази (рис. 6.35, *б*). Дисперсні частинки α -фази рівномірно розподілені в обсязі первинних β -зерен, їх розміри становлять від менш 1 мкм до 2...3 мкм (рис. 6.35, *в*).



а

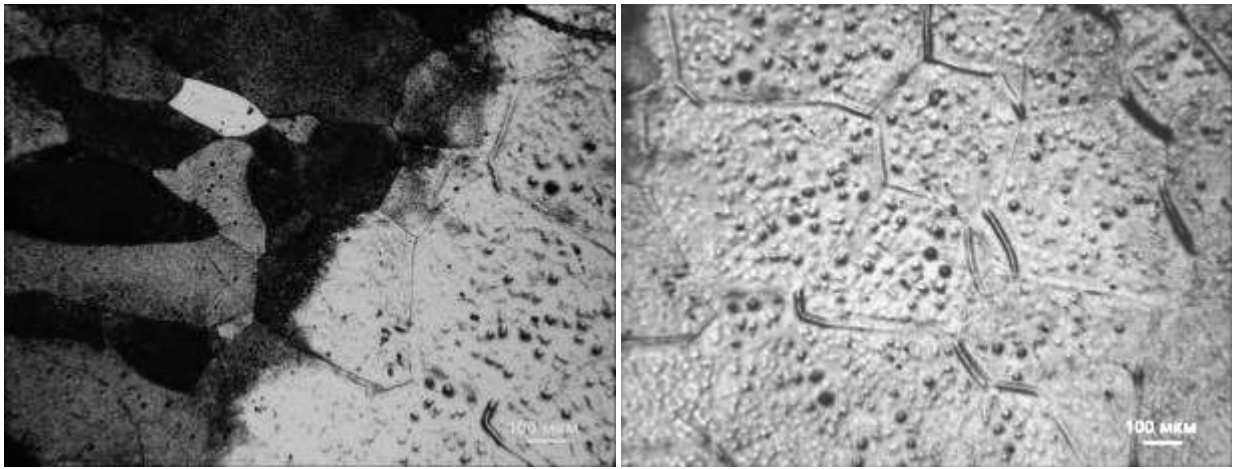
б

Рисунок 6.35 - Мікроструктура металу шва з'єднання економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1 , виконаного АДЗ режим №12 (див. табл. 6.8) з присадним дротом ВТ1-00св (вміст ВТ1-00 в шві 20%) в стані після зварювання

В околшовной ділянці ЗТВ з'єднання сплаву LCB-5.1 , виконаного АДЗ режим №12 (див. табл. 6.8) спостерігаються ямки травлення, наявність яких вказує на велику кількість скупчень дислокацій в металі цієї ділянки (рис. 6.39 а, б). Основу металу тут становить β -фаза з незначною кількістю дисперсних α -частинок розміром від менш 1 мкм до 3...5 мкм, можна спостерігати і скупчення частинок. Найбільший рівень значень мікротвердості фіксується в з'єднаннях виконаних з присадним дротом ВТ1-00св (вміст ВТ1-00 в шві 20%) в стані після зварювання. Мікротвердість ОМ і ЗТВ зварного з'єднання з присадним дротом ВТ1-00св (вміст ВТ1-00 в шві 20%) в стані після зварювання коливається в інтервалі 3210-3450 МПа, що пояснюється тим, що в металі шва, значно розведеному присадним дротом, утворюється двофазна ($\alpha+\beta$)-структура, що забезпечує збільшення мікротвердості до рівня 3450...3780 МПа.

В металі шва з'єднання з присадним дротом ВТ1-00св (зміст ВТ1-00 в шві 10%) після зварювання зафіксовано велику кількість β -фази в зв'язку з

меньшим додаванням в метал шва присадного дроту ВТ1-00, що і стало причиною зниження мікротвердості шва до рівня 3450...3560 МПа (рис. 6.37).



a

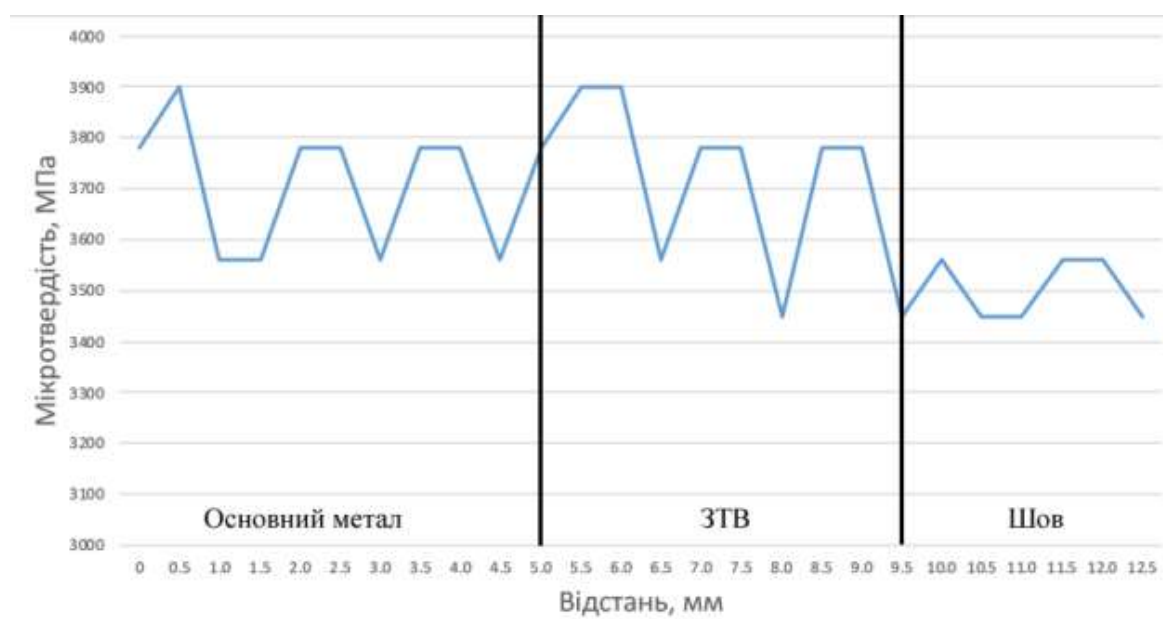
б

Рисунок 6.36 - Мікроструктура металу ЗТВ з'єднання економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1 ,виконанного АДЗ режим №12 (див. табл. 6.8) з присадним дротом ВТ1-00св (вміст ВТ1-00 в шві 20%) в стані після зварювання

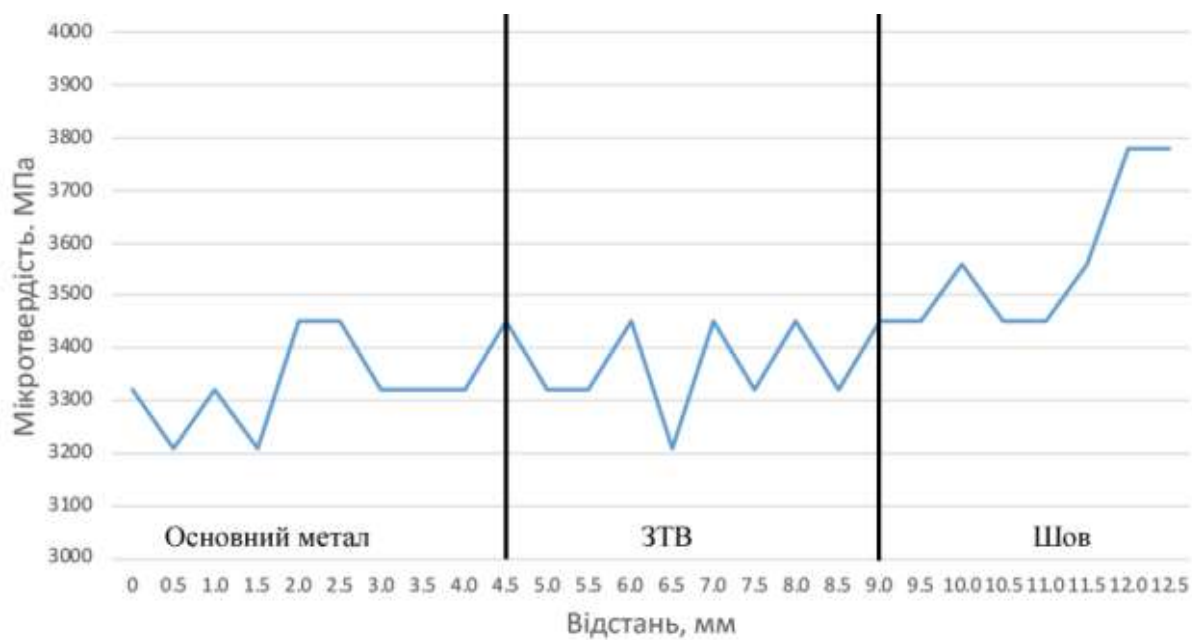
Слід відмітити що в цілому рівень мікротвердості в швах всіх з'єднань сплаву LCB-5.1 крім виконаного з великою кількістю присадного дроту (20%) знаходиться на рівні 3400 МПа.

Ударна в'язкість зразків з гострим надрізом КСV металу шва зварних з'єднань, виконаних з застосуванням присадного дроту ВТ1-00св з найбільшою швидкістю подачі (60 м/год) на режимах забезпечують вміст металу ВТ1-00 в шві на рівні 22...24%, також максимальна і становить 32Дж / см².

При зварюванні з присадним дротом кількість β -фази в металі швів знижується до 60% при АДЗ з присадкою ВТ1-00св в кількості 20% в металі шва (Табл.6.10).



a



б

Рисунок 6.37 - Розподіл мікротвердості з'єднання сплаву LCB-5.1, виконаного з подачею присадного дроту ВТ1-00св: *a* - (вміст ВТ1-00 в шві 10%); *б* - (вміст ВТ1-00 в шві 20%) в стані після зварювання

Таблиця 6.10 - Кількість β -фази в ОМ і металі шва зварних з'єднань сплавів ВТ19 та LCB-5.1, виконаних АДЗ з додаванням присадки ВТ1-00св

Режим №	Тип зразка, кількість присадного металу %	Кількість β -фази, %
9	Зварне з'єднання ВТ19, 10%	69,1
10	Зварне з'єднання ВТ19, 20%	60,3
11	Зварне з'єднання сплав LCB-5.1 , 10%	75
12	Зварне з'єднання сплав LCB-5.1 , 20%	56

Для економнолегованого сплаву LCB-5.1 найбільшу міцність мають з'єднання, виконані АДЗ з застосуванням присадного дроту ВТ1-00св на режимах що забезпечують вміст металу ВТ1-00 в шві на рівні 10...13%. в цьому разі значення міцності становлять 1002 МПа, або 93 % від міцності основного металу (табл. 6.11).

Таблиця 6.11 - Механічні властивості зварних з'єднань титанового псевдо- β -сплаву ВТ19 та LCB-5.1 , виконаних АДЗ з додаванням присадного металу ВТ1-00св

Режим, №	Тип зразка	σ_b , МПа	σ_{02} , МПа	δ_s , %	ψ , %	KCV, Дж/см ²
-	ОМ ВТ19	958	887	12	47	27
9	З'єднання	895	868	7,3	25,4	28
10	З'єднання	963	942	6	24,5	32
-	ОМ LCB-5.1	1071	971	2,0	-	5,3
11	З'єднання	1002	-	-	-	5,5
12	З'єднання	960	-	-	-	3,5

Ударна в'язкість зразків з гострим надрізом KCV металу шва зварних з'єднань, виконаних з застосуванням присадного дроту VT1-00св з швидкістю подачі 30 м/г на режимах забезпечують вміст металу VT1-00 в шві на рівні 10...13 %, також максимальна і становить 5,5 Дж/ см². Для сплаву LCB-5,1 найбільшу міцність мають з'єднання з присадним дротом VT1-00св зварені на режимах що забезпечують вміст металу VT1-00 в шві на рівні 10%, для сплаву VT19 на рівні 20% (рис.6,38) [330]. Таким чином, застосування присадного металу VT1-00св дозволяє знизити кількість β -фази в шві, підвищити міцність та забезпечити рівномірність зварних з'єднань основному металу [331].

Таким чином, досліджені властивості зварних з'єднань псевдо- β -сплаву VT19, виконаних АДЗ вольфрамовим електродом, як без присадного дроту, так і з застосуванням присадного дроту VT1-00св і встановлено, що Для сплаву LCB-5,1 найбільшу міцність мають з'єднання, з присадним дротом VT1-00св на режимах що забезпечують вміст металу VT1-00 в шві на рівні 10% для сплаву VT19 на рівні 20%. Для забезпечення рівномірної структури та розпаду метастабільних фаз з'єднання необхідно піддавати подальшій термічній обробці [332-334].

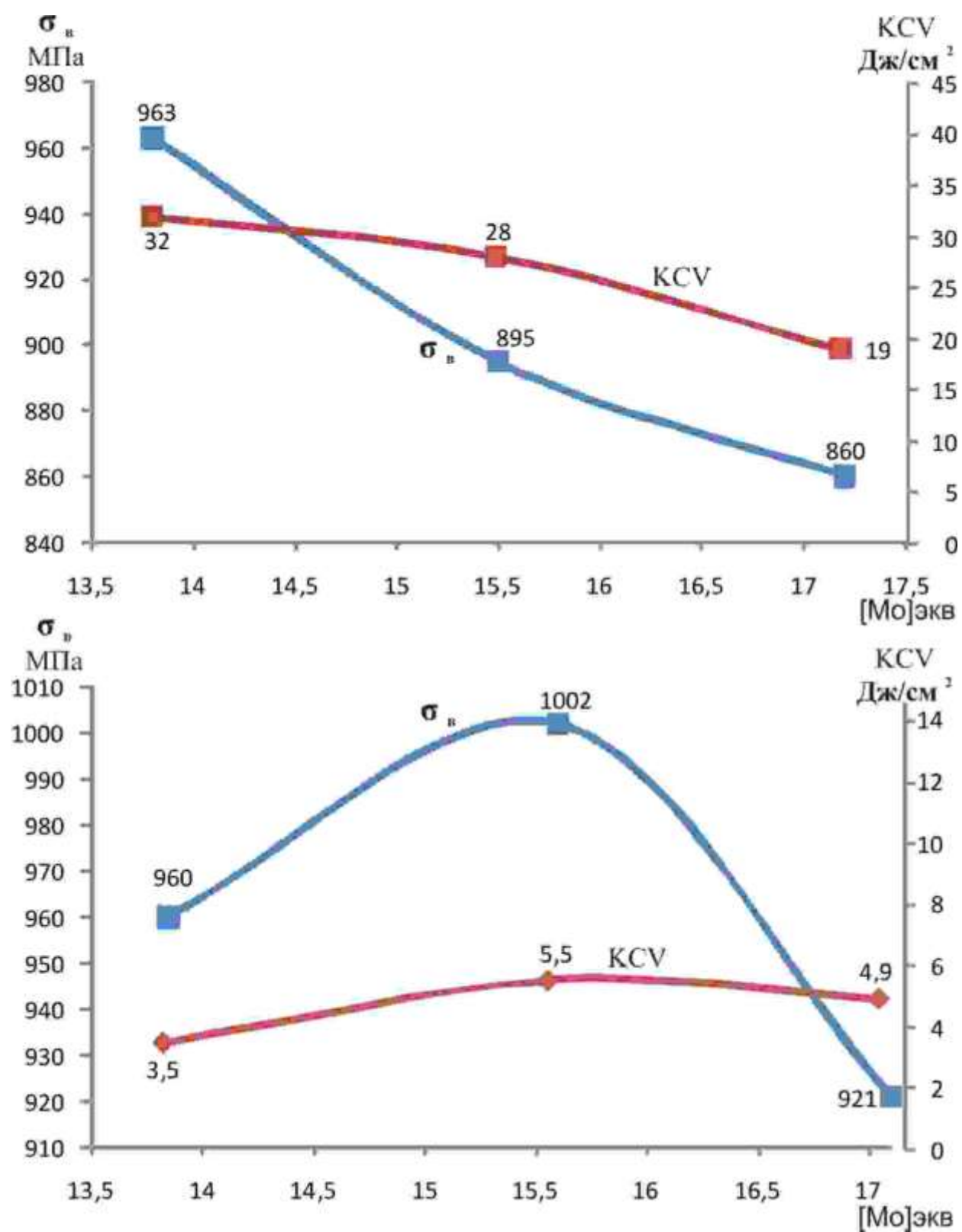


Рисунок 6.38 - Механічні властивості зварних з'єднань псевдо- β -сплавів, виконаних АДЗ з присадним металом VT1-00, VT19 – зверху, LCB-5.1- знизу

6.4 Вплив локальної термічної обробки і попереднього підігріву при ЕПЗ високоміцних титанових псевдо- β -сплавів на їх властивості

Однією з переваг технології ЕПЗ титану і сплавів на його основі крім забезпечення надійного захисту зварних з'єднань є можливість здійснення локального підігріву і подальшої термічної обробки у вакуумній камері [335, 336]. Попередній підігрів зварних з'єднань, досить ефективний технологічний прийом, який використовують при зварюванні високоміцних сталей для попередження утворення так званих «холодних» тріщин [166, 337]. Зварні з'єднання титанових псевдо- β -сплавів внаслідок високого вмісту в металі сплаву легуючих елементів, таких як залізо та утворення інтерметалідів на основі заліза [338] та титану схильні до утворення холодних тріщин (рис. 6.39), доцільно вивчити вплив попереднього підігріву на структуру і властивості зварних з'єднань в результаті зміни теплових умов в зоні зварювання.

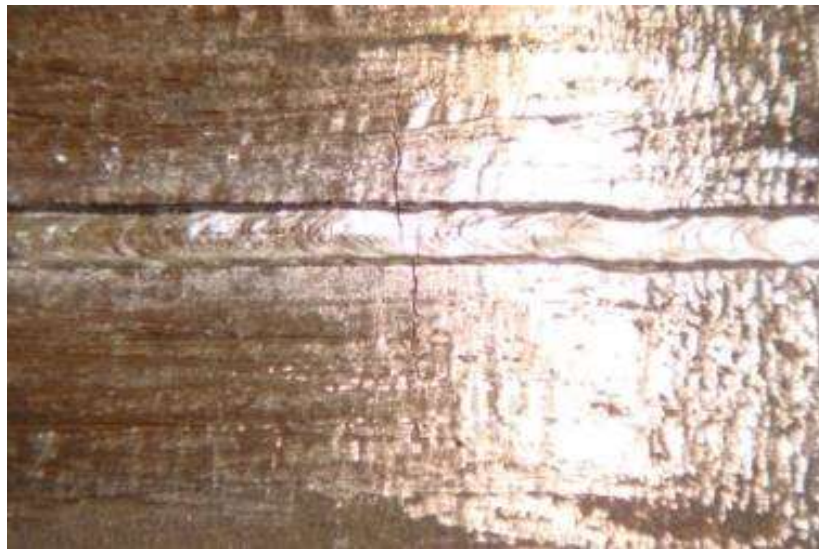


Рисунок 6.39 - Холодні тріщини в з'єднанні економнолегованого титанового псевдо- β -сплаву LCB-5.1, виконаному ЕПЗ, струм (режим №1, табл. 6.2)

Попередній підігрів та локальна електронно-променева термообробка дозволяє зменшити швидкість охолодження з'єднань титанових сплавів після зварювання [339]. Тому для високоміцного титанового псевдо- β -сплаву

BT19 та економнолегованого титанового псевдо- β -сплаву LCB-5.1, досліджувався вплив ЛТО при ЕПЗ на властивості отриманих з'єднань [319-321]. Режими ЕПЗ з ЛТО з'єднань товщиною 10 мм, зі швидкостями зварювання 7 мм/с, наведено в табл. 6.12. Приклад поперечних шліфів, отриманих зварних з'єднань на рис.6.40.

Таблиця 6.12 – Режим електронно-променевого зварювання з ЛТО з'єднань товщиною 10 мм дослідних псевдо- β титанових сплавів

№	Марка сплаву	Струм про- меня $I_{л}$, мА	$V_{зв}$, мм/с	$T_{підігр}$, °С	Температура ЛТО, °С	Тривалість ЛТО, хв
1	BT19	90	7	400	-	-
2	BT19	90	7	400	750	10
3	LCB-5.1	90	7	400	-	-
4	LCB-5.1	90	7	400	750	10



Рисунок 6.40 - Макрошліфи зварного з'єднання економнолегованого титанового псевдо- β -сплаву LCB-5.1, виконаного ЕПЗ: *a* – в стані після зварювання з попереднім підігрівом 400°С режим №3 (табл. 6.13); *б*–сплав LCB-5.1 в стані після ЛТО режим №4 (табл. 6.13)

Структура металу шва зварного з'єднання титанового псевдо- β -сплаву BT19 виконаного на режимі №1 (таблиця 6.13) ($V_{зв} = 7$ мм/с) з попереднім підігрівом перед зварюванням до температури 400°С представлена на рис. 6.41. Метал шва складається з витягнутих в напрямку тепловідводу і рівноо-

сних зерен β -фази на тлі дендритної структури (рис. 6.41 *a*). У багатьох зернах металу шва спостерігаються нерівномірно розподілені дрібнодисперсні виділення другої фази (рис. 6.41 *б*). Дрібнодисперсні виділення спостерігаються як в об'ємі зерен, так і на границях зерен і субзерен. Дрібнодисперсні частки мають розміри менше 1 мкм, відразу за зоною сплавлення в ЗТВ спостерігаються дисперсні виділення і має місце субструктура.

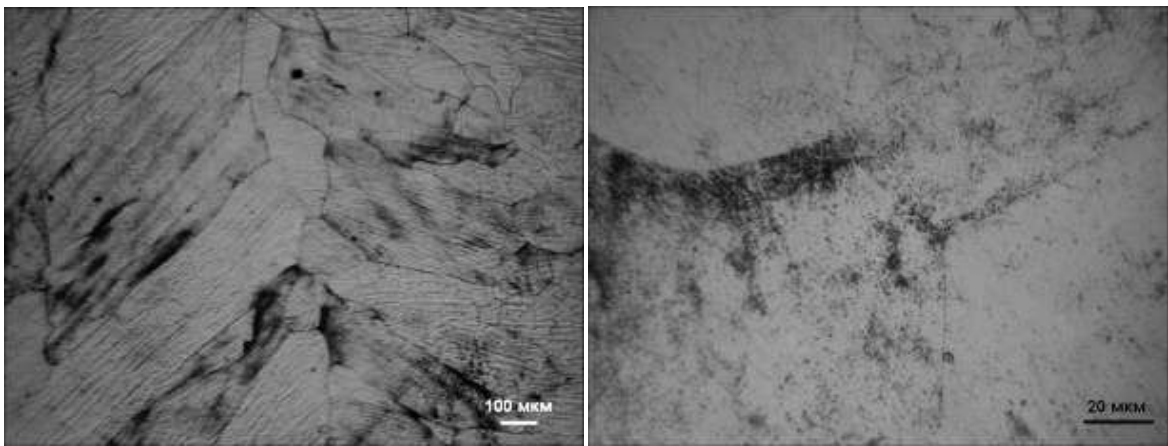
*a**б*

Рисунок 6.41 - Мікроструктура металу шва зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного ЕПЗ, режим №1 (табл. 6.13)

Мікроструктура ЗТВ поблизу шва показана на рис. 6.42 *a*, а поблизу ОМ - на рис. 6.42 *б*. Поблизу шва в металі ЗТВ так само, як і в металі шва спостерігаються дрібнодисперсні виділення розміром менше 1 мкм, розподілені нерівномірно в межах зерен. Поблизу ОМ кількість дисперсних частинок і їх розміри зростають. Окремі частинки досягають 2 мкм. Мікроструктура металу ЗТВ в ділянці неповного поліморфного перетворення складається зі смуг з рекристаллізованою і нерекристаллізованою структурою, що чергуються по товщині прокату, і які витягнуті у напрямку прокату. У структурі ОМ присутні як дрібнодисперсні частинки округлої форми розміром до 1 мкм, так і пластини α -фази довжиною до 10 мкм і товщиною близько 1 мкм.

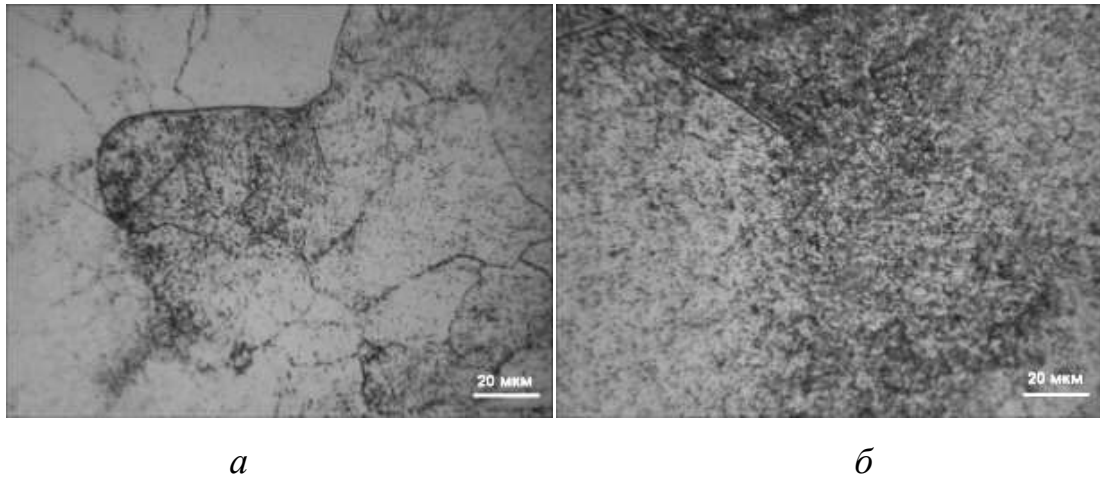


Рисунок 6.42 - Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного ЕПЗ, режим №1 (Табл. 6.13)

Структура металу шва зварного з'єднання виконаного на режимі №2 (Табл. 6.13) з $V_{зв} = 7 \text{ мм/с}$ та з попереднім підігрівом перед зварюванням до температури 400°C і подальшою локальною термічною обробкою безпосередньо після зварювання у вакуумній камері (ЛТО) представлена на рис. 6.43. Температура при ЛТО підтримувалася на рівні 750°C протягом 10 хвилин і контролювалася на кореневої стороні зразка. Очевидно, що на лицьовій поверхні зразка температура вище ніж на кореневої стороні зразка на $50 \dots 90^\circ\text{C}$.

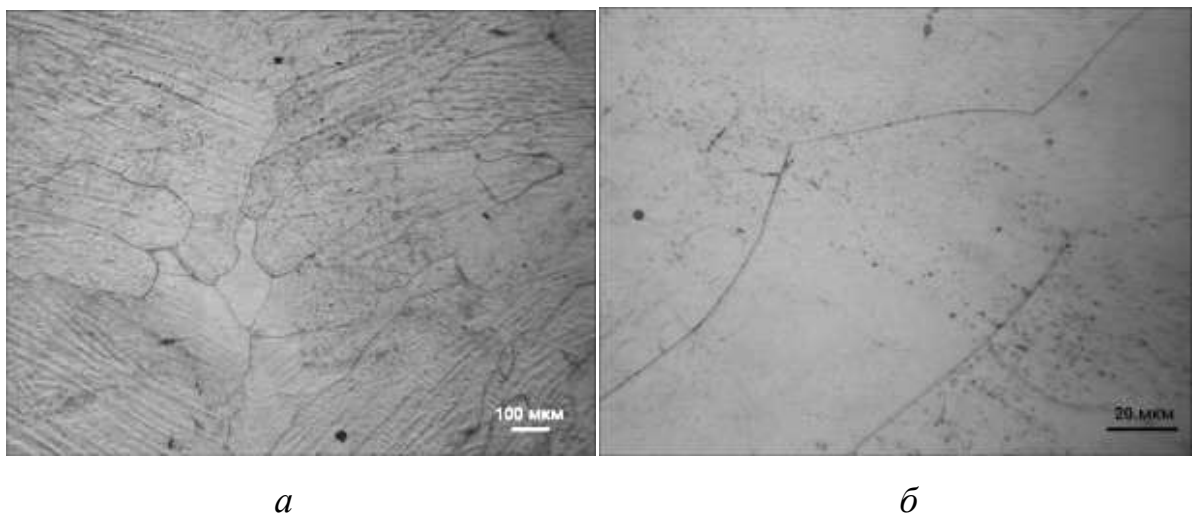


Рисунок 6.43 – Мікроструктура металу шва зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного ЕПЗ, режим №2 (Табл. 6.13) $V_{зв} = 7 \text{ мм/с}$, попередній підігрів 400°C , ЛТО 750°C , 10 хв.

Метал шва складається з рівноосних і витягнутих в напрямку тепловідводу β -зерен, границі яких виявляються на тлі дендритної структури (рис. 6.43 *a*). В об'ємі зерені на границях (рис. 6.43 *б*) видно дисперсні нерівномірно розподілені фазові виділення в незначній кількості.

Метал навколошовної зони ЗТВ складається з рівноосних поліедричних β -зерен (рис. 6.44 *a*) з незначними дисперсними виділеннями (рис. 6.44 *б*), як і в металі шва. У міру віддалення від навколошовної зони, збільшується кількість і розмір фазових виділень аж до ОМ. Оскільки ширина зони ЛТО становить 20 мм, локальної термообробкою виявився зачеплен не тільки метал шва і ЗТВ, але також і частина основного металу.

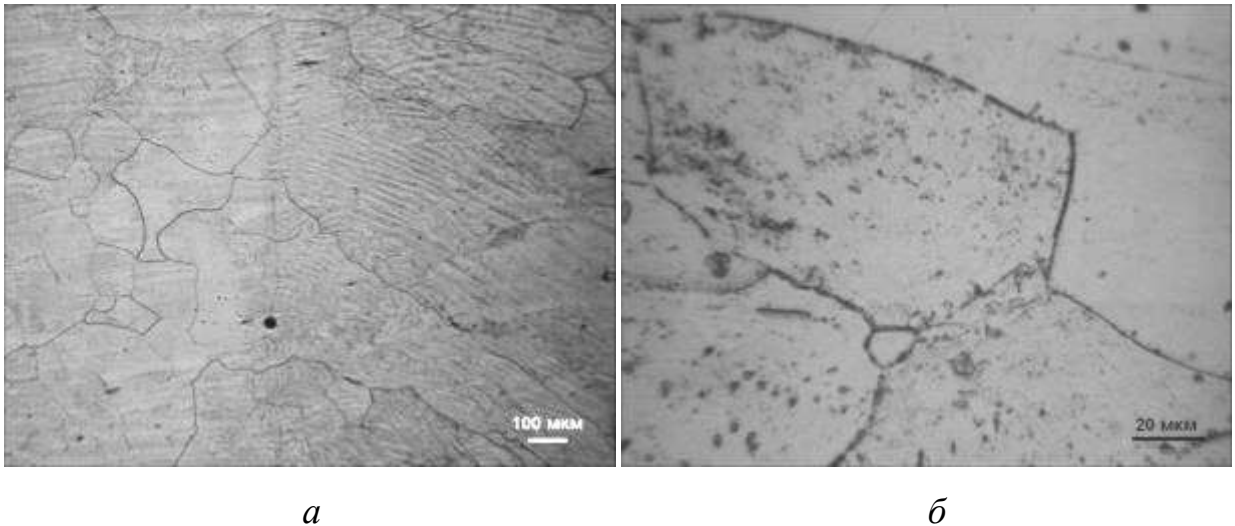
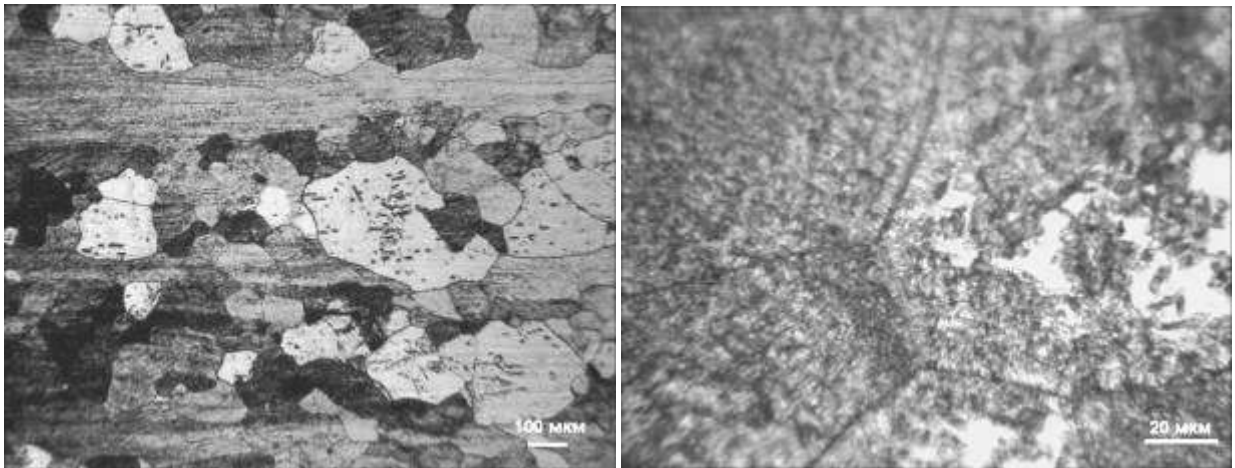


Рисунок 6.44 – Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного ЕПЗ, режим №4 (Табл. 6.13) ($V_{зв} = 7$ мм/с, попередній підігрів 400°C , ЛТО 750°C , 10 хв.), в стані після ЛТО

Основний метал зварного з'єднання сплаву ВТ19 в зоні, яка піддавалась ЛТО має смугасту структуру, що складається зі смуг рекристаллізованих зерен, витягнутих у напрямку прокату, і смуг нерекристаллізованої структури, що чергуються по товщині прокату (рис. 6.45 *a*). Ступінь розпаду β -фази в рекристаллізованих зернах різна: поряд з зернами, де спостерігається повний розпад β -фази, присутні зерна з невеликою кількістю α -фази (рис. 6.45 *б*).

Поряд з дисперсними продуктами розпаду розміром менше 1 мкм, в структурі присутні більші частки α -фази довжиною 2...8 мкм і товщиною 1...2 мкм. Таким чином у зварних з'єднаннях сплаву ВТ19, виконаних з попереднім підігрівом перед зварюванням до температури 400°C і ЛТО в багатьох зернах металу шва в значній кількості спостерігаються нерівномірно розподілені дрібнодисперсні виділення α -фази розміром менше 1 мкм, як в обсязі зерен, так і по границях. Поблизу ОМ кількість дисперсних частинок і їх розміри зростають, окремі частинки досягають 2 мкм. Однак структура металу шва і ЗТВ все ще помітно відрізняється від структури основного металу, в якій спостерігається повний розпад β -фази, а в структурі присутні більші частки α -фази довжиною 2...8 мкм і товщиною 1...2 мкм.



а

б

Рисунок 6.45 – Мікроструктура основного металу, зварного з'єднання сплаву ВТ19, частина якого піддавався ЛТО, виконаного ЕПЗ, режим №2 (Табл. 6.13) $V_{зв} = 7\text{мм/с}$, попередній підігрів 400°C, ЛТО 750°C, 10 хв.

Таким чином, застосування після ЕПЗ локальної термічної обробки на електронно-променевої установці не дозволило забезпечити в з'єднаннях сплаву ВТ19 отримання повністю однорідної рівномірної структури з близьким фазовим складом у всіх зонах зварного з'єднання.

Мікроструктура металу шва економнолегованого титанового псевдо- β -сплаву LCB-5.1 , виконаного ЕПЗ з попереднім підігрівом до 400°C (режим №3, табл. 6.13), представлена на рис. 6.46. Шов має дендритну структуру (рис. 6.46, *a*), границі β -зерен, декоровані дисперсними виділеннями, α -фази. Такі ж дисперсні виділення спостерігаються і в обсязі зерен (рис. 6.46, *б*). Метал ЗТВ економнолегованого титанового псевдо- β -сплаву LCB-5.1 , виконаного ЕПЗ з попереднім підігрівом до 400°C (режим №3, табл. 6.13) складається з рівноосних поліедричних зерен розміром 80...500 мкм (рис. 6.45, *a*), в деяких з них спостерігається субструктура. В обсязі β -зерен рівномірно розподілені дисперсні частинки α -фази, розміром 1...3 мкм (рис. 6.47, *б*).

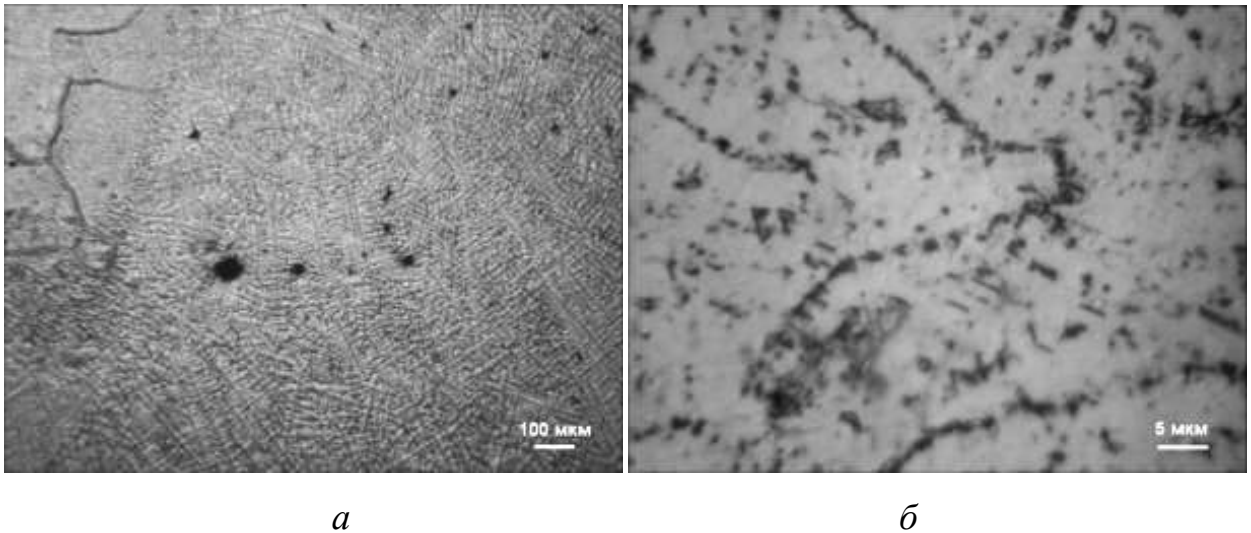


Рисунок 6.46 - Мікроструктура металу шва з'єднання економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1 , виконаного ЕПЗ (режим №3, табл. 6.13)

В металі шва економнолегованого титанового псевдо- β -сплаву LCB-5.1 , виконаного ЕПЗ з подальшою ЛТО 700°C (режим №4, табл. 6.13), яка передбачає термообробку з'єднання при температурі 700°C, протягом 10 хвилин, що складається переважно з β -фази, при травленні чітко виявляється дендритна структура при невеликому збільшенні мікроскопа (рис. 6.48, *a*).

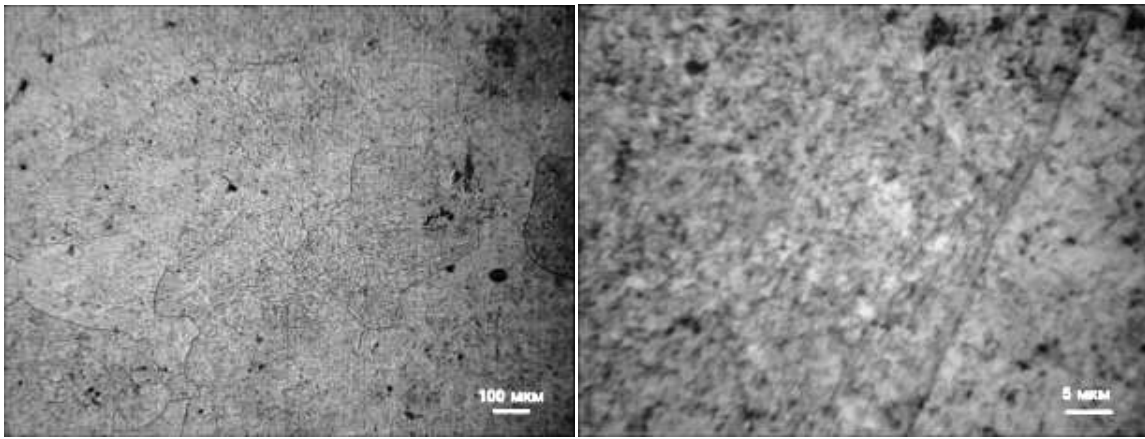
*a**б*

Рисунок 6.47 - Мікроструктура металу ЗТВ з'єднання економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1 , виконаного ЕПЗ режим №2 (табл. 6.13) в стані після зварювання

Мікроструктура металу шва з'єднання сплаву LCB-5.1 виконаного ЕПЗ з подальшою ЛТО дуже схожа на мікроструктуру металу шва виконаного ЕПЗ з одним лише попереднім підігрівом. Дендритна структура і дисперсні виділення α -фази вуалюють границі β -зерен, які стають видні при більшому збільшенні (рис. 6.48, *б*). У деяких зернах шва спостерігається субструктура. У металі шва розподіл дисперсних частинок α -фази менш рівномірний, ніж в ОМ. Це пов'язано з тим, що в литому металі шва певні елементи локалізуються по осях дендритів, а інші - в міждендритних проміжках. Дисперсні частинки α -фази декорують також границі субзерен.

На (Рис. 6.49, *а*) показано зона сплавлення зварного з'єднання економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1 , виконаного ЕПЗ з подальшою ЛТО (режим №3 табл. 6.13), де шов розташований зліва , а ЗТВ - справа. У ЗТВ присутні як поодинокі дрібні β -зерна розміром близько 50 мкм, так і більші розміром до 400мкм (рис. 6.52, *б*). Внутрізеренні дисперсні виділення α -фази розміром 1...7 мкм розташовуються як в обсязі зерна, так і утворюють ланцюжки вздовж міжзерених границ і субграниць (рис. 6.52, *б*).

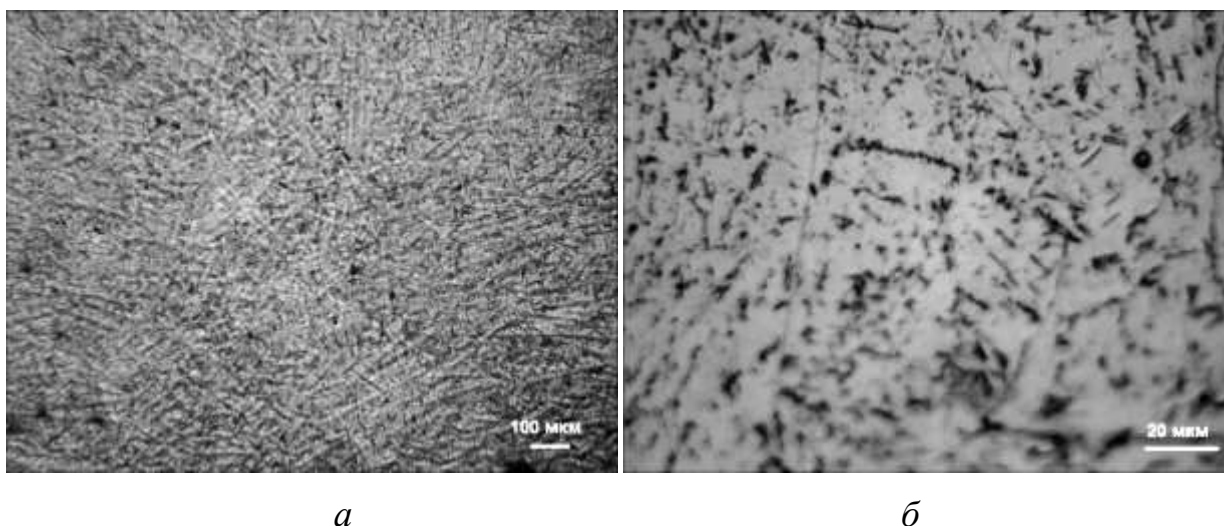


Рисунок 6.48 - Мікроструктура металу шва з'єднання економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1 , виконаного ЕПЗ з ЛТО 700°С (режим №4, табл. 6.13)

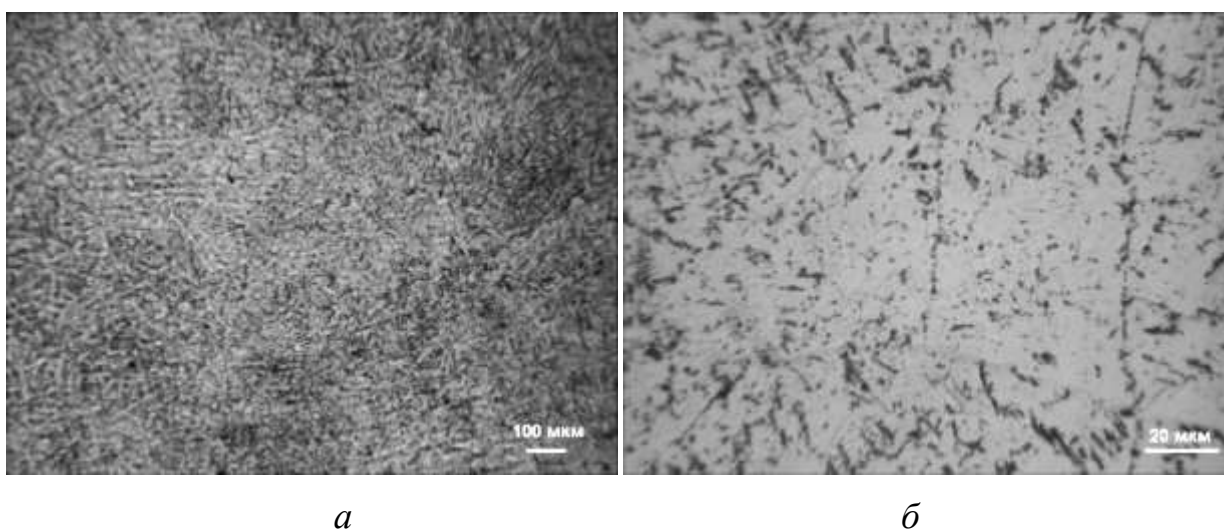


Рисунок 6.49 - Мікроструктура металу ЗТВ з'єднання економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1 , виконаного ЕПЗ з ЛТО 700°С (режим №4, табл. 6.13)

Таким чином, структура псевдо- β -сплаву LCB-5.1 складається з зерен β -фази, присутні дисперсні виділення α -фази розміром не більше 2...3 мкм в ОМ і розміром 1...3 мкм в шві і ЗТВ; в металі шва розподіл дисперсних час-

тинок α -фази менш рівномірний. В цілому мікроструктура металу шва з'єднання сплаву LCB-5.1, виконаного ЕПЗ з подальшою ЛТО, дуже схожа на мікроструктуру металу шва виконаного ЕПЗ з одним лише попереднім підігрівом, що дозволяє зробити висновок про доцільність для сплаву LCB-5.1 застосування ЕПЗ з однією лише ЛТО без попереднього підігріву.

Вивчення розподілу мікротвердості металу зварних з'єднань сплаву ВТ19, дозволило зробити висновок, що підтверджує результати досліджень мікроструктури. Після ЕПЗ в стані після зварювання рівень мікротвердості в з'єднаннях сплаву ВТ19 найменший в металі шва і трохи вище в ЗТВ (Рис. 6.50). Розподіл мікротвердості після ЕПЗ з попереднім підігрівом і ЛТО більш нерівномірно (рис. 6.51), за рахунок формування в значних кількостях дрібнодисперсних частинок α -фази, розміром менше 1 мкм, як в обсязі зерен, так на границях, а рівень мікротвердості в цілому кілька вище. В обох випадках при ЕПЗ без та з попереднім підігрівом і ЛТО міцність шва і ЗТВ нижче міцності основного металу, за рахунок більшої кількості метастабільною β -фази.

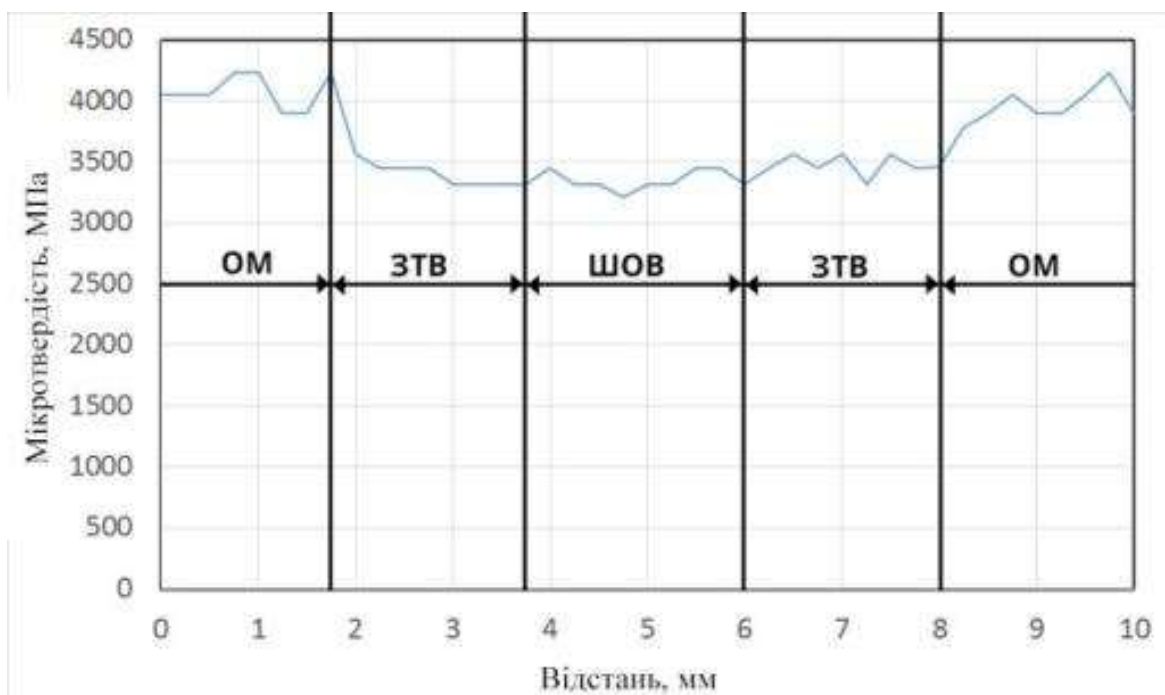


Рисунок 6.50 - Розподіл мікротвердості зварного з'єднання титанового ВТ19, виконаного ЕПЗ, режим №2 ($V_{зв} = 11$ мм/с), в стані після зварювання

Після зварювання кількість β -фази в металі шва з'єднань сплаву ВТ19 знаходиться на рівні 92...99% (Таблиця 6.13). Відповідно в цьому випадку з'єднання мають мінімальну міцність 875 МПа. Застосування локальної термообробки і попереднього підігріву дозволило збільшити міцність з'єднань і зменшити кількість β -фази в металі шва. Аналіз проведених досліджень вмісту β -фази в шві, дозволив зробити висновок, що попередній підігрів для сплаву ВТ19 є ефективним технологічним прийомом, який дозволяє змінювати температурні умови в зоні формування зварного з'єднання, і як результат зменшити кількість β -фази в металі шва. Так при застосуванні попереднього підігріву до 400°C кількість β -фази зменшується з 91% до 53%. Міцність зварних з'єднань в стані після відпалу максимальна і становить 105...107% від міцності сплаву в стані після прокату. В даному випадку відпал виконує функцію термічної обробки.

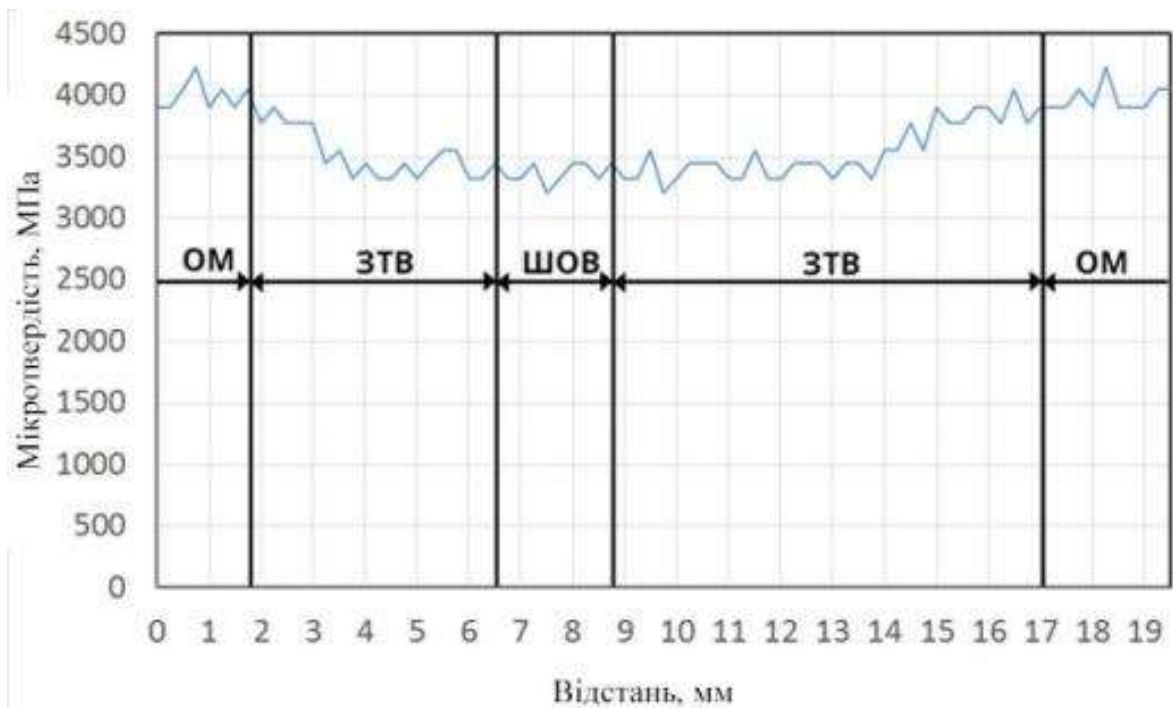


Рисунок 6.51 - Розподіл мікротвердості зварного з'єднання титанового ВТ19, виконаного ЕПЗ, режим №3 ($V_{зв} = 7$ мм/с, попередній підігрів 400°C), в стані після ЛТО

Таблиця 6.13 - Кількість β -фази в металі шва з'єднань економно-легованих титанових сплавів, виконаних ЕПЗ з ЛТО

Режим, №	Тип зразка, сплав	Кількість β -фази, %
1	Зварне з'єднання, VT19	53
2	Зварне з'єднання, VT19	60
3	Зварне з'єднання, LCB-5.1	74
4	Зварне з'єднання, LCB-5.1	72

Слід зазначити, що сплав VT19 дозволяє застосовувати термічні обробки при більш низьких температурах у порівнянні з високоміцними двофазними сплавами, такими як VT23, T110 або T120 [148]. Так температура ЛТО для сплаву VT19 є нижче температури ЛТО для сплаву T120 (850°C).

Проведені дослідження дозволили зробити висновок, що міцність зварних з'єднань сплаву VT19 в стані після ЛТО нижче, ніж їх міцність в стані після ЕПЗ з попереднім підігрівом. Це дозволяє зробити висновок, що після ЛТО відбувається зниження кількості метастабільної β -фази в металі шва в меншому ступені в порівнянні з ЕПЗ з попереднім підігрівом 400°C. Так кількість β -фази в металі шва в стані після ЕПЗ з попереднім підігрівом 400°C становить 53%, а в стані після ЛТО 60% (Див. таблицю 6.13.). Це дозволяє зробити висновок, про необхідність знижувати температуру локальної термічної обробки для сплаву VT19 нижче 750°C.

Таким чином, в результаті проведення відпалу після зварювання структура металу шва зварного з'єднання стала більш однорідною, вирівнявся і фазовий склад, у всіх зонах переважає ($\alpha+\beta$)-структура з пластинчастою α фазою довжиною 1...5 мкм і товщиною 0,5...1 мкм.

Найменш чутливий до термічного циклу ЕПЗ сплав LCB-5.1 – кількість β -фази в металі шва зросла на 3% при ЕПЗ з попереднім підігрівом та залишилося на тому ж рівні при ЕПЗ з додатковою термообробкою - ЛТО на рівні 72%. В цілому для підвищення механічних властивостей з'єднань і ос-

новного металу необхідно рекомендувати додаткову термічну обробку – гартування або відпал, що дозволить для економно-легованих псевдо- β сплавів ще знизити кількість β -фази.

Таким чином, застосування після ЕПЗ локальної термічної обробки на електронно-променевої установці не дозволяє в сплаві LCB-5.1 регулювати співвідношення між α і β -фазами в металі зварного з'єднання і не забезпечує зниження вмісту метастабільної β -фази в металі шва, та отримання однорідної рівномірної структури у всіх зонах зварного з'єднання, що не дає змоги відмовитися від післязварювальної пічної термообробки [340].

Встановлено механічні властивості зварних з'єднань економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1, виконаних ЕПЗ, дозволили зробити висновок, що, що найнижчі значення міцності в стані після зварювання мають з'єднання виконані з попереднім підігрівом до 400°C також як і для з'єднань виконаних аргонодуговим зварюванням, та складають 992 МПа, що становить 97 % від міцності основного металу (Таблиця 6.14).

Більшу міцність мають з'єднання, виконані ЕПЗ з застосуванням ЛТО в цьому разі значення міцності становлять 997 МПа, або 98 % від міцності основного металу, що свідчить про значні переваги ЛТО для сплаву LCB-5.1 [341]. Проте вміст β -фази при ЕПЗ з ЛТО практично знаходиться на рівні основного металу [342, 343]. Це дозволяє зробити висновок про відносну ефективність такого технологічного прийому як ЛТО при електронно-променевому зварюванні сплаву LCB-5.1. ЛТО при ЕПЗ сплаву LCB-5.1 забезпечує зниження вмісту β -фази але, застосування ЕПЗ в поєднанні з післязварювальною ЛТО дозволяє отримати майже рівноміцні зварні з'єднання економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1. Для того щоб забезпечити однорідну рівномірну структуру у всіх зонах зварного з'єднання, включаючи ЗТВ необхідно застосування додаткового пічного відпалу [344].

Таблиця 6.14 - Властивості зварних з'єднань титанових псевдо β -сплавів VT19 та LCB-5.1 , виконаних ЕПЗ з ЛТО

Тип зразка, сплав, режим	σ_b , МПа	σ_{02} , МПа	δ_s , %	ψ , %	KCV, Дж/см ²
Основний метал, VT19	958	887	12	47	27
Зварне з'єднання, VT19 Режим №1(п.п. 400°C)	937	868	5,3	19	21
Зварне з'єднання, VT19 Режим №2, (п.п. 400°C, ЛТО 750°C)	893	879	12	47	20
Основний метал, LCB- 5.1	1015	939	1,9		3,6
Зварне з'єднання, LCB- 5.1 , Режим №3 (п.п. 400°C)	992	959	5,1		3,6
Зварне з'єднання, LCB- 5.1 , Режим №4 (п.п. 400°C, ЛТО 750°C)	997	964	6,5		5,3

6.5 Підвищення механічних показників зварних з'єднань за рахунок пічної термічної обробки зварних з'єднань

Термічну обробку зварних з'єднань титанових псевдо- β -сплавів проводять з метою зняття внутрішніх напруг [344, 345], отримання оптимальних фізико-механічних властивостей та стабільної структури не схильної до зміни фазового складу та властивостей при тривалому нагріванні при робочих температурах [346, 347]. Для правильного вибору необхідної термічної обробки доцільно встановити вплив додаткової після зварювальної термічної обробки на структуру та властивості зварних з'єднань перспективних псевдо- β титанових сплавів [348, 349, 350]. З цією метою досліджувався вплив пічного відпалу, загартування з наступним старінням, та уповільненого охолодження з піччю зі швидкістю $1^{\circ}\text{C}/\text{с}$ на структуру та властивості зварних з'єднань титанових псевдо- β -сплавів ВТ19 та LCB-5.1, виконаних як ЕПЗ так і АДЗ у тому числі із застосуванням присадного дроту ВТ-00св. [351, 352] Режим відпалу наведено у табл. 6.15.

Таблиця 6.15 - Режими пічної післязварювальної термообробки (Т.О.) зварних з'єднань титанових псевдо- β -сплавів ВТ19 та LCB-5.1

№ Т.О.	Тип зміцнювальної термообробки
1	Відпал : Нагрівання до температури 750°C , витримка 1 год., охолодження з піччю.
2	Загартування та старіння : Нагрівання до температури 750°C , витримка 1 год, загартування у воду, старіння при 450°C , витримка 4 год, охолодження на повітрі
3	Уповільнене охолодження : Нагрівання до температури 750°C , витримка 1 год, охолодження з регламентованою швидкістю $1^{\circ}\text{C}/\text{хвилину}$
4	Регламентований відпал : Нагрівання і витримка при температурі 750°C 1 годину; охолодження до 680°C , витримка 1 годину; охолодження до 380°C , витримка 8 годин, охолодження на повітрі; старіння при 450°C , витримка 4 години, охолодження на повітрі

Крім відпалу досліджувалась можливість підвищити міцність зварних з'єднань титанових псевдо- β -сплавів VT19 та LCB-5.1 за рахунок застосування зміцнюючої термічної обробки (Т.О.) трьох видів: Т.О. №2 передбачає нагрівання до температури 750°C, загартовування у воду з наступним старінням при температурі 450°C; Т.О. №3 – передбачає нагрівання до температури 750°C, витримка 1 год, охолодження з регламентованою швидкістю 1°C/с (табл. 6.15), а Т.О.№4 - Нагрівання і витримка при температурі 750°C 1 години; охолодження до 680°C, витримка 1 години; охолодження до 380°C, витримка 8 годин, охолодження на повітрі; старіння при 450°C, витримка 4 години, охолодження на повітрі.

Метал шва з'єднання сплаву VT19 на режимі №2 (див. табл.6.1), в стані після пічного відпалу при температурі 750°C (Т.О. №1, табл. 6.15), складається з рівноосних витягнутих в напрямку тепловідводу первинних β -зерен (Рис. 6.52 *a*), які при відпалі зазнали розпад β -фази з утворенням рівномірної однорідної ($\alpha+\beta$)-структури (рис. 6.52 *б*) з пластинчатою α -фазою довжиною 1...5 мкм і товщиною 0,5...1 мкм. Мікроструктура металу ЗТВ цього зварного з'єднання показана на рис. 6.53. Як випливає з рис. 6.53 *a,б* в металі ЗТВ відпал викликав створення рівномірної однорідної структури, яка аналогічна структурі металу шва (рис. 6.53 *б*) з близькими параметрами структурних складових. Мікроструктура металу шва зварного з'єднання сплаву VT19 режим зварювання №3 передбачає ЕПЗ зі швидкістю 7 мм/с, з попереднім підігрівом 400°C, в стані після пічного відпалу (Т.О. №1, табл.6.15) при температурі 750°C показана на рис. 6.54. Метал шва складається з рівноосних і витягнутих в напрямку тепловідводу первинних β -зерен, які зазнали в результаті відпалу розпаду (рис. 6.54 *a*) з утворенням рівномірної однорідної двофазної структури. (рис. 6.54 *б*), що складається з частинок α - і β -фаз.

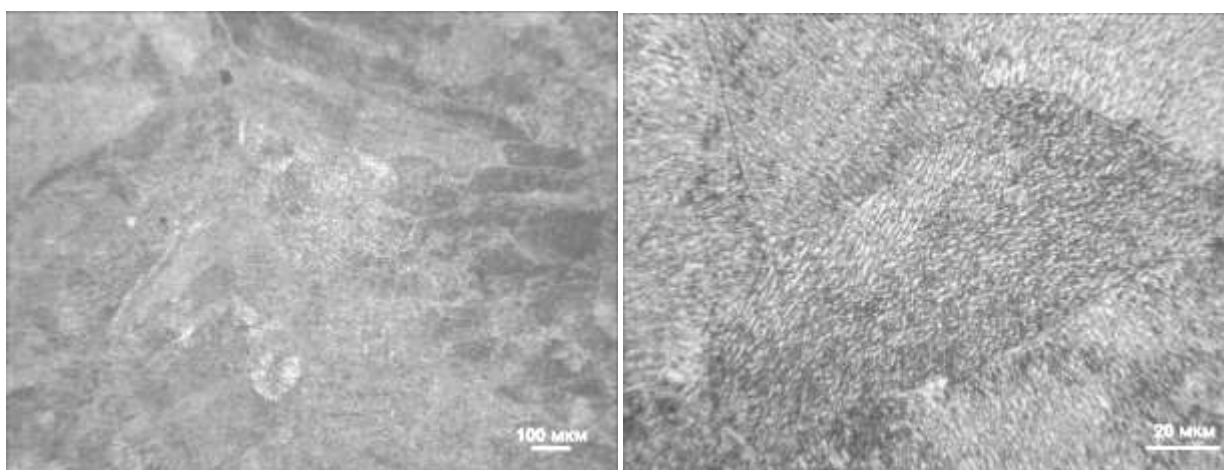
*а**б*

Рисунок 6.52 - Мікроструктура металу шва зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного ЕПЗ, режим №2 ($V_{зв} = 11$ мм/с), в стані після пічного відпалу (Т.О. №1, табл.6.15)

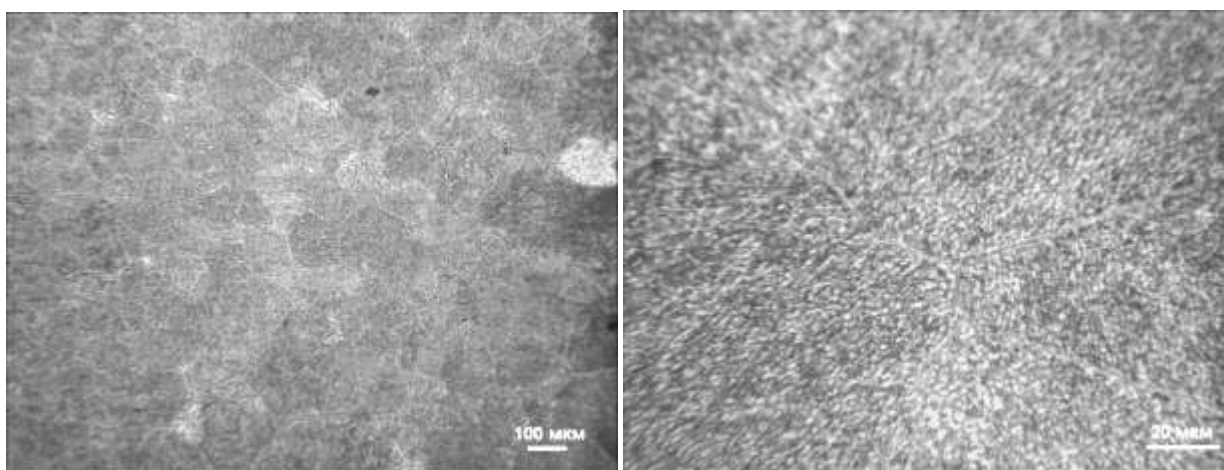
*а**б*

Рисунок 6.53 - Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного ЕПЗ, режим №2 ($V_{зв} = 11$ мм/с), в стані після пічного відпалу (Т.О. №1, табл.6.15)

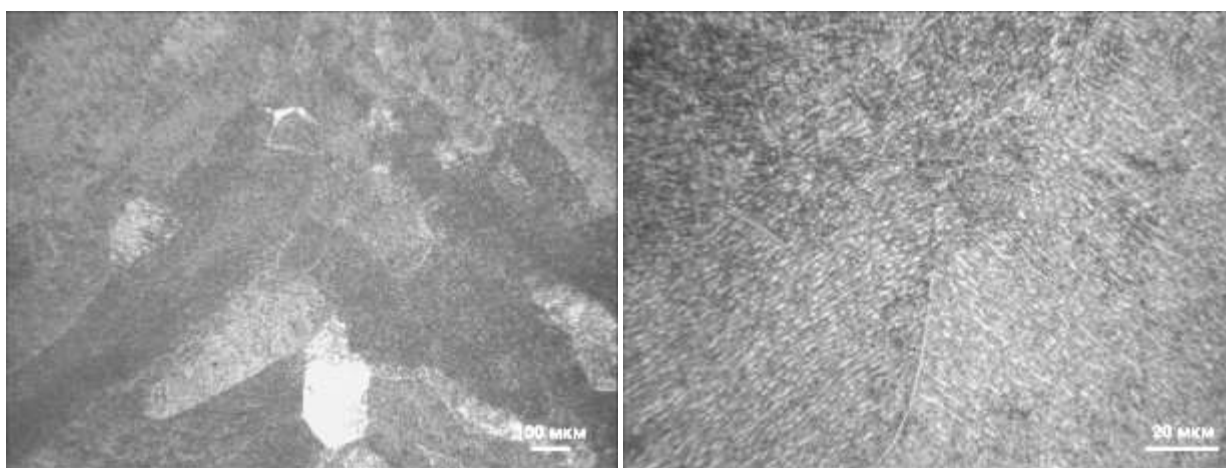
*a**б*

Рисунок 6.54 - Мікроструктура металу шва зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного ЕПЗ, режим №3 ($V_{зв} = 7\text{мм/с}$, попередній підігрів 400°C), в стані після пічного відпалу (Т.О. №1, табл.6.15)

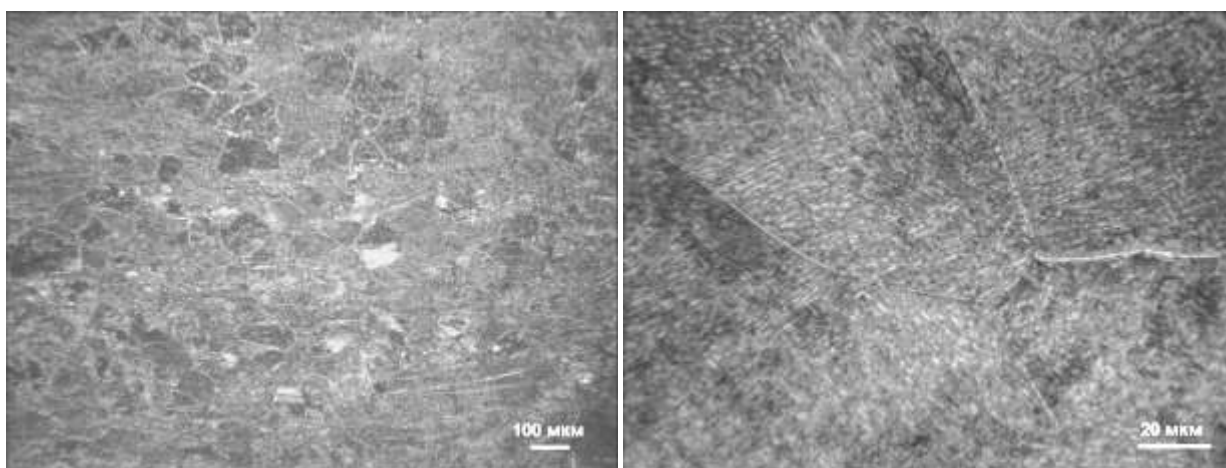
*a**б*

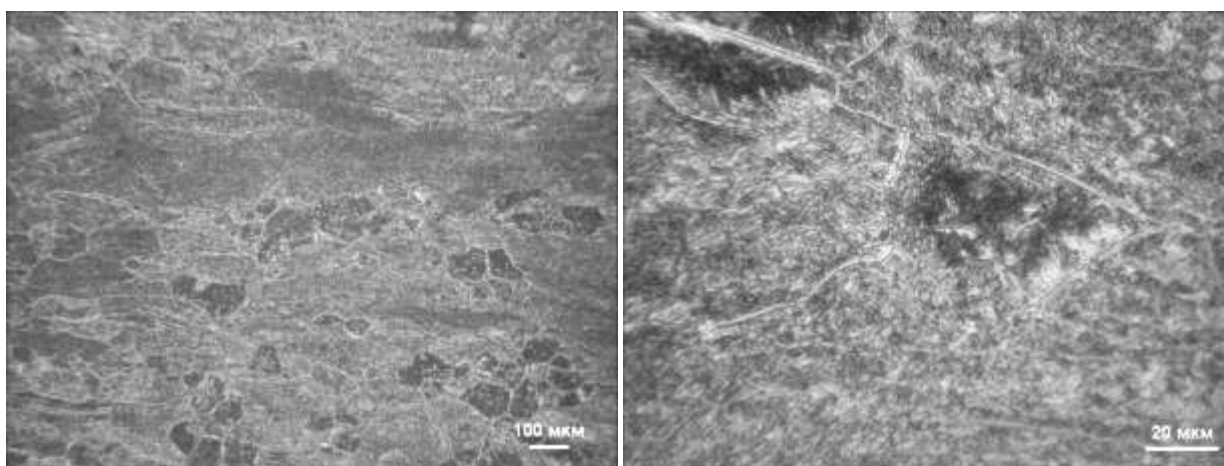
Рисунок 6.55 - Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного ЕПЗ, режим №3 ($V_{зв} = 7\text{мм/с}$, попередній підігрів 400°C), в стані після пічного відпалу (Т.О. №1, табл.6.15)

Частинки α -фази мають пластинчасту морфологію, довжина α -пластин становить 1...5 мкм, при товщині 0,5...0,8 мкм. Метал ЗТВ цього зварного з'єднання складається з рівно вісних поліедричних зерен, з внутрішньозеренною ($\alpha+\beta$)-структурою, що утворилася в цій зоні зварного з'єднання після відпалу (рис. 6.55 *a*). Внутрішньозеренна мікроструктура металу ЗТВ ідентична внутрішньозеренній мікроструктурі металу шва (Рис. 6.55 *б*), вона однорідна, рівномірна, пластини α -фази мають такі ж параметри.

Основний метал має мікроструктуру, зображену на Рис- 6.22. Основний метал з'єднань сплаву ВТ19, виконаних ЕПЗ, режим №3 в стані після пічного відпалу (Т.О. №1, табл.6.15) має нерівномірну структуру, що виражається в чергуванні смуг з рекристаллізованою і нерекристаллізованою структурою по товщині ОМ, витягнутих у напрямку прокату (рис. 6.56 *a*), проте внутрішньозеренна структура стала більш однорідною після відпалу (рис. 6.55 *б*), так як стався розпад у всіх зернах ОМ. Внутрішньозеренна структура ОМ відрізняється великим розмірним діапазоном частинок, ніж в металі шва і ЗТВ. Поряд із скупченням дрібнодисперсних частинок розміром менше 1 мкм, присутні пластини завдовжки 1...5 мкм, що становлять більшість. Зустрічаються і більші α -пластини завдовжки 6...10 мкм, товщина пластин становить 0,5...1,5 мкм. Для металу всіх зон зварного з'єднання характерна присутність виділення α -фази (так званої « α -оторочки») на межах багатьох зерен.

Таким чином, в результаті проведення відпалу після зварювання структура металу зварного з'єднання стала більш однорідною, вирівнявся і фазовий склад, у всіх зонах переважає ($\alpha+\beta$)-структура.

Розподіл мікротвердості після ЕПЗ в стані після відпалу відпалу 750°C, рівномірний (рис. 6.57), рівень мікротвердості металу шва і металу ЗТВ відповідає рівню мікротвердості основного металу за рахунок формування однорідної ($\alpha+\beta$)-структури, а рівень мікротвердості в цілому вище на 1000 МПа, що підтверджує більш високі механічні властивості зварних з'єднань.



а

б

Рисунок 6.56 - Мікроструктура основного металу зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного ЕПЗ, режим №3 ($V_{зв} = 7\text{мм/с}$, попередній підігрів 400°C), в стані після пічного відпалу (Т.О. №1, табл.6.15)

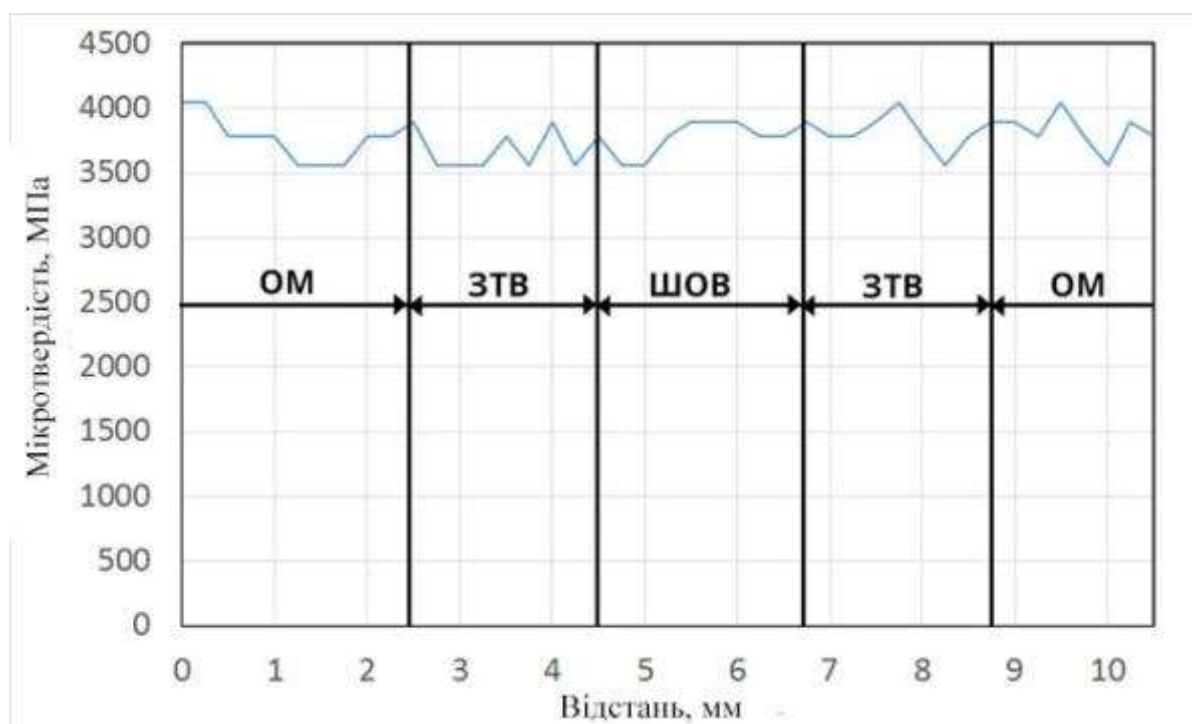


Рисунок 6.57 - Розподіл мікротвердості зварного з'єднання титанового ВТ19, виконаного ЕПЗ, режим №2 ($V_{зв} = 11\text{мм/с}$), в стані після пічного відпалу (Т.О. №1, табл.6.15)

Метал шва зварного з'єднання титанового псевдо- β -сплаву ВТ19, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням в стані після відпалу (Т.О. №1, табл. 6.15), складається переважно з нерівноосних, витягнутих у напрямку тепловідводу первинних β -зерен (рис. 6.58, *а*) з дуже дрібною внутрізеренною структурою, що утворилася після розпаду метастабільних фаз (в основному β -фази) в результаті відпалу (рис. 6.58, *б*). Після стабілізації структури металу шва сформувалася рівномірна, однорідна для всього шва дрібнодисперсна двофазна ($\alpha + \beta$)-структура (рис. 6.58 *б*). Пластини α -фази мають довжину 2...4 мкм і товщину близько 0,5 мкм, дисперсні глобулярні частинки - розміром 0,5...1 мкм і менше. Уздовж границь зерен спостерігається суцільна або переривчасті виділення α -фази (« α -оторочки») шириною 1...1,5 мкм. Дрібнодисперсна структура металу шва може забезпечувати йому високу міцність.

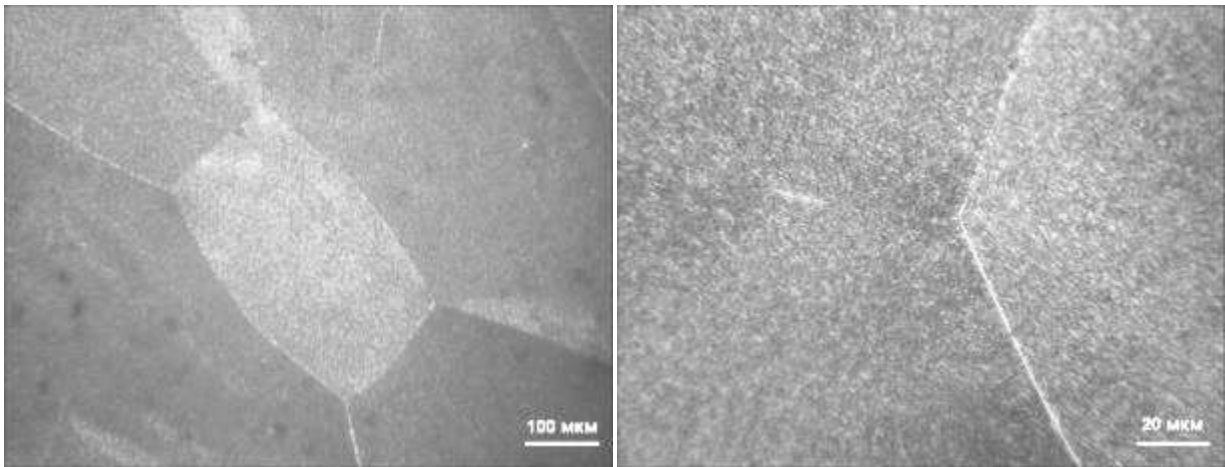
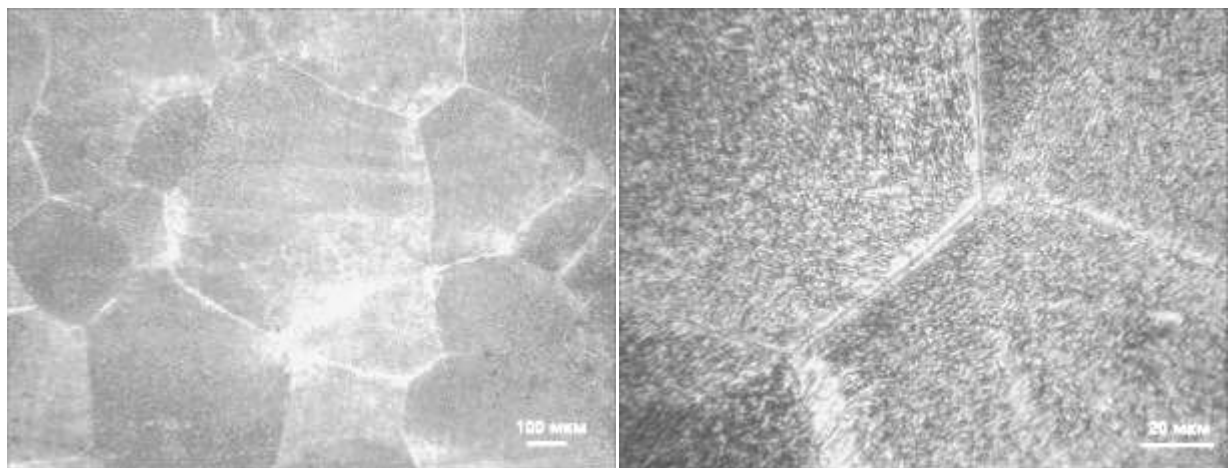
*а**б*

Рисунок 6.58. Мікроструктура металу шва зварного з'єднання титанового псевдо- β -сплаву ВТ19, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням в стані після відпалу (Т.О. №1, табл.6.15)

Метал ЗТВ цього зварного з'єднання в навколошовній зоні складається з рівно вісних поліедричних зерен (рис. 6.59 *а*) з рівномірною однорідною двофазною($\alpha + \beta$)-структурою всередині зерна (рис. 6.59 *б*). Для ділянки ЗТВ,

що межує з ОМ, де при зварюванні температура не перевищувала $T_{пп}$, в глибинній зоні спостерігалася спадкова від ОМ частково рекристаллізована структура. Мікроструктура всередині зерен ідентична внутрізеренної структури металу навколошовної зони. Внутрішньозеренна структура металу ЗТВ складається з пластинчастої α -фази (рис. 6.59 б) довжиною 2...5 мкм і товщиною до 1 мкм між якими розташовуються дисперсні частинки α - і β -фази, розмір яких становить менше 1 мкм. У деяких зернах в β -матриці виділяються дисперсні глобулярні частинки розміром до 1 мкм. границі зерен мають виділення α -фази шириною 1...2 мкм.



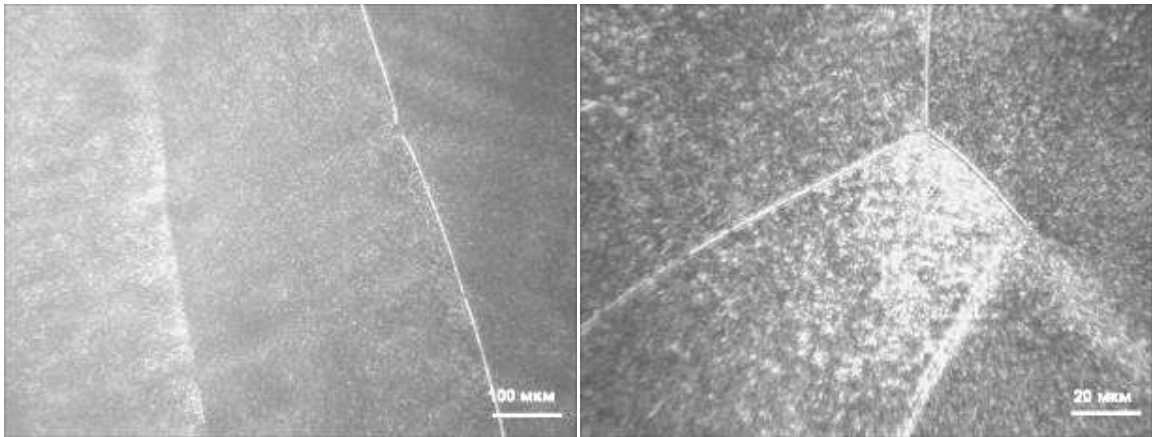
a

б

Рисунок 6.59 - Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання титанового псевдо- β -сплаву VT19, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням в стані після відпалу (Т.О. №1, табл.6.15)

Метал шва зварного з'єднання титанового псевдо- β -сплаву VT19 виконаного АДЗ наскрізним проплавленням з присадним дротом VT1-00св зі швидкістю подачі 60 м/год на режимах, що забезпечують вміст металу VT1-00 в шві на рівні 20% в стані після відпалу (Т.О. №1, табл.6.16) складається з витягнутих в напрямку тепловідводу первинних β -зерен (рис. 6.60, *a*) з двофазною внутрізеренною структурою, що складається з дисперсних α і β -фаз (рис. 6.60 *б*). Товщина частинок α -фази менше 1 мкм при довжині 0,7...5 мкм.

На границях β -зерен присутні виділення α -фази шириною до 2мкм (Рис.6.60 б).



a

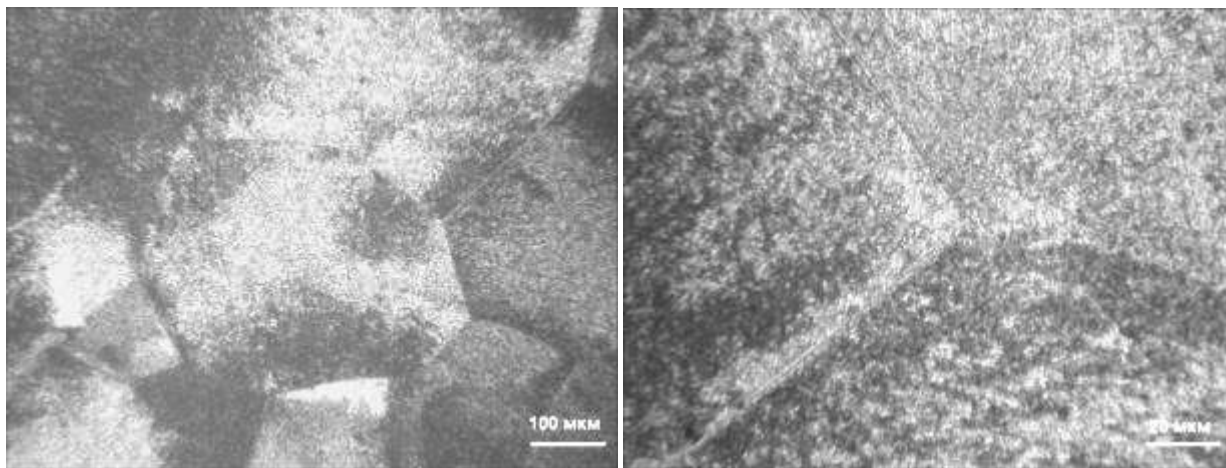
б

Рисунок 6.60 - Мікроструктура металу шва зварного з'єднання псевдо- β -сплаву ВТ19, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням з присадним дротом ВТ1-00 (вміст в шві 20%) в стані після відпалу (Т.О. №1, табл.6.15)

Мікроструктура ЗТВ цього зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням з присадним дротом ВТ1-00св зі швидкістю подачі 60 м/год подібна мікроструктурі відповідних зон зварного з'єднання ВТ10 виконанного АДЗ наскрізним проплавленням без присадного дроту розглянутого вище. Метал ЗТВ складається з рівно вісних полідричних первинних β -зерен з двофазною внутрізеренною ($\alpha+\beta$)-структурою (рис. 6.61 *a, б*). Внутрішньозеренна α -фаза - дрібнодисперсна, її розмір не перевищує 1,5...2мкм (рис. 6.61 *б*), має місце і виділення α -фази уздовж границь зерен.

Основний метал зварного з'єднання економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1 , виконаного ЕПЗ з подальшим відпалом при температурі 750°C протягом 1 години (Т.О. №1, табл.6.15) показано на рис. 6.62. Основний метал складається з рівноосних полідричних первинних β -зерен розміром 200...800 мкм (рис. 6.62, *a*), в обсязі яких на тлі матричної β -фази спостерігаються як пластинчасті частинки α -фази довжиною 2...7 мкм і товщи-

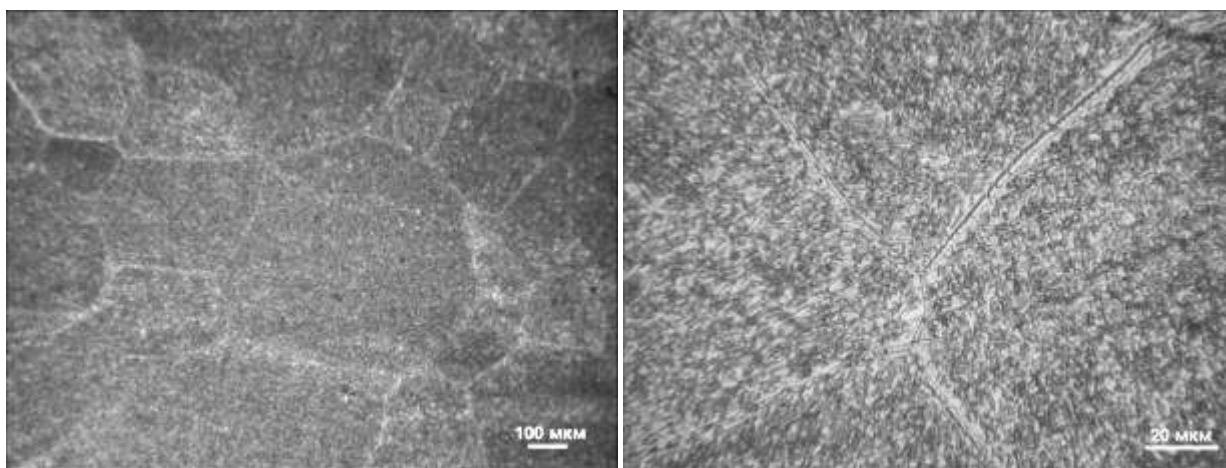
ною близько 1 мкм, так і більш дисперсні виділення розміром близько 1 мкм (рис. 6.62, б). Границі зерен потовщені, товщина зернограничних виділень становить 1,5...2 мкм.



a

б

Рисунок 6.61 - Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання псевдо-β-сплаву VT19, виконаного наскрізним проплавленням з присадним дротом VT1-00 (вміст в шві 20%) в стані після відпалу (Т.О. №1, табл.6.15)



a

б

Рисунок 6.62 - Мікроструктура основного металу з'єднання сплаву LCB-5.1, виконаного ЕПЗ в стані після відпалу (Т.О. №1, табл. 6.15)

Мікроструктура металу шва зварного з'єднання економнолегованого титанового LCB-5.1 , виконаного ЕПЗ з подальшим відпалом при температурі 750°C протягом 1 години показано на рис. 6.63. Метал шва має дендритну структуру (рис. 6.63, *a*) і складається з рівноосних і витягнутих в напрямку тепловідводу первинних β -зерен різного розміру, проте структура металу шва дрібніше структури ОМ. В обсязі зерен стався розпад β -фази з виділенням пластинчастих (довжиною до 4 мкм) і округлих (розміром до 1 мкм) частинок (рис. 6.63, *з, б*). Розпад в зернах металу переважно рівномірний, але зустрічаються ділянки, особливо поблизу границь, з меншою щільністю виділившихся частинок (рис. 6.63, *б*). Границі зерен потовщені, ширина виділившейся уздовж границь фази (найімовірніше α -фаза) близько 2 мкм.

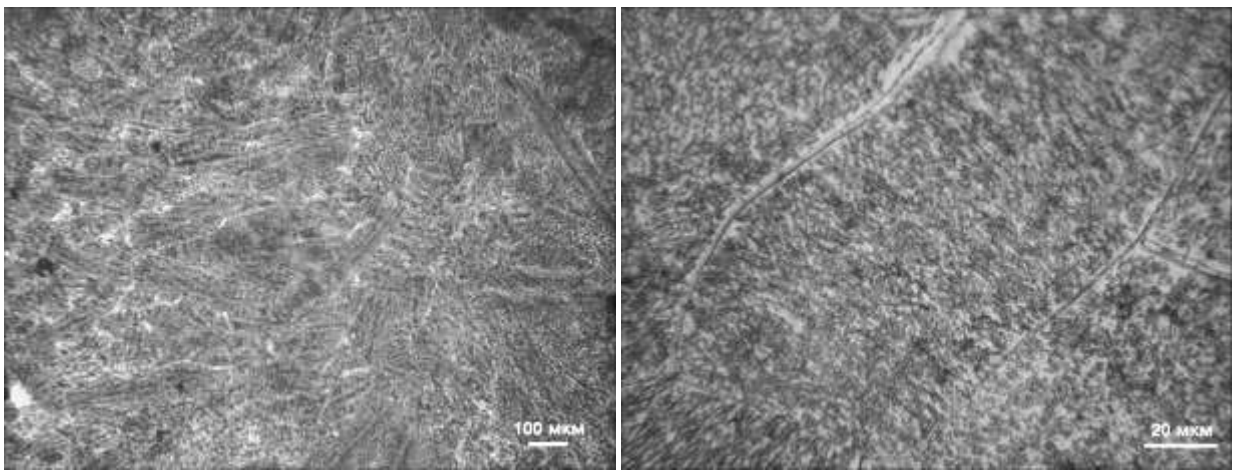
*a**б*

Рисунок 6.63 - Мікроструктура металу шва з'єднання економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1 , виконаного ЕПЗ в стані після відпалу (Т.О. №1, табл.6.15)

Мікроструктура металу ЗТВ з'єднання економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1 , виконаного ЕПЗ з подальшим відпалом при температурі 750°C протягом 1 години показано на рис. 6.64. Як видно з представлених фотографій, структура металу ЗТВ складається з рівноосних полідричних зерен розміром 200...800 мкм (рис.6.64, *a* зліва), на відміну від більш дрібних

зерен металу шва (рис.6.66, *а* праворуч). В обсязі зерен стався розпад β -фази з виділенням пластинчастих (довжиною до 4 мкм) (рис. 6.64, *б*) і округлих (розміром до 1 мкм) частинок (рис. 6.64, *в*), в цілому внутрізеренна структура металу ЗТВ і параметри її структурних елементів ідентичні таким в металі шва.

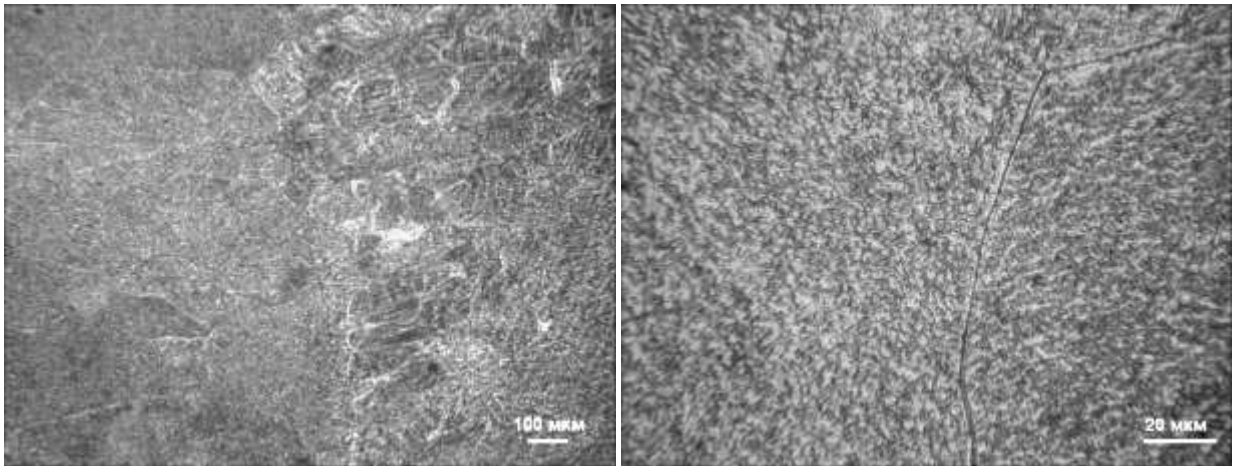
*а**б*

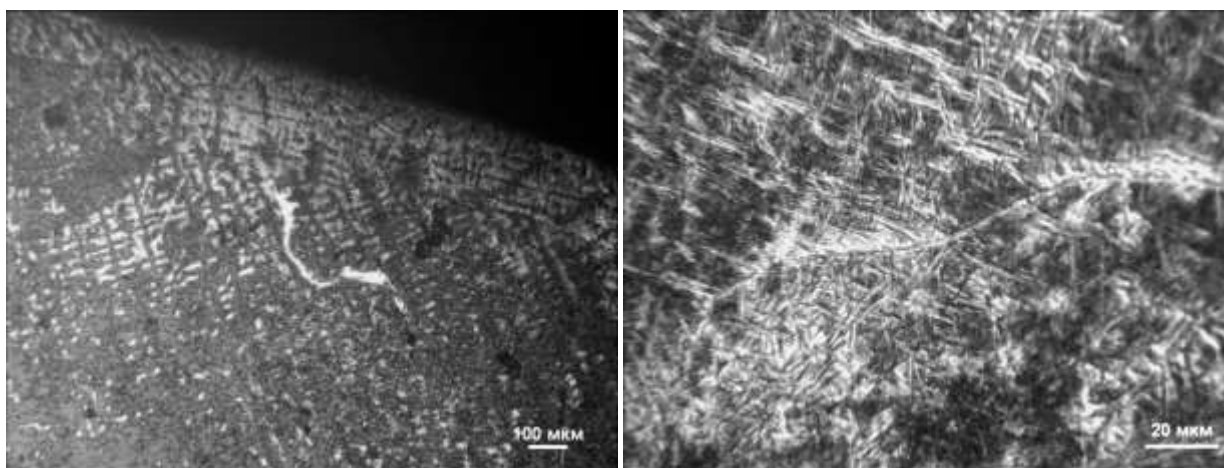
Рисунок 6.64 - Мікроструктура металу ЗТВ з'єднання економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1 , виконаного ЕПЗ в стані після відпалу (Т.О. №1, табл. 6.15)

Таким чином основний метал і метал шва і ЗТВ з'єднань економнолегованого сплаву LCB-5.1 , виконаного ЕПЗ в стані після відпалу складається з рівноосних β -зерен при цьому структура металу шва дрібніше структури ОМ, на тлі матричної β -фази спостерігаються як пластинчасті частинки α -фази довжиною в ОМ 2...7 мкм а в металі шва до 4 мкм, так і більш дисперсні виділення розміром до 1 мкм.

Метал шва зварного з'єднання економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1 , виконаного АДЗ наскрізним проплавленням в стані після відпалу 750°C (Т.О. №1, табл.6.16), має дендритну структуру (рис. 6.65, *а*). Мікроструктура металу шва складається з пластинчастої α -фази, довжина якої становить 5...20 мкм (рис. 6.65, *б*), а товщина - близько 1 мкм. У проміжках між

α -пластинами спостерігаються скупчення дисперсних рівноосних частинок розміром 1 мкм і менше.

Мікроструктура ЗТВ цього зварного з'єднання представлена на рис.6.66. ЗТВ складається з рівноосних поліедріческіх первинних β -зерен (рис. 6.66, *а*), що зазнали при охолодженні і відпалі розпад з виділенням α -пластин довжиною 5...10 мкм (рис. 6.66, *б*) і товщиною до 1,5 мкм. У цій частині ЗТВ присутні і скупчення дисперсних частинок розміром близько 1 мкм. Між пластинчастими частками розташовується β -фаза. В основному структура металу ЗТВ праворуч від шва відносно рівномірна і близька до структури металу шва. Є ділянки ЗТВ з переважанням β -фази з незначним ступенем розпаду, проте в деяких ділянках ЗТВ ступінь розпаду може бути вище, що очевидно успадковує смугасту структуру самого ОМ зліва від шва.



а

б

Рисунок 6.65 – Мікроструктура металу шва з'єднання економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1 , виконаного АДЗ наскрізним проплавленням в стані після відпалу (Т.О. №1, табл.6.15)

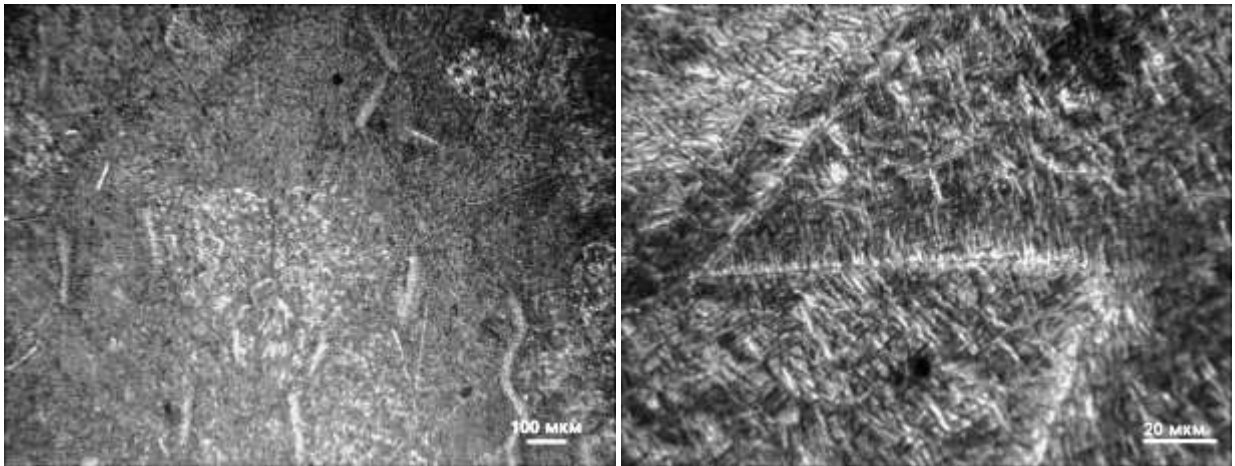
*a**б*

Рисунок 6.66 – Мікроструктура металу ЗТВ з'єднання економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1 , виконаного АДЗ наскрізним проплавленням в стані після відпалу (Т.О. №1, табл.6.15)

Метал шва зварного з'єднання економнолегованого титанового псевдо- β -сплаву LCB-5.1 , АДЗ вольфрамовим електродом по флюсу після відпалу 740...750°Cі подальшим охолодженням в печі наведено має чітко виражену дендритну структуру (рис. 6.67, *a*). Після відпалу в металі шва стався розпад метастабільної β -фази з виділенням часток α -фази в вигляді пластин довжиною до 5...8 мкм і товщиною близько 1 мкм (рис. 6.67, *б*), а також дисперсних частинок розміром менше 1 мкм

Мікроструктура металу ЗТВ цього зварного з'єднання показана на Рис. 6.68. Метал ЗТВ складається з рівноосних поліедричних зерен (рис. 6.70, *a*). Розпад метастабільної β -фази відбувся з виділенням переважно дисперсних частинок α -фази. Розмір дисперсних частинок α -фази становить близько 1 мкм (рис. 6.68, *б*).

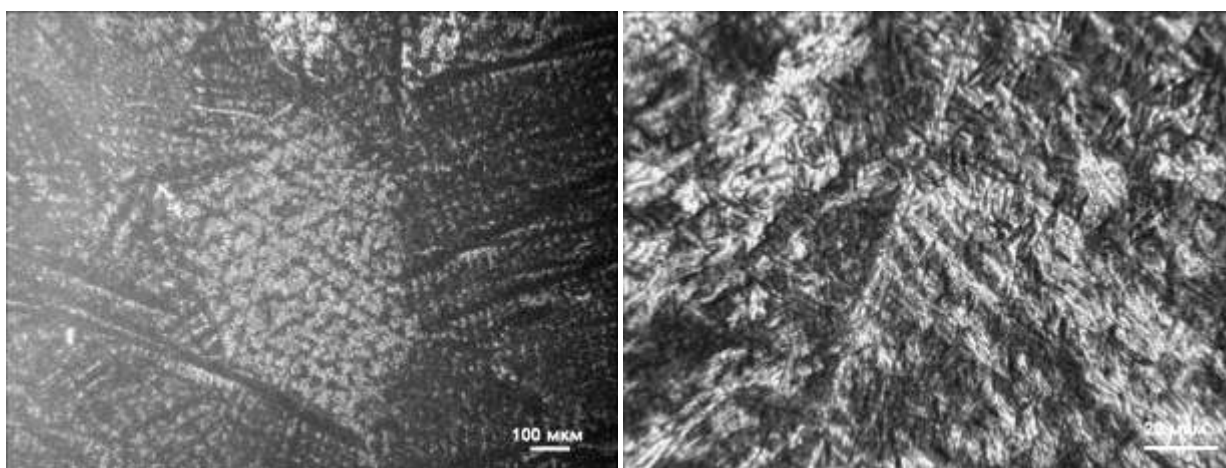
*a**б*

Рисунок 6.67 – Мікроструктура металу шва з'єднання економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1 , виконаного АДЗ по флюсу в стані після відпалу (Т.О. №1, табл.6.15)

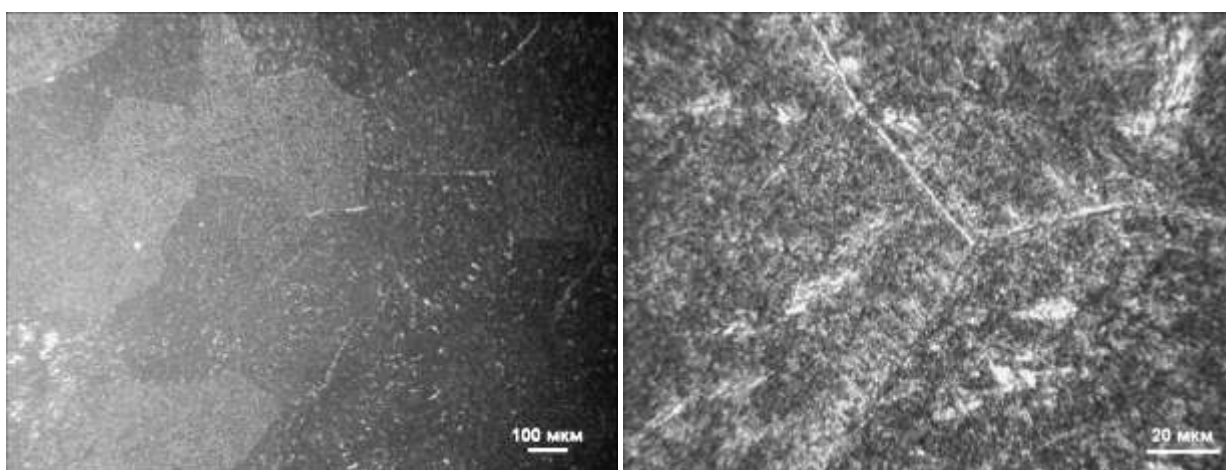
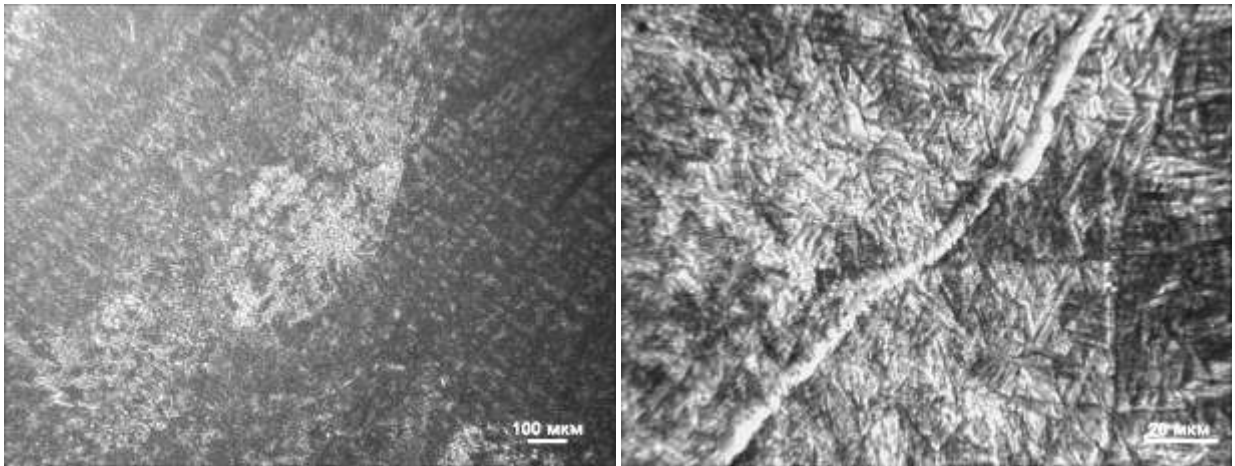
*a**б*

Рисунок 6.68 – Мікроструктура металу ЗТВ з'єднання економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1 , виконаного АДЗ по флюсу в стані після відпалу (Т.О. №1, табл.6.15)

Структура металу шва зварного з'єднання економнолегованого титанового псевдо- β -сплаву LCB-5.1 , виконаного АДЗ вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням з присадним дротом ВТ1-00св (вміст ВТ1-00 в шві 10%) в стані після відпалу 740...750°Сі подальшим охолодженням в печі наведено на рис. 6.69. Метал шва має дендритну структуру (рис. 6.69, *a*). Ви-

тягнуті в напрямку тепловідводу первинні β -зерна характеризуються двофазною внутрізерною ($\alpha+\beta$)-структурою (рис. 6.69, б). Причому α -фаза присутня в металі шва як у вигляді пластин довжиною до 10 мкм і товщиною близько 1 мкм, так і у вигляді дисперсних рівноосних частинок розміром близько 1 мкм.

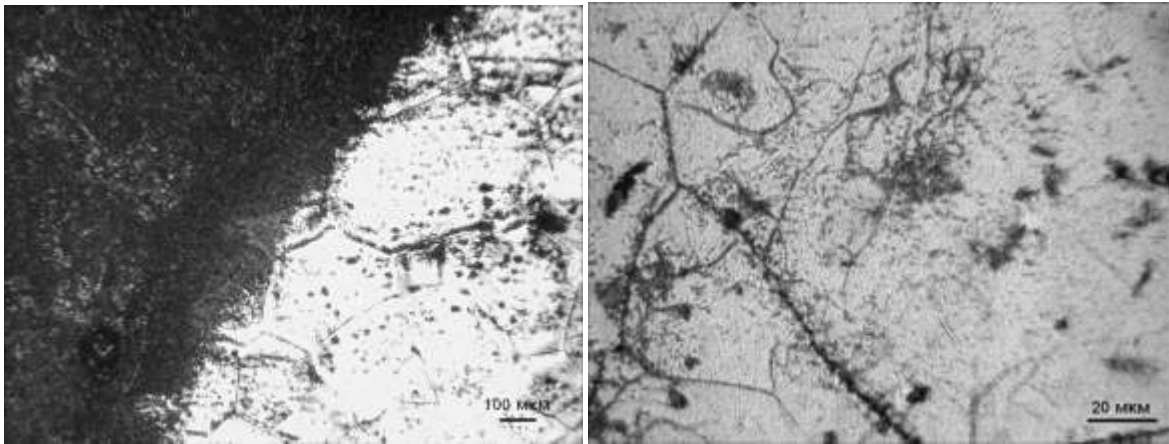


a

б

Рисунок 6.69 - Мікроструктура металу шва з'єднання економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1 , виконаного АДЗ наскрізним проплавленням з присадним дротом ВТ1-00св (вміст ВТ1-00 в шві 10%) в стані після відпалу (Т.О. №1, табл.6.15)

Мікроструктура металу ЗТВ цього зварного з'єднання показано на рис. 6.70. На рис. 6.70, *a* представлена зона сплавлення зварного з'єднання. Метал шва (зліва), разлегованого присадним дротом, має двофазну ($\alpha+\beta$)-структуру. Метал ЗТВ (праворуч) складається з рівноосних поліедричних зерен β -фази, в обсязі яких спостерігаються дисперсні частинки α -фази, розподілені в обсязі зерна з невеликою щільністю. Найбільша концентрація α -фази спостерігається на границях зерен і субзерен. В металі ОШЗ спостерігається більша щільність дисперсних α -частинок, ніж в металі решті ЗТВ. У металі ОШЗ присутні як скупчення дисперсних частинок так і поодинокі пластинчасті частинки α -фази, чого немає в віддалених від шва ділянках ЗТВ.



а

б

Рисунок 6.70 - Мікроструктура металу ЗТВ з'єднання економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1 , виконаного АДЗ наскрізним проплавленням з присадним дротом ВТ1-00св (вміст ВТ1-00 в шві 10%) в стані після відпалу (Т.О. №1, табл.6.15)

Встановлення розподілу мікротвердості металу зварних з'єднань економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1 , після відпалу 750°C дозволило зробити висновок, що в цілому рівень мікротвердості в основному металі, шві та ЗТВ всіх з'єднань збільшився та вирівнявся та знаходиться в інтервалі 3550...3900 МПа (Рис. 6.71 – Рис. 6.72). Порівняно з з'єднаннями в стані після зварювання мікротвердість металу шва та ЗТВ збільшилась, що пов'язано з зменшенням кількості β -фази.

Таким чином, в з'єднаннях економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1 в результаті впливу відпалу в металі шва сформувалася двухфазна ($\alpha+\beta$)-внутрізеренная структура, що складається з рівноосних поліедричних β -зерен в яких β -фаза піддалася розпаду з виділенням переважно дисперсних частинок α -фази розміром близько 1 мкм. Метал шва виконаного АДЗ після відпалу поряд з β -фазою містить і пластинчасту α -фазу, товщиною близько 1 мкм.

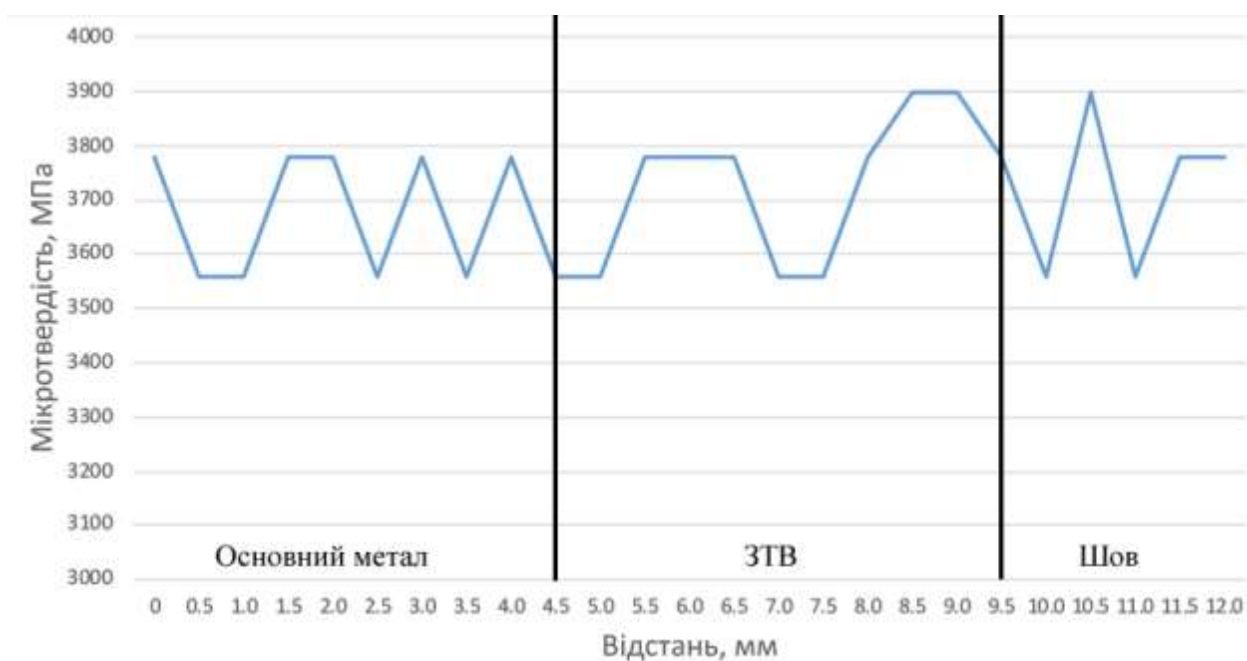


Рисунок 6.71 - Розподіл мікротвердості з'єднання титанового сплаву LCB-5.1 , виконаного АДЗ по слою флюсу в стані після відпалу (Т.О. №1, табл.6.15)

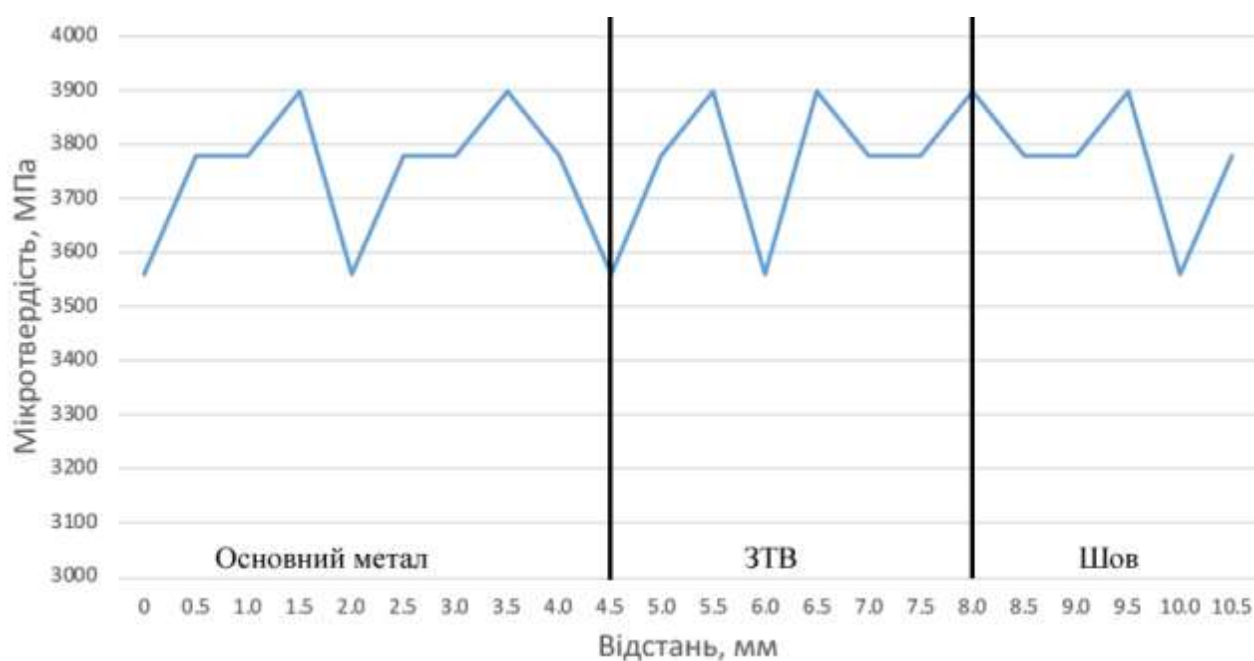


Рисунок 6.72 - Розподіл мікротвердості з'єднання сплаву LCB-5.1 , виконаного АДЗ з присадним дротом ВТ1-00св (вміст ВТ1-00 в шві 11%) в стані після відпалу (Т.О. №1, табл.6.15)

Найбільша довжина пластин α -фази в швах виконаних без присадного металу - 5...20 мкм, найменша в швах виконаних по шару флюсу - до 5...8 мкм, в швах отриманих з додаванням присадки ВТ1-00, довжина пластин α -фази до 10 мкм. У проміжках між α -пластинами спостерігаються скупчення дисперсних рівноосних частинок розміром 1 мкм і менше, причому в швах виконаних з додаванням присадки ВТ1-00, більша кількість дисперсних рівноосних частинок α -фази розміром близько 1 мкм.

Аналіз даних вмісту β -фази в шві, дозволив зробити висновок, що попередній підігрів для сплаву ВТ19 є ефективним технологічним прийомом, який дозволяє змінювати температурні умови в зоні формування зварного з'єднання, і як результат зменшити кількість β -фази в металі шва. Так при застосуванні попереднього підігріву до 400°C кількість β -фази зменшується з 91% до 53%. Але найбільше зниження вмісту β -фази в швах сплаву ВТ19 забезпечує пічний відпал, в цьому разі кількість β -фази знижується до 34...36% (табл..6.16). Застосування присадного дроту, при АДЗ сплаву ВТ19 дозволяє знизити зміст β -фази в металі шва і в стані після відпалу. Так після відпалу в металі швів, виконаних з застосуванням ВТ1-00 в кількості 22% міститься β -фаза на рівні 30% (Таблиця 6.17). У швах без застосування присадних дроту кількість β -фази фіксується після відпалу на рівні 43%.

Відпал зварного з'єднання сплаву ВТ19 при температурі 750°C в продовженні 1 години забезпечив отримання рівномірної однорідної структури в різних ділянках зварного з'єднання за рахунок розпаду метастабільних фаз, зафіксованих під час зварювання в металі шва і ЗТВ. Застосування присадного дроту, при АДЗ сплаву ВТ19 дозволяє знизити зміст β -фази в металі шва і в стані після відпалу. Так після відпалу в металі швів, виконаних з застосуванням ВТ1-00 в кількості 22% міститься β -фаза на рівні 30% (Таблиця 6.16). У швах без застосування присадних дроту кількість β -фази фіксується після відпалу на рівні 43%.

Найменша кількість β -фази в з'єднаннях економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1 після відпалу зафіксовано в швах виконаних з застосу-

ванням присадки ВТ1-00 в кількості 10...12% і становить 51% (Таблиця 6.16), що пояснюється зниженням ступеня легування металу шва. У швах виконаних без зміни легування шва кількість β -фази після відпалу становить 52 ... 55%. В основному металі кількість β -фази 65 ... 67%.

Таблиця 6.16 - Кількість β -фази в ОМ і металі шва зварних з'єднань сплаву ВТ19 та LCB-5.1 , виконаних ЕПЗ та АДЗ після відпалу (Т.О. №1, табл.6.16)

Сплав	Тип зразка, швидкість зварювання,	Кількість β -фази,%
ВТ19	Основний метал	44,3
ВТ19	Зварне з'єднання ЕПЗ, 7 мм/с,	34
ВТ19	Зварне з'єднання ЕПЗ, 11мм/с,	36,5
ВТ19	Зварне з'єднання АДЗ, без присадного металу,	43,7
ВТ19	Зварне з'єднання АДЗ, 20% присадного металу ВТ1-00св в шві,	29,8
LCB-5.1	Основний метал	67
LCB-5.1	Зварне з'єднання АДЗ, без присадного металу,	55
LCB-5.1	Зварне з'єднання АДЗ, по флюсу,	52
LCB-5.1	Зварне з'єднання АДЗ, 10% присадного металу ВТ1-00св в шві	51

Вивчення механічних властивостей зварних з'єднань титанового псевдо- β -сплаву ВТ19, виконаних АДЗ вольфрамовим електродом, як без присадного дроту, так і з застосуванням дроту ВТ1-00св показало, що як і в стані після зварювання, так і в стані після відпалу 760°C найнижчі значення міцності мають з'єднання виконані без присадного дроту (Таблиця 6.17).

Однак ступінь зміцнення в результаті відпалу у з'єднань різна. Так, з'єднання виконані АДЗ наскрізним проплавленням, після відпалу зміцнилися на 120 МПа, а виконані із застосуванням присадного дроту, зміцнилися на 48 МПа [353, 354].

Таблиця 6.17 - Механічні властивості зварних з'єднань титанового псевдо- β -сплаву ВТ19, виконані АДЗ та ЕПЗ в стані після відпалу (Т.О. №1, табл.6.16)

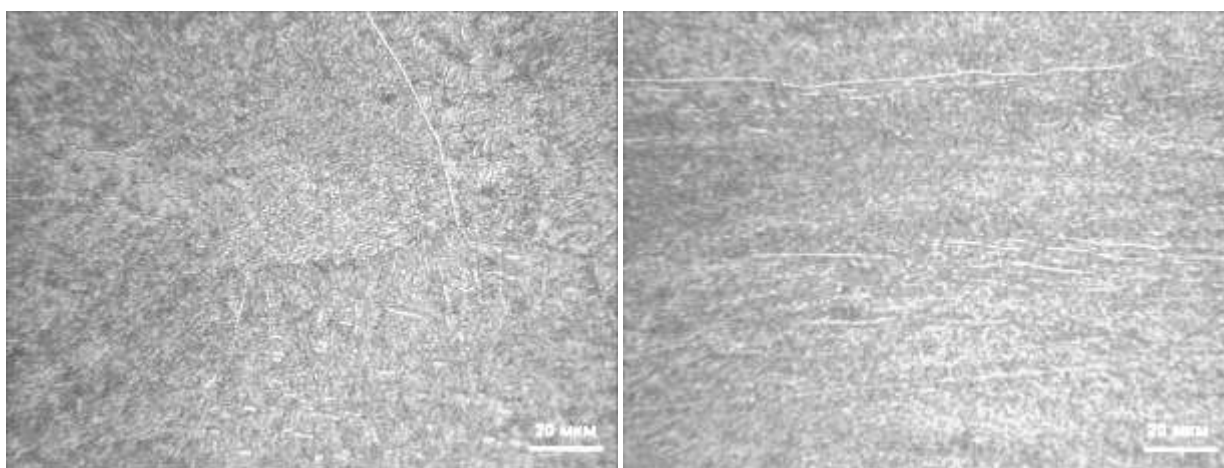
Тип зразка,	σ_B , МПа	σ_{02} , МПа	δ_s , %	ψ , %	KCV, Дж/см ²
Основний метал	958	887	12	47	27
З'єднання ЕПЗ, $V_{зв} = 7$ мм/с, попередній підігрів 400°C.	1026,7	985,7	12,0	31,5	26
З'єднання ЕПЗ, $V_{зв} = 11$ мм/с	1023,7	984,9	8,7	30,6	24
З'єднання АДЗ без присадки	981	946	9,7	15,3	29,4
З'єднання АДЗ з при- садкою Кількість ВТ1- 00св в шві = 20%	1011	989	9,1	15,1	25,9

ОМ сплаву ВТ19, виконаного ЕПЗ, після гартування та старіння (Т.О. №2 Таблиця 6.15) має нерівномірну по товщині смугасту структуру, що складається з витягнутих в напрямку прокату, що чергуються по товщині смуг з рекристалізованою (Рис. 6.73 а,) і не рекристалізованою (Рис. 6.73 б) структурою. На деяких межах зерен присутня виділення α -фази. Більшість елементів структури - дрібнодисперсні, їх розмір становить 1...1,5мкм і мен-

ше, хоча в окремих зернах зустрічаються α -пластини завдовжки 2...7мкм, товщиною 1 мкм.

Таблиця 6.18 - Механічні властивості зварних економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1 , виконані АДЗ та ЕПЗ в стані після відпалу 750° С, 1 година охолодження з піччю

Тип зразка	σ_B , МПа	σ_T , МПа	δ_s ,%	Ψ ,%	KCV Дж / см ²
ОМ	1071	971			7,2
З'єднання АДЗ без присадки	1169	1141	1,3	1,3	4,8
З'єднання АДЗ без присадки,	1082	1033			5,3
З'єднання АДЗ по флюсу	1197	1146			6,0
З'єднання АДЗ з присадкою Кількість ВТ1-00св в шві = 10%	1463				7,3



а

б

Рисунок 6.73 - Мікроструктура основного металу зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного ЕПЗ, режим №1 ($V_{зв} = 7$ мм/с), в стані після гартування і подальшого старіння (Т.О. №2 Таблица 6.15)

Внутришньозеренна структура металу шва зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного ЕПЗ, після термообробки – гартування та старіння (Т.О. №2 Таблица 6.15) - дрібнодисперсна, розмір продуктів розпаду найчастіше не перевищує 1 мкм (рис. 6.74 *а*). В окремих зернах (рис. 6.74 *б*) видно пластини завдовжки до 2...3мкм. В окремих зернах металу шва має місце субструктура.

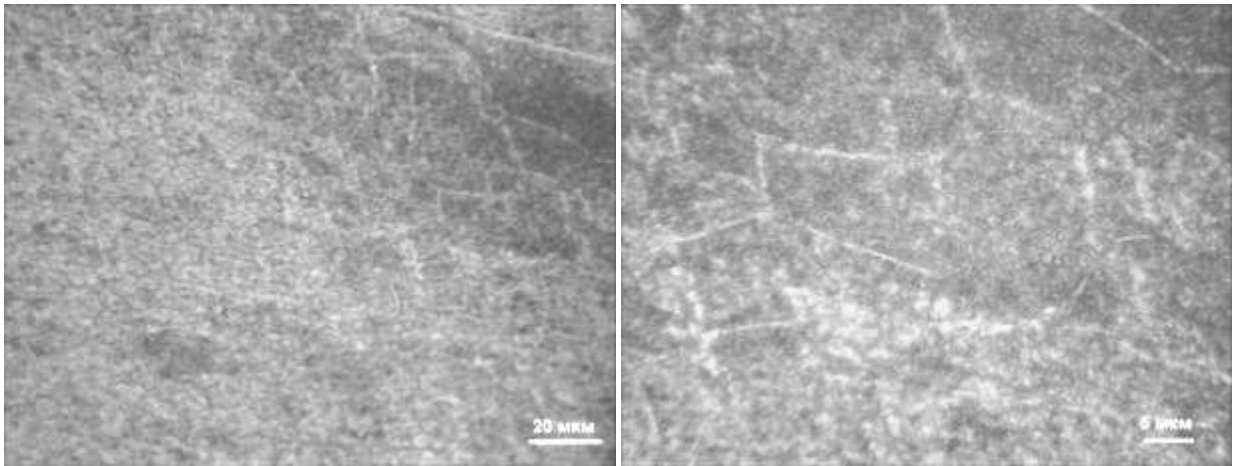
*а**б*

Рисунок 6.74 - Мікроструктура металу шва зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного ЕПЗ, режим №1 ($V_{зв} = 7\text{мм/с}$), в стані після гартування і подальшого старіння (Т.О. №2 Таблица 6.15)

Метал ЗТВ цього з'єднання в навколо шовній зоні складається з рівноосних поліедричних зерен. Мікроструктура металу ЗТВ представлена на Рис. 6.77. Після термічної обробки, що складається з гартування і старіння, в ЗТВ цього зварного з'єднання утворюються дрібнодисперсні продукти розпаду, розмір яких, в основному, становить 1...1,5 мкм і менше (рис. 6.75 *а*), в деяких зернах окремі частинки досягають 2...3 мкм (рис. 6.75 *б*). Дрібнодисперсна структура у всіх зонах зварного з'єднання сплаву ВТ19 повинна забезпечувати йому високу міцність.

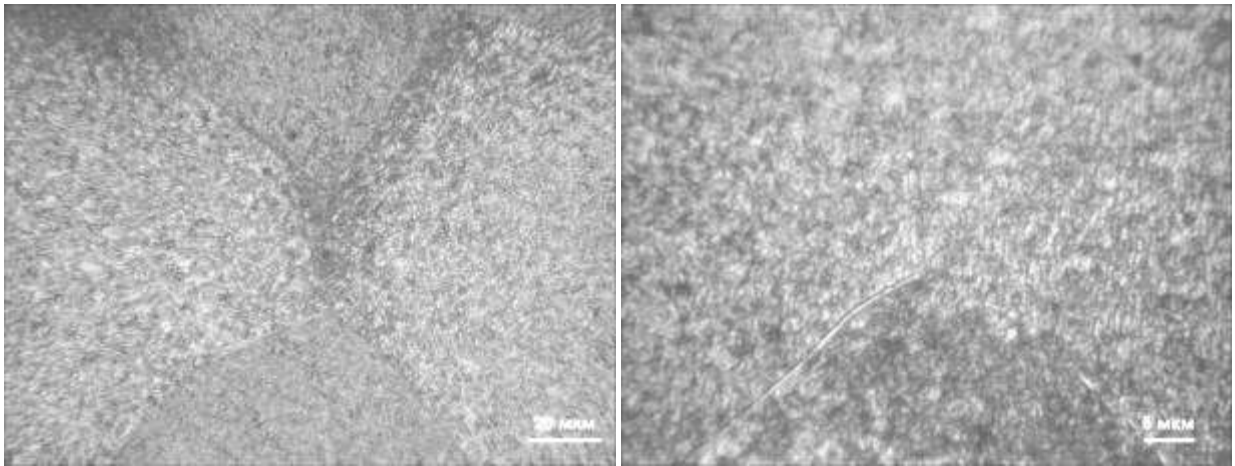
*a**б*

Рисунок 6.75 - Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного ЕПЗ, режим №1 ($V_{зв} = 7\text{мм/с}$), в стані після гартування і подальшого старіння (Т.О. №2 Таблица 6.15)

Мікроструктура металу шва зварного з'єднання титанового псевдо- β -сплаву ВТ19, виконаного АДЗ вольфрамовим електродом наскрізним проплавлення в стані після загартування і старіння (Т.О. №2 Таблица 6.15) представлена на рис. 6.76. В металі шва сплаву ВТ19 після термічної обробки при дослідженні під мікроскопом при невеликому збільшенні чітко проявляється дендритна структура (рис. 6.76 *a*). Тут можна спостерігати зв'язок характеру розпаду β -твердого розчину в металі шва з дендритною структурою, обумовленою ліквідацією легуючих елементів. На тлі дендритної структури видно витягнуті в напрямку тепловідводу великі первинні β -зерна і в меншій мірі - рівноосні зерна. Мікроструктура всередині зерен металу шва відрізняється високим ступенем дисперсності і рівномірністю (рис. 6.76 *б*). Частилки α - і β -фаз, в основному, мають розмір 1 мкм і менше.

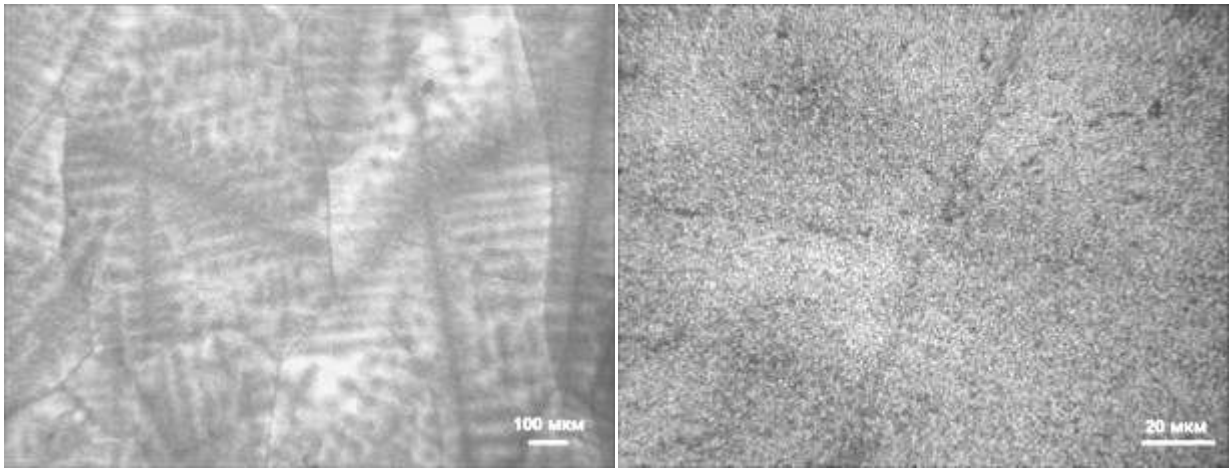
*a**б*

Рисунок 6.76 - Мікроструктура металу шва зварного з'єднання титанового псевдо- β -сплаву ВТ19, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням в стані після загартування і старіння (Т.О. №2 Таблица 6.15)

Навколошовна зона ЗТВ цього зварного з'єднання складається з рівноосних поліедричних зерен (рис. 6.77 *a*) з дрібнодисперсною внутрішньозеренною структурою (рис. 6.77 *б*). Величина часток ($\alpha+\beta$)-структури становить не більше 1 мкм. Очевидно, така дисперсна структура після загартування і старіння у всіх ділянках зварного з'єднання ВТ19 повинна забезпечувати високу міцність.

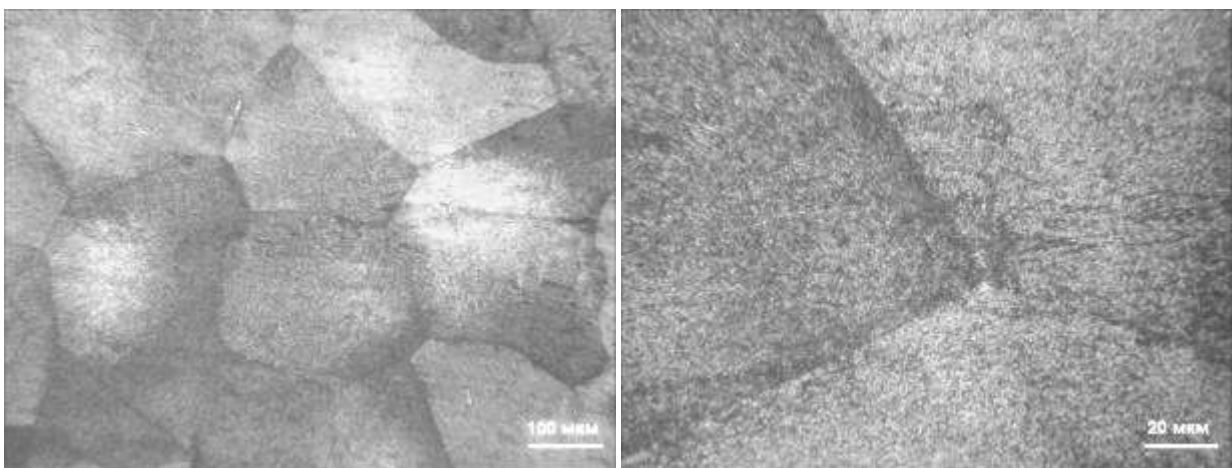
*a**б*

Рисунок 6.77 - Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання псевдо-титанового сплаву ВТ19, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням в стані після загартування і старіння (Т.О. №2 Таблица 6.15)

В основному металі зварного з'єднання сплаву ВТ19 сплаву ВТ19 в стані після зміцнюючої термообробки №3 (див. табл. 6.15) яка передбачає уповільнене охолодження з регламентованою швидкістю $1^{\circ}\text{C}/\text{хв}$, так само, як і на інших зварних з'єднаннях сплаву ВТ19, має місце полосчатість (рис. 6.78, б). На рис. 6.78 а зображені ділянки смуги в ОМ з повністю рекристаллізованою структурою, на рис. 6.78 б - рекристаллізовані дрібні зерна (знизу) і не рекристаллізовані, витягнуті в напрямку прокату, великі зерна (вгорі). Границі зерен мають виділення α -фази шириною $1...1,5$ мкм. У середині зерна присутні дрібнодисперсні частинки (до 1 мкм) ($\alpha + \beta$)-суміші, а також пластинчата α -фаза розміром $2...5$ мкм, в проміжках якої знаходиться β -фаза.

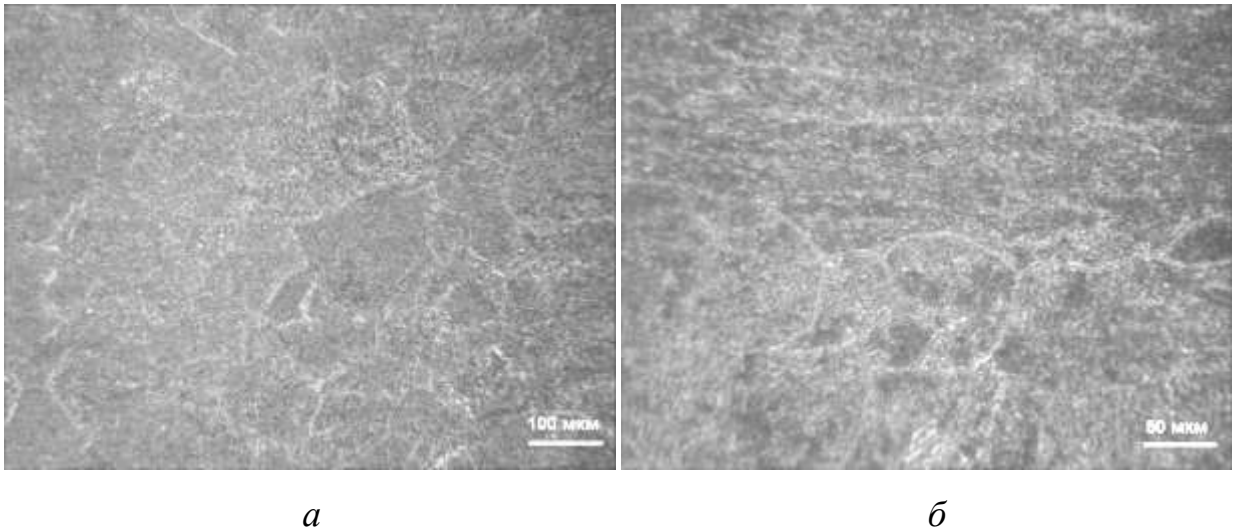
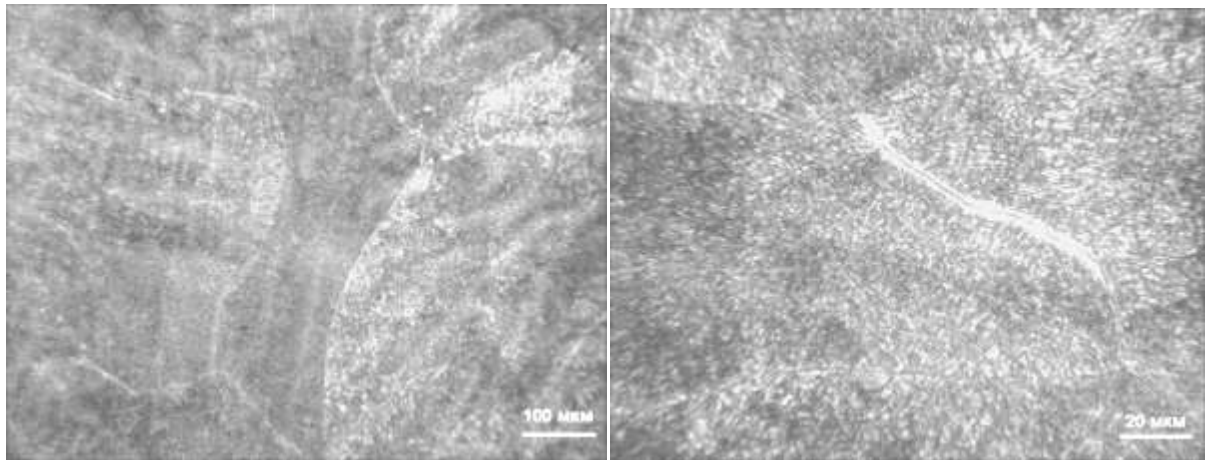


Рисунок 6.78 - Мікроструктура основного металу зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного ЕПЗ, режим №1 ($V_{зв} = 7\text{мм/с}$), в стані після уповільненого охолодження з регламентованої швидкістю $1^{\circ}\text{C}/\text{хв}$ (Т.О. №3 Таблиця 6.15)

Мікроструктура металу шва цього зварного з'єднання ВТ19 представлена на рис. 6.79. В середній і кореневій частинах уздовж середини шва ростуть рівноосні або витягнуті зерна (рис. 6.79 а). Термічна обробка викликає в металі шва розпад β -фази з виділенням часток α - і β -частинок різних розмірів. Поряд з дрібнодисперсними продуктами розпаду розміром менше 1 мкм, на тлі β -матриці спостерігаються α -пластини завдовжки $2...5$ мкм і товщиною

менше 1 мкм, які переважають в структурі (рис. 6.79 б). На границях деяких зерен має місце виділення α -фази шириною близько 1 мкм.



a

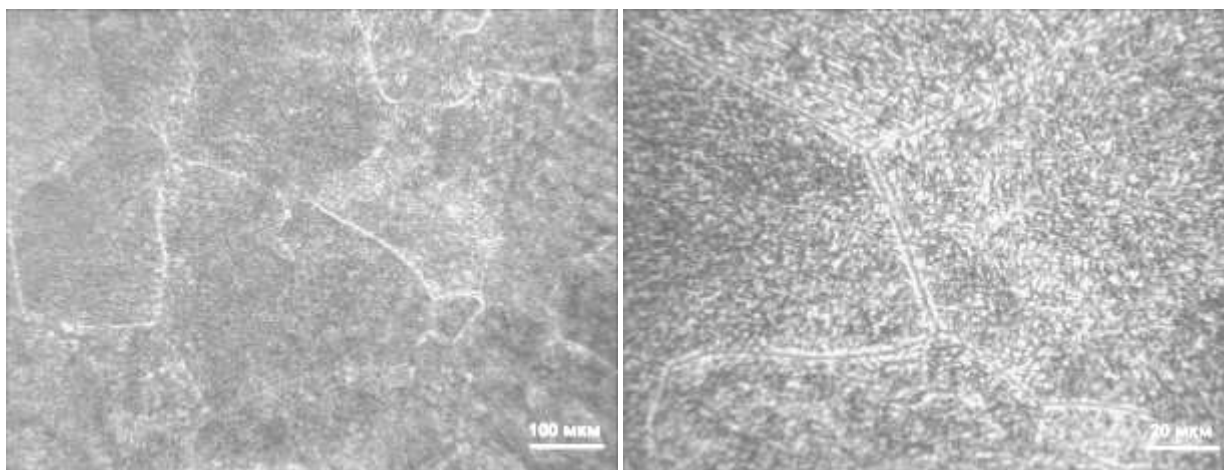
б

Рисунок 6.79 - Мікроструктура металу шва зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного ЕПЗ, режим №1 ($V_{зв} = 7\text{мм/с}$), в стані після уповільненого охолодження з регламентованої швидкістю 1°C/хв (Т.О. №3 Таблица 6.15)

Метал навколошовної зони з'єднання сплаву ВТ19, виконаного ЕПЗ, режим №1 ($V_{зв} = 7\text{мм/с}$), в стані після уповільненого охолодження з регламентованої швидкістю 1°C/хв (Т.О. №3 Таблица 6.15) складається з рівноосних поліедричних зерен (рис. 6.80 а), на границях яких має місце виділення α -фази шириною близько 1 мкм (рис. 6.80 б). Внутрішньо зеренна структура металу навколошовної зони після регламентованого відпалу являє собою суміш часток α - і β -фази. Присутні дрібнодисперсні частинки розміром близько 1 мкм і менше, а також пластинчасті частинки α -фази довжиною 2...4 мкм і товщиною 1...1,5 мкм на тлі β -матриці.

Мікроструктура металу шва зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням в стані після відпалу з подальшим уповільненим охолодженням зі швидкістю 1°C/с (Т.О. №3 Таблица 6.15) представлена на Рис. 6.81. Незважаючи на інтенсивний розпад β -твердого розчину спостерігається дендритна структура металу шва (Рис. 6.81 а). Межі деяких

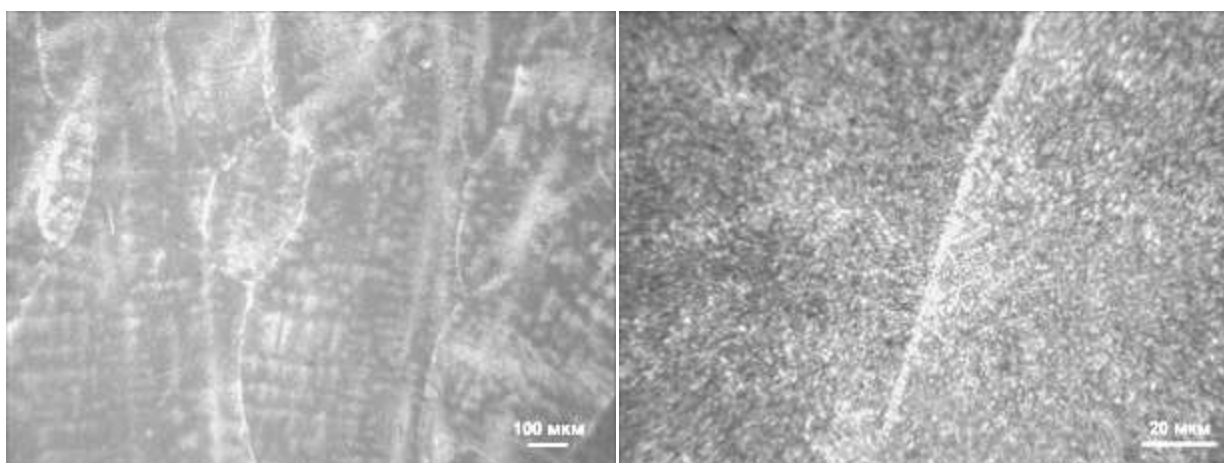
зерен мають виділення α -фази шириною до 1 мкм (рис. 6.81 б). У середині зерна розпад β -фази після термічної обробки привів до утворення, як дрібнодисперсних частинок розміром 1 мкм і менше, так і пластинчастої α -фази розміром 2...7 мкм і товщиною близько 1 мкм.



а

б

Рисунок 6.80 - Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного ЕПЗ, режим №1 ($V_{зв} = 7 \text{ мм/с}$), в стані після уповільненого охолодження з регламентованої швидкістю 1°C/хв (Т.О. №3 Таблица 6.15)

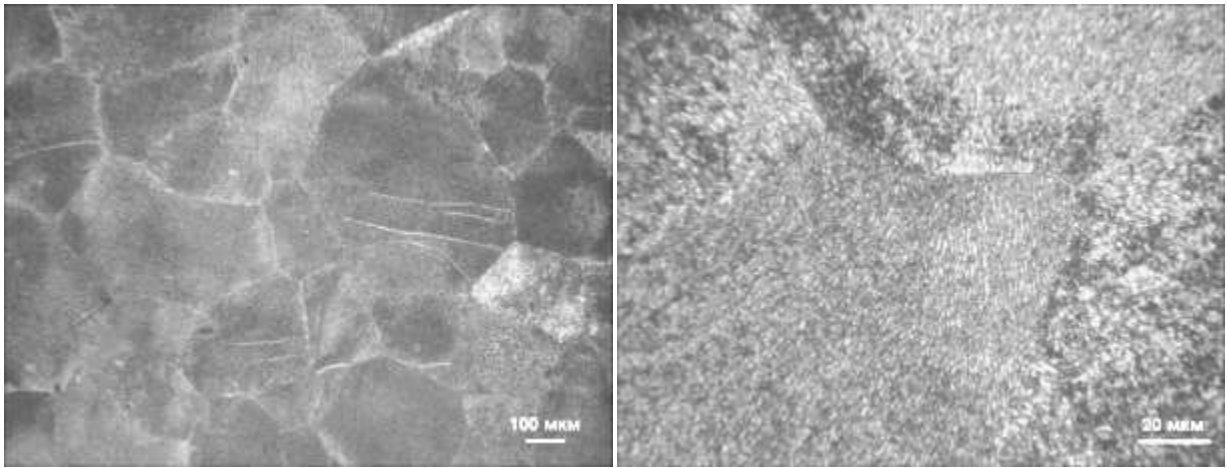


а

б

Рисунок 6.81 - Мікроструктура металу шва зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням, в стані після відпалу з регламентованою швидкістю 1°C/хв (Т.О. №3 Таблица 6.15)

Мікроструктура металу ділянки ЗТВ цього зварного з'єднання, який нагрівається до температури вище T_{III} , представлена на рис. 6.82. Метал цієї ділянки ЗТВ складається з рівно вісних поліедричних β -зерен, що утворилися в результаті дії температур вище T_{III} при зварюванні і зазнали розпаду з виникненням $(\alpha+\beta)$ -структури в результаті дії термічної обробки (рис. 6.82 а). На міжзеренних межах окремих зерен видно виділення α -фази, внутрішньозеренна структура характеризується присутністю як дрібнодисперсних виділень розміром до 1 мкм, так і пластинчастої α -фази розміром до 7 мкм, причому переважають пластини завдовжки 2...4 мкм і товщиною близько 1 мкм (рис. 6.82 б).



а

б

Рисунок 6.82 - Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням, в стані після відпалу з регламентованою швидкістю $1^{\circ}\text{C}/\text{хв}$ (Т.О. №3 Таблиця 6.15)

Мікроструктура основного металу зварного з'єднання сплаву ВТ19 в стані після зміцнюючої термообробки №4 (Таблиця 6.15), що включає ступінчатий регламентований відпал і старіння показана на рис 6.83.

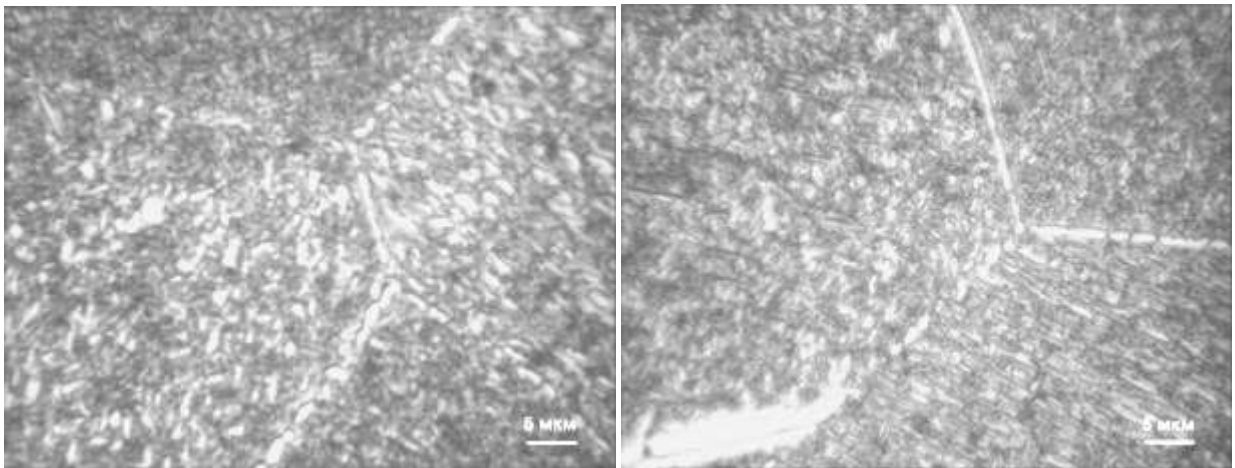
*a**б*

Рисунок 6.83 - Мікроструктура основного металу зварного з'єднання сплаву VT19, виконаного ЕПЗ, режим №1 ($V_{зв} = 7\text{мм/с}$), в стані після ступеневого відпалу (Т.О. №4 Таблица 6.15)

Метал шва, виконаного ЕПЗ, складається з витягнутих в напрямку тепловідводу і рівноосних зерен, розташованих уздовж осі шва (рис.6.84 *a*). Слід зауважити, що дендритна структура електронно-променевого шва після термічної обробки майже не виявлялася, мабуть охолодження металу шва малого обсягу відбувалося так швидко, що дифузійні процеси не знайшли такого розвитку, як при АДЗ. Внутрішньозеренна структура металу шва, виконаного ЕПЗ (Рис. 6.84 *б*) ідентична внутрішньозеренній структурі металу шва, виконаного АДЗ, у випадку термічної обробки на одному і тому ж режимі. Розмір α -пластин в металі шва, виконаного ЕПЗ, становить 1...6 мкм при товщині до 1 мкм, на границях зерен присутня виділення α -фази.

Ділянка ЗТВ цього зварного з'єднання, де нагрів відбувався до температур вище $T_{пп}$, складається з рівно вісних поліедричних зерен (рис. 6.85 *a*). Деякі границі зерен декоровані виділенням α -фази (так званої « α -оторочки») (рис. 6.85 *б*) шириною 1...1,5 мкм. Пластини α -фази всередині зерна мають довжину 1...4 мкм при товщині до 1,5 мкм.

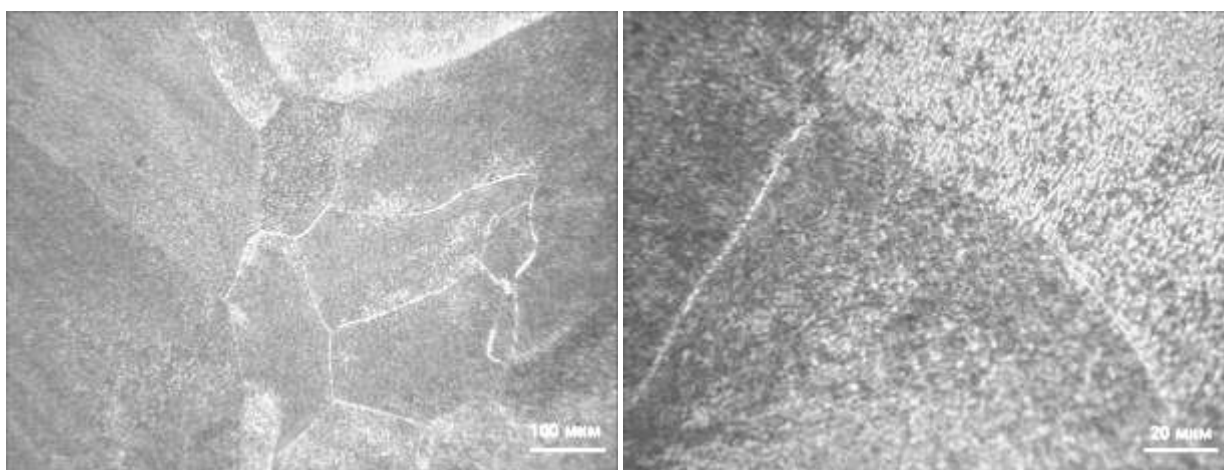
*a**б*

Рисунок 6.84 - Мікроструктура металу шва зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного ЕПЗ, режим №1 ($V_{зв} = 7\text{мм/с}$), в стані після ступеневого відпалу (Т.О. №4 Таблица 6.15)

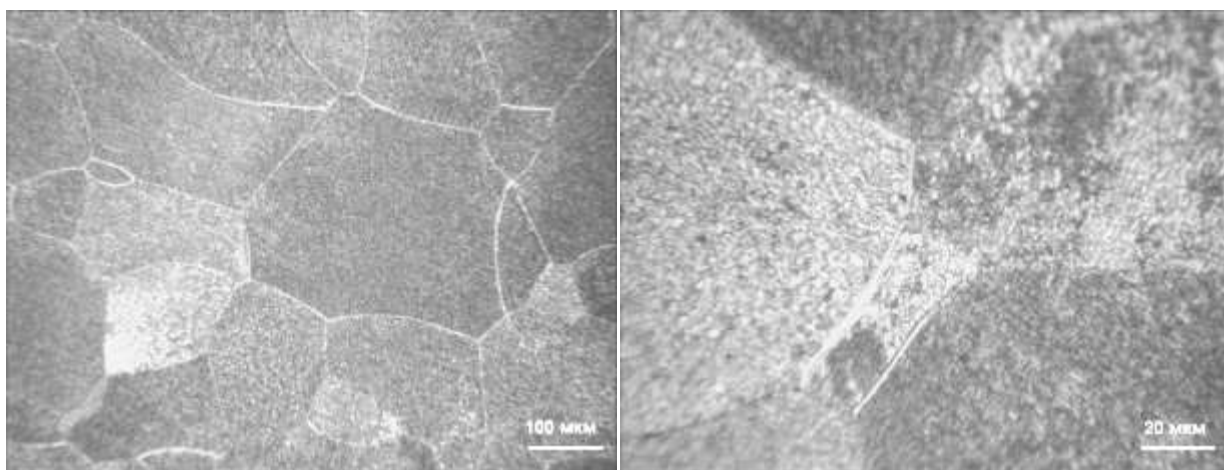
*a**б*

Рисунок 6.85 - Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного ЕПЗ, режим №1 ($V_{зв} = 7\text{мм/с}$), в стані після ступеневого відпалу (Т.О. №4 Таблица 6.15)

Метал шва зварного з'єднання титанового псевдо- β -сплаву ВТ19, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням в стані після ступеневого відпалу (Т.О. №4 Таблица 6.15), складається переважно з великих, витягнутих у напрямку тепловідводу, майже вертикальних зерен з дендритною структурою (Рис. 6.86 *a*). Видно зв'язок фазового складу металу шва після термічної об-

робки з його дендритних структурою (рис. 6.86 *а*). Це пов'язано з локалізацією α - і β -стабілізаторів в різних ділянках дендритної структури при охолодженні металу шва після зварювання. Так по осях дендритів локалізуються β -стабілізуючі легуючі елементи (темні ділянки на рис. 6.86 *а*), а в междендритних проміжках – α -стабілізуючі легуючі елементи (світлі ділянки). Після старіння в междендритних проміжках відбувається виділення більшої кількості α -фази і її частки тут - більше, ніж по осях дендритів.

Після термічної обробки, що складається із ступеневого відпалу і подальшого старіння, β -фаза, зафіксована після зварювання, розпадається з виділенням дисперсних α - і β -частинок. Уздовж границь зерен присутні виділення α -фази товщиною до 2 мкм (рис. 6.86 *б*). Розпад β -твердого розчину відбувається нерівномірно і неоднорідно, що пов'язано з дифузією легуючих елементів при зварюванні і різної їх концентрацією в різних ділянках дендритної структури металу шва. Поряд з ділянками, де в результаті розпаду β -фази утворилася дуже дисперсна структура, що складається з частинок β - і α -фази розміром в 1 мкм і менше, присутні ділянки, де розмір α -пластин досягає 2...7 мкм при товщині до 1,5 мкм.

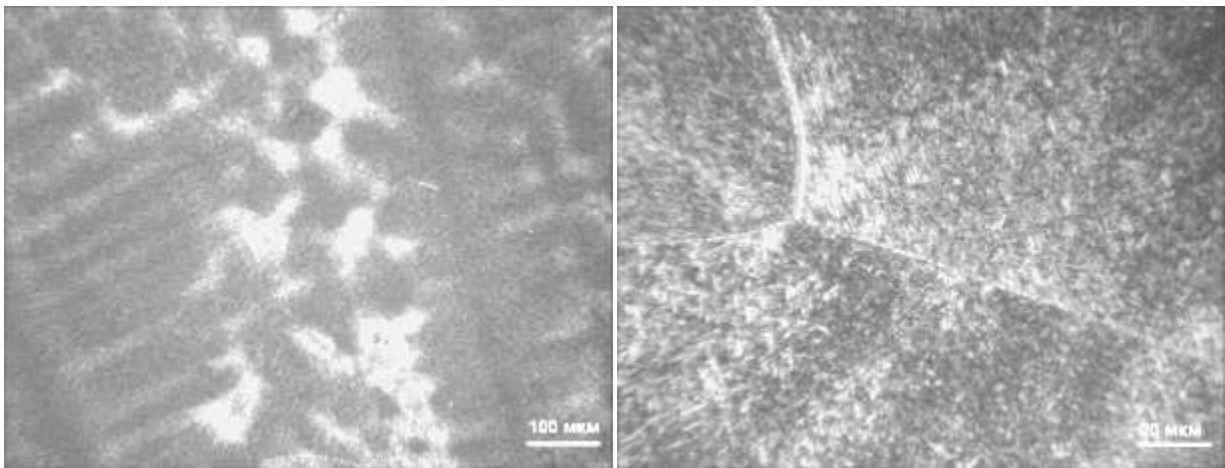
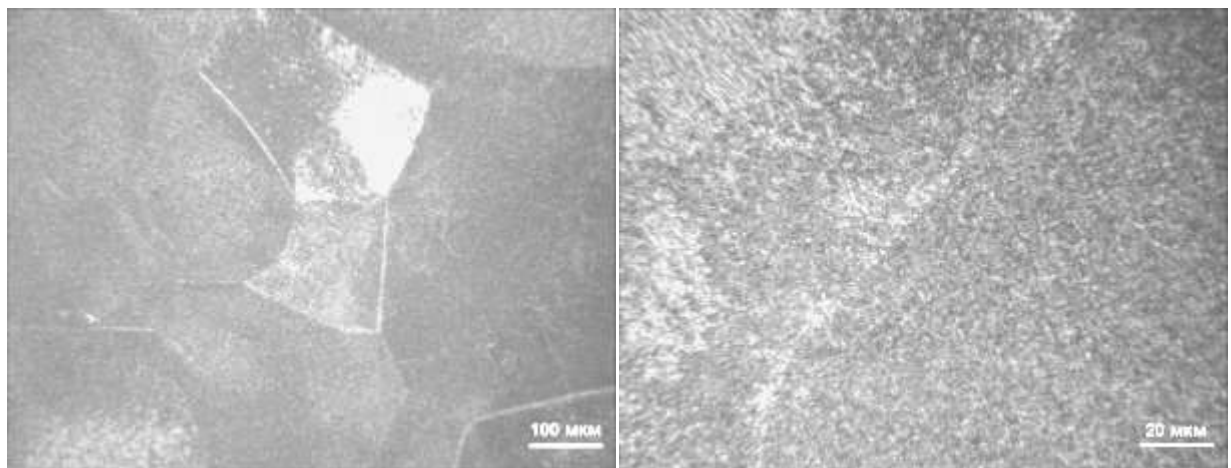
*а**б*

Рисунок 6.86 - Мікроструктура металу шва зварного з'єднання титанового псевдо- β -сплаву ВТ19, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням в стані після ступеневої відпалу (Т.О. №4 Таблиця 6.15)

Навколошовна частина металу ЗТВ зварного з'єднання титанового псевдо- β -сплаву ВТ19, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням в стані після ступеневої відпалу (Т.О. №4 Таблиця 6.15), що піддавалася при зварюванні нагріванню до температур, вищих за $T_{шп}$, складається з рівноосних поліедричних β -зерен (рис. 6.87 а), які зазнали після термічної обробки розпаду з утворенням дисперсної ($\alpha + \beta$)-структури (рис. 6.87 б). Розмір α -пластин становить 1...4мкм. деякі границі зерен мають виділення α -фази шириною 1...1,5 мкм.



а

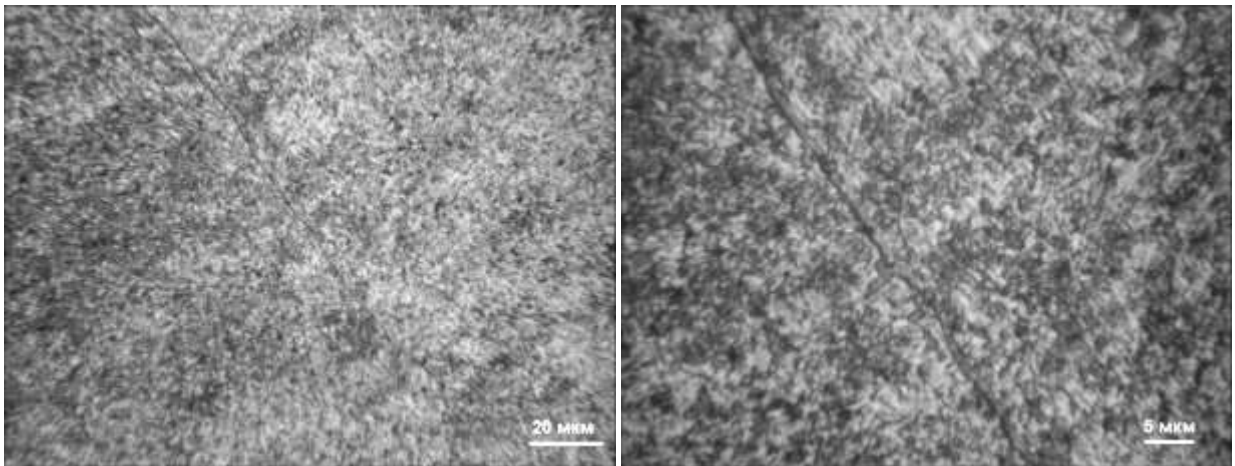
б

Рисунок 6.87 - Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання титанового псевдо- β -сплаву ВТ19, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням в стані після ступеневого відпалу (Т.О. №4 Табл- 6.15)

Таким чином, ступінчатий відпал призводить до формування в структурі металу шва і ЗТВ зварного з'єднання сплаву ВТ19 більш крупних елементів, так розмір α -пластин в металі шва, становить 1...6 мкм при товщині до 1 мкм, в ЗТВ пластини α -фази всередині зерна мають довжину 1...4 мкм при товщині до 1,5 мкм.

Уповільнене охолодження з регламентованою швидкістю $1^{\circ}\text{C}/\text{с}$ викликає в металі шва сплаву ВТ19 розпад β -фази з виділенням часток α - і β -частинок різних розмірів. Поряд з дисперсними продуктами розпаду розміром менше 1 мкм, на тлі β -матриці спостерігаються α -пластини завдовжки 2...5 мкм. У ЗТВ також має місце розмаїтість структурних складових, в ЗТВ на тлі β -матриці присутні дрібнодисперсні частинки розміром до 1 мкм, а також пластинчасті частинки α -фази довжиною 2...4 мкм і товщиною 1...1,5 мкм. Це супроводжується збільшенням міцності зварного з'єднання при високих показниках пластичності і ударної в'язкості.

Мікроструктура ОМ економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1, виконаного ЕПЗ з наступним гартуванням в воду від температури 760°C і старінням при 450°C протягом 5 годин рівномірна і однорідна (рис. 6.88). У порівнянні з ОМ зварного з'єднання виконаного ЕПЗ з подальшим відпалом при температурі 750°C протягом 1 години, ОМ розглянутого зварного з'єднання має більш дисперсну внутрізеренну мікроструктуру, розмір виділившихся при розпаді β -фази частинок переважно до 1...2 мкм (рис. 6.88, б).

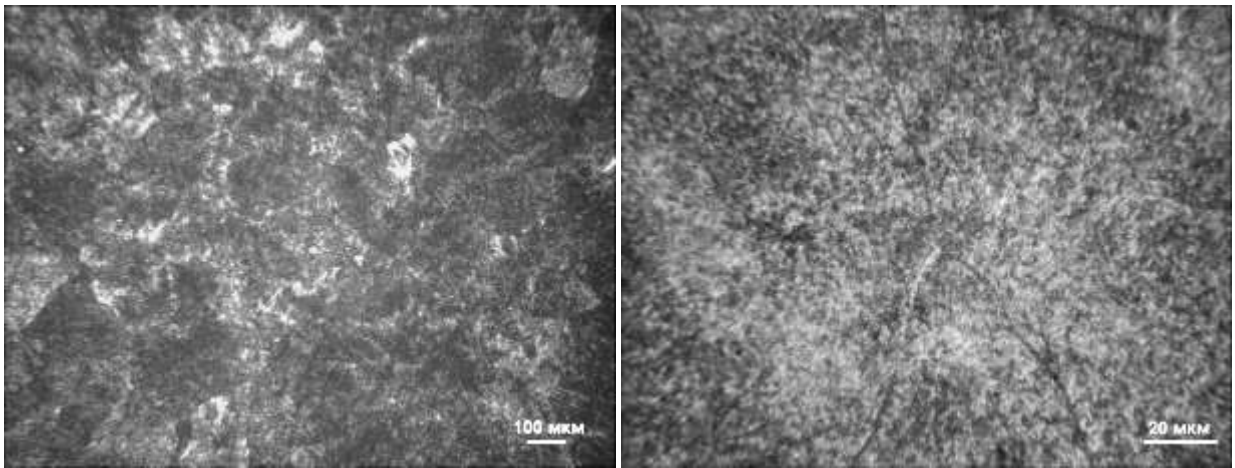


а

б

Рисунок 6.88 - Мікроструктура основного металу з'єднання економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1, виконаного ЕПЗ в стані після гартування і старіння (Т.О. №2 Таблиця 6.15)

Мікроструктура металу шва зварного з'єднання економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1, виконаного ЕПЗ з наступним гартуванням в воду від температури 750°C і старінням при 450°C протягом 5 годин (Т.О. №2 Таблиця 6.15) представлено на рис. 6.89. В металі шва проявляється дендритна структура. Метал шва складається з рівноосних і витягнутих в напрямку теплопроводу первинних β -зерен різного розміру (рис. 6.89, а). У середині зерен стався розпад β -твердого розчину з виділенням дисперсних частинок α -фази, розмір яких в основному становить 1 мкм і менше (рис. 6.89, б). Дисперсність виділившихся частинок пояснюється різким загартуванням в воду від температури, близької до $T_{\text{шп}}$ і відсутністю часової витримки.



а

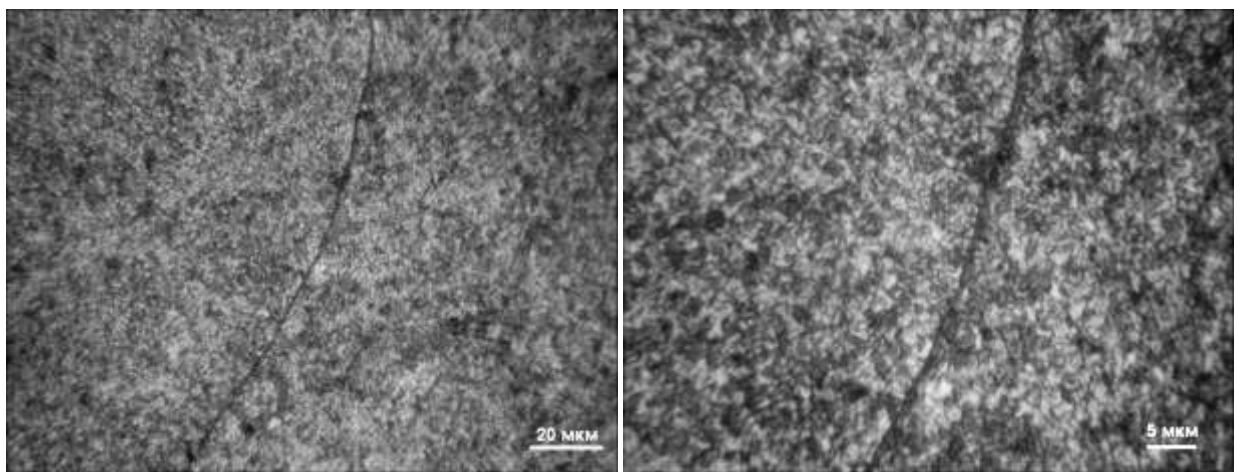
б

Рисунок 6.89 - Мікроструктура металу шва з'єднання економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1, виконаного ЕПЗ в стані після гартування і старіння (Т.О. №2 Таблиця 6.15)

Мікроструктура металу ЗТВ з'єднання економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1, виконаного ЕПЗ з наступним загартуванням в воду від температури 750°C і старінням при 450°C протягом 5 годин показано на рис. 6.90. Мікроструктура в обсязі рівно вісних поліедричних зерен колошовної ділянки ЗТВ складається з первинних β -зерен різного розміру (рис. 6.90, а). У середині зерен стався розпад β -твердого розчину з виділенням дисперсних частинок α -фази, розмір яких в основному становить 1 мкм і менше (рис. 6.90, б), в цілому структура металу ЗТВ ідентична по морфології і парамет-

рам мікроструктурі металу шва. У ЗТВ також є ділянки металу з нерозпавшейся β -фазою протяжністю 100...250мкм.

Таким чином, ОМ і метал шва зварного з'єднання виконаного ЕПЗ з наступним гартуванням в воду і старінням має більш дисперсну внутрізеренну мікроструктуру в порівнянні з з'єднанням після відпалу, виділившиєся при розпаді β -фази частинки α -фази переважно мають розмір до 1...2 мкм в ОМ і до 1 мкм в шві. Більш дисперсна структура забезпечує великі значення міцності ОМ і металу шва, при менших показниках ударної в'язкості.



a

б

Рисунок 6.90 - Мікроструктура металу ЗТВ з'єднання економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1 , виконаного ЕПЗ в стані після гартування від температури 750°C і старіння при 450°C 5 годин.

ОМ з'єднання економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1 , виконаного ЕПЗ з подальшим уповільненим охолодженням від 760°C зі швидкістю 1°C/хв (Т.О. №3 Таблиця 6.16) однорідний, розпад β -твердого розчину спостерігається по всій товщині (рис.6.91, *a*). В обсязі рівноосних первинних β -зерен присутні пластинчасті частинки α -фази довжиною 2...7 мкм і товщиною близько 1 мкм, а також рівноосні частинки розміром 1...3мкм (рис. 6.91, *б*), границі зерен – потовщені.

Мікроструктура металу шва зварного з'єднання економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1 , виконаного ЕПЗ з подальшим уповільненим охолодженням від 760°C зі швидкістю 1°C/хв. (Т.О. №3 Таблица 6.15) показано на рис. 6.92. Метал шва характеризується дендритною структурою, на тлі якої виявляються рівноосні і витягнуті в напрямку тепловідводу первинні β -зерна (рис. 6.92, *а*), в обсязі яких мають місце частинки α -фази пластинчастої форми довжиною 2...7мкм і товщиною близько 1 мкм (рис. 6.92, *б*), а також дисперсні рівноосні частинки розміром до 1 мкм. Границі зерен – потовщені. Товщина фази, що виділилася уздовж границь, становить 1,5...2мкм.

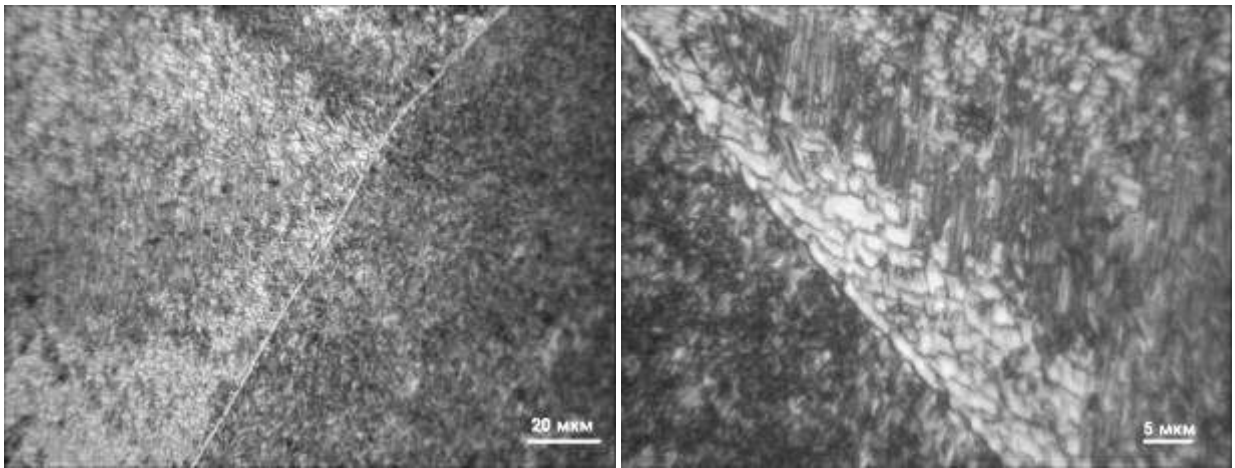
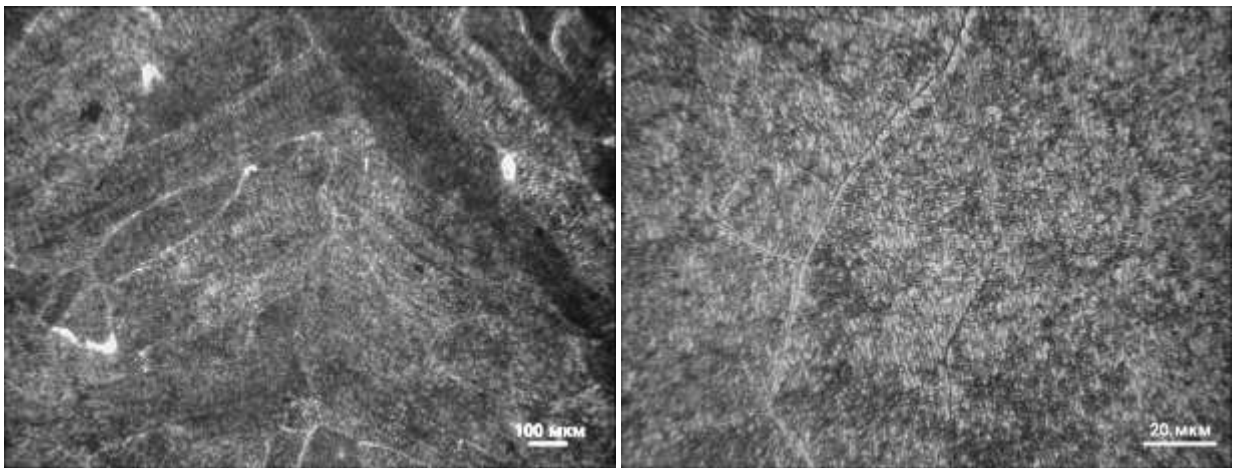
*а**б*

Рис. 6.91 - Мікроструктура основного металу з'єднання економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1 , виконаного ЕПЗ в стані після уповільненого охолодження зі швидкістю 1°C/хв (Т.О. №3 Таблица 6.15)

На рис.6.93 показано зона сплавлення з'єднання економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1 , виконаного ЕПЗ з подальшим уповільненим охолодженням від 760°C зі швидкістю 1°C/хв. Метал околошовної зони праворуч від шва складається з рівноосних зерен з потовщеними границями (рис. 6.93, *а*). Внутрізеренний обсяг крім β -фази містить, в основному, α -пластини завдовжки до 8 мкм і товщиною близько 1 мкм (рис. 6.95, *б*).

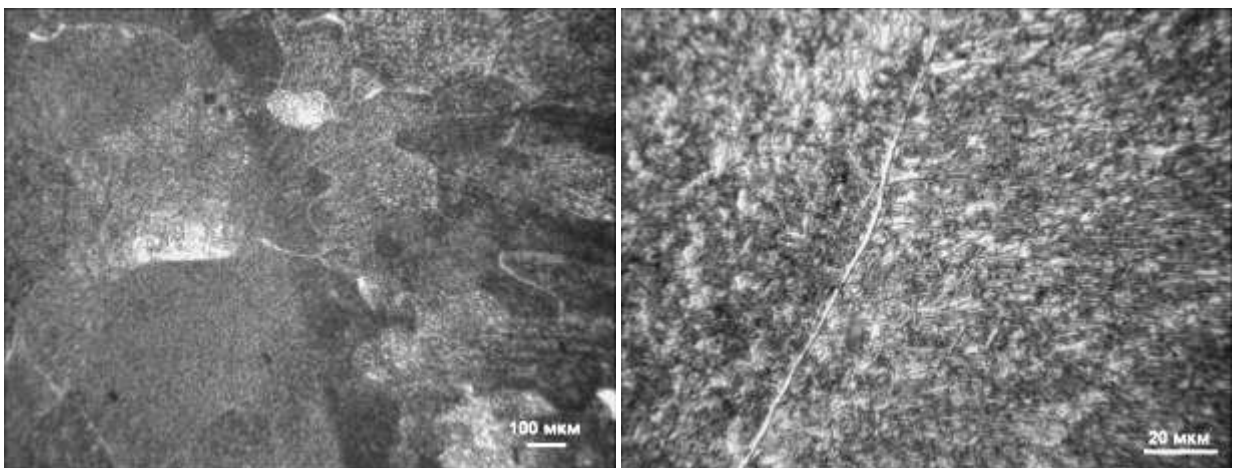
Таким чином, ОМ і метал шва зварного з'єднання виконаного ЕПЗ з подальшим уповільненим охолодженням від 760°C зі швидкістю $1^{\circ}\text{C}/\text{хв}$ має внутрізеренну мікроструктуру з більшими у порівнянні з з'єднанням після відпалу, що виділилися при розпаді β -фази частками α -фази довжиною $2...7$ мкм і в ОМ і в металі шва. Більш структура з великими α -частинками матиме найменші значення міцності як ОМ так і металу шва.



а

б

Рисунок 6.92 - Мікроструктура металу шва з'єднання економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1 , виконаного ЕПЗ в стані після уповільненого охолодження зі швидкістю $1^{\circ}\text{C}/\text{хв}$ (Т.О. №3 Таблиця 6.15)



а

б

Рисунок 6.93 - Мікроструктура металу ЗТВ з'єднання економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1 , виконаного ЕПЗ в стані після уповільненого охолодження зі швидкістю $1^{\circ}\text{C}/\text{хв}$ (Т.О. №3 Таблиця 6.15)

Кількість β -фази в ОМ і металі шва сплаву LCB-5.1 після термообробок в цілому знизилася в порівнянні з з'єднаннями після зварювання і знаходиться на рівні 47...61% (табл.6.19). При цьому в ОМ найбільша кількість β -фази – після гартування в воду і старіння і становить 61% а найменша – після уповільненої охолодження і становить 49%.

Таблиця 6.19 - Кількість β -фази в ОМ і металі шва з'єднань економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1, виконаних ЕПЗ, в стані після термообробки

№ Т.О.	Тип зразка, сплав, термообробка	Кількість β -фази, %
1	Основний метал, LCB-5.1, відпал	54
1	Зварне з'єднання, LCB-5.1, відпал	47
2	Основний метал, LCB-5.1, гартування в воду старіння	61
2	Зварне з'єднання, LCB-5.1, гартування в воду старіння	47
3	Основний метал LCB-5.1, уповільнене охолодження 1°C/хвилина	49
3	Зварне з'єднання LCB-5.1, уповільнене охолодження 1°C/хвилина	57

Таким чином в результаті впливу зміцнюючої термообробки - гартування у воду і старіння в ОМ титанового сплаву LCB-5.1 сформувалася однорідна і рівномірна структура, з розмірами α -частини від менше 1 мкм до 2...3мкм – кілька більшими ніж після відпалу. Внутрізеренная структура металу шва і ЗТВ з'єднань виконаних АДЗ без подачі присадного металу, близька до такої для ОМ і має близькі з ОМ параметри структурних складових. Частинки α -фази в металі шва виконаних з 10% присадки ВТ1-00 в шві мають розміри від менше 1 мкм до 2...3мкм [355].

ОМ після уповільненого охолодження має рівномірну однорідну двуфазну внутрізеренну структуру, що складається з α - і β -фаз з розміром частинок α -фази 1...5 мкм.

У з'єднаннях виконаних з 10% присадки ВТ1-00 в шві і підданих уповільненому охолодження від температури 750°C зі швидкістю 1°C/хв, більшість частинок α -фази рівноосні, розміри α -частинок складають 1...7 мкм. Така структура ОМ і металу шва з'єднання дозволяє припустити більш високі значення показників ударної вязкості з'єднань підданих уповільненому охолодження зі швидкістю 1°C/хв в порівнянні з загартуванням у воду і старінням.

Кількість β -фази в ОМ та в металі шва після знаходиться на рівні 35...40% (Таблиця 6.20). Причому в швах виконаних з додаванням присадного дроту ВТ1-00 кількість β -фази найнижча, що пояснюється зниженням ступеня легування металу шва. В основному металі кількість β -фази 45 %.

Таблиця 6.20 - Кількість β -фази в основному металі і металі зварних швів економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1 в стані після зміцнюючої термічної обробки

Зразок	Тип термічної обробки	Кількість β -фази, %
ОМ	гартування в воду і старіння 450°C	45
АДЗ по флюсу	гартування в воду і старіння 450°C	38
АДЗ з присадкою Кількість ВТ1-00 св 10%	гартування в воду і старіння 450°C	35
АДЗ з присадкою Кількість ВТ1-00 св 10%	Уповільнене охолодження зі швидкістю 1/°хв	40

Встановлення розподілу мікротвердості металу зварних з'єднань економічного легированого титанового сплаву LCB-5.1 , після зміцнюючої термічної обробки дозволило зробити висновок, що рівень мікротвердості в основному металі, шві та ЗТВ після гартування та старіння знаходиться в інтервалі 3500...3900 МПа (Рис. 6.94 – Рис. 6.96). Після уповільненого охолодження, рівень мікротвердості в основному металі, шві та ЗТВ після гартування та старіння знаходиться в діапазоні від 3320...3560 МПа (Рис. 6.96).

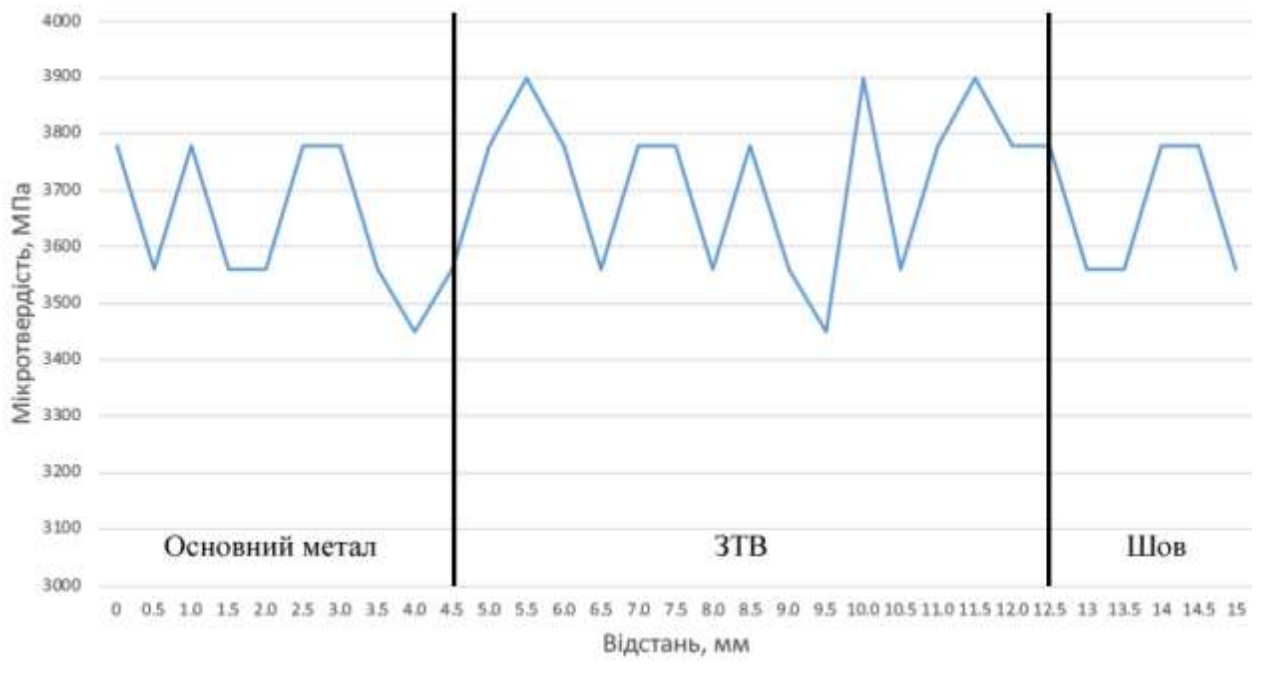


Рисунок 6.94 - Розподіл мікротвердості з'єднання титанового сплаву LCB-5.1 , виконаного АДЗ по слою флюсу в стані після гартування та старіння (Т.О. №2 Таблица 6.16)

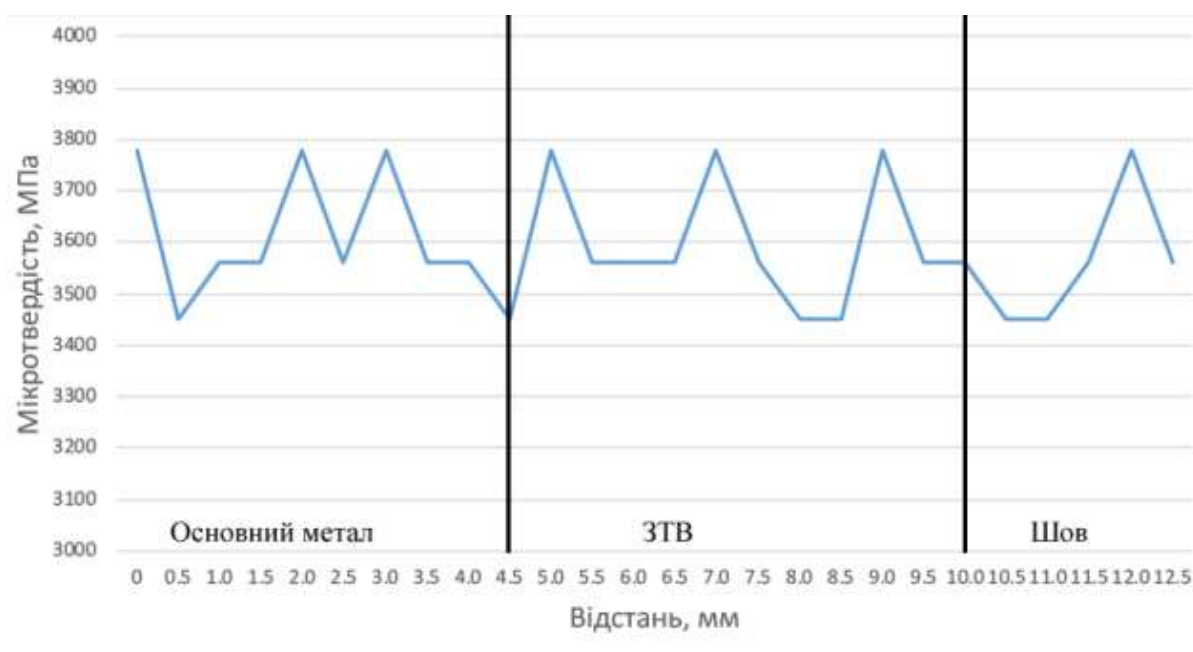


Рисунок 6.95 - Розподіл мікротвердості з'єднання сплаву LCB-5.1 , виконаного АДЗ з присадним дротом ВТ1-00св (зміст ВТ1-00 в шві 11%) в стані після гартування та старіння (Т.О. №2 Таблиця 6.16)

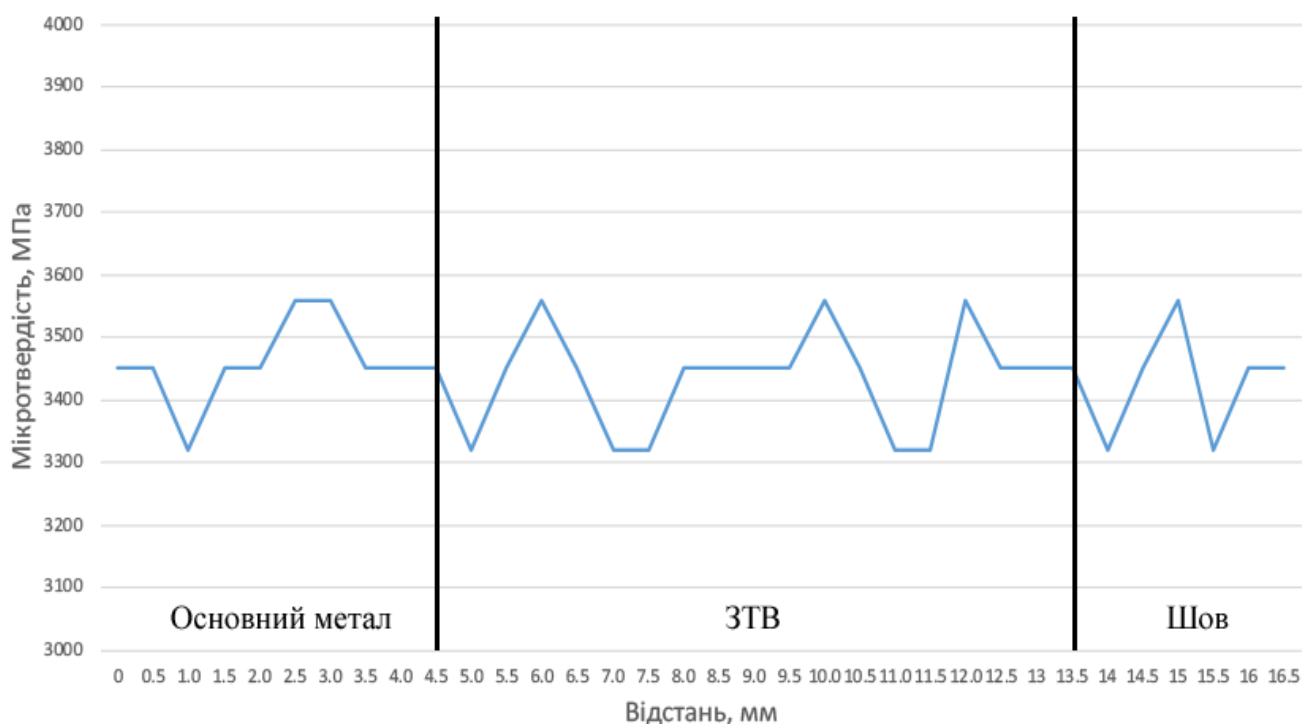


Рисунок 6.96 - Розподіл мікротвердості з'єднання сплаву LCB-5.1 , виконаного АДЗ з присадним дротом ВТ1-00св (зміст ВТ1-00 в шві 11%) в стані після уповільненого охолодження (Т.О. №3 Таблиця 6.16)

Меньша мікротвердість з'єднань після уповільненого охолодження може свідчити про менший рівень міцності з'єднань.

Аналіз механічних властивостей зварних з'єднань титанового економнолегованого псевдо- β -сплаву LCB-5.1, виконаних АДЗ, які були піддані таким видам термічного зміцнення як гартування у воду зі старінням та сповільненому охолодженню з регламентованою швидкістю $1^\circ\text{C}/\text{хвилину}$ дозволило зробити висновок, що при постійному хімічному складі шва найвищі значення міцності яки може мати з'єднання піддані загартуванню в воду з подальшим старінням (Таблиця 6.21), що складає 1156 МПа. З'єднання виконані АДЗ по флюсу в стані після відпалу мають більш високі значення міцності – 1197 МПа [356, 357].

Таблиця 6.21 - Механічні властивості зварних з'єднань економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1, виконані АДЗ в стані після зміцнюючої термічної обробки

Зразок	Тип термічної обробки	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	σ_{02} , МПа	δ_s , %	ψ , %	KCV, Дж/см ²
ОМ	гартування в воду і старіння 450°C	1165	1150			4,1
АДЗ по флюсу	гартування в воду і старіння 450°C	1156	1127	4,2	6,2	6,9
АДЗ з присадкою Кількість ВТ1-00 св 10%	гартування в воду і старіння 450°C	1055	1055	2,8	10,1	5,3
АДЗ з присадкою Кількість ВТ1-00 св 10%	Уповільнене охолодження зі швидкістю $1^\circ/\text{хв}$	958	958	1,3	2,4	6,5

Таблиця 6.22 - Механічні властивості зварних з'єднань економнолегованого титанового сплаву LCB-5.1, виконаних ЕПЗ, в стані після післязміцнюючої термічної обробки

№ Т.О.	Тип зразка	σ_B , МПа	σ_{02} , МПа	δ_s , %	ψ , %	KCV, Дж/см ²
1	ОМ	1058	987			11,5
1	з'єднання	1169	1141	1,3	1,3	4,8
2	ОМ	1187	1085			3,7
2	з'єднання	1204	1199	8,6	1,7	4,2
3	ОМ	953	901			5,6
3	з'єднання	964	905	4,7	12,6	7,1

Дослідження мікроструктури, виконаних зварних з'єднань, і їх зіставлення з результатами досліджень механічних властивостей з'єднань дозволили встановити залежність міцності з'єднань виконаних ЕПЗ економнолегованого псевдо- β -сплаву LCB-5.1 від кількості β -фази в металі шва (рис. 6.97) виду:

$$\sigma_B = 1460 - 6,4(\beta, \%), \text{ МПа}$$

Відповідно до цієї діаграми мінімальні значення міцності $\sigma_B = 820$ МПа зварних з'єднань фіксуються при вмісті β -фази 99,9 %, а при вмісті β -фази 35% очікувана міцність з'єднань становить $\sigma_B = 1236$ МПа.

Щодо сплаву BT19 найменші значення міцності мають з'єднання піддані регламентованому ступінчатому відпалу і складають 1047 МПа (табл. 6.23). Міцність зварних з'єднань виконаних ЕПЗ після регламентованого відпалу і після уповільненого охолодження знаходиться на рівні міцності з'єднань в стані після пічного відпалу при температурі 750°C. Це дозволяє зробити висновок, що дані види термічної зміцнюючої обробки неефективні для зварних з'єднань титанового псевдо- β -сплаву BT19.

Проведені дослідження дозволили зробити висновок, що в результаті гартування і наступного старіння в зварних з'єднаннях сплаву VT19, виконаного ЕПЗ формується найбільш дрібно дисперсна внутрішньозеренна структура металу шва, в якій розмір продуктів розпаду найчастіше не перевищує 1 мкм. В ЗТВ розмір становить 1...1,5 мкм. Дрібнодисперсна структура у всіх зонах зварного з'єднання сплаву VT19 забезпечує йому високу міцність і досягає 1285 МПа, при високих показниках ударної в'язкості $KCV = 23$ Дж/см².

Необхідно відзначити, що для зварних з'єднань титанового псевдо- β -сплаву VT19 ефективною зміцнюючою термообробкою є гартування в воду з наступним старінням, яка забезпечує міцність з'єднань на рівні 130% від міцності сплаву в стані після прокату.

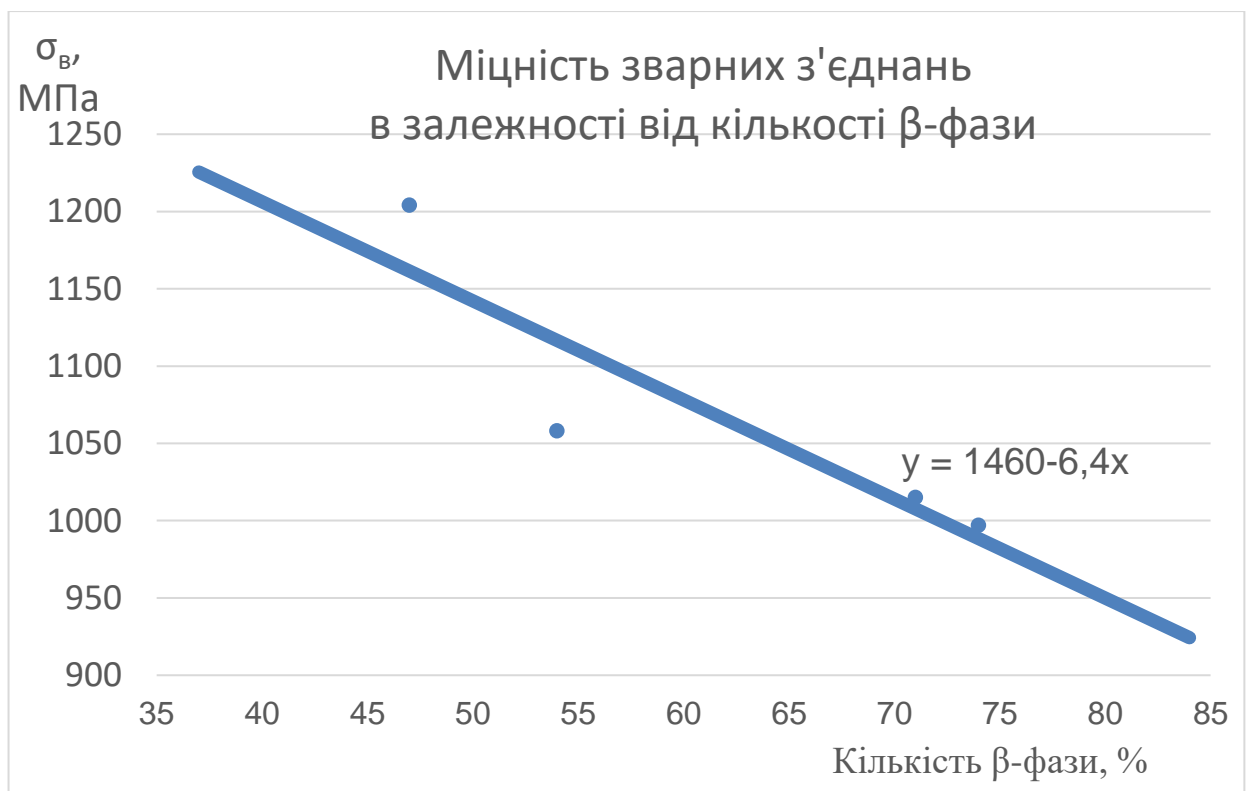


Рисунок 6.97 - Залежність міцності з'єднань, виконаних ЕПЗ, від кількості β -фази в металі шва титанового сплаву LCB-5.1

Таблиця 6.23 - Механічні властивості зварних з'єднань титанового псевдо- β -сплаву VT19, виконані ЕПЗ в стані після зміцнюючої термообробки

№ Т.О.	Тип термообробки	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_s , %	ψ , %	KCV, Дж/см ²
2	Загартування в воду і старіння 450°C	1285	1234	4,7	20,6	23
3	Уповільнене охолодження зі швидкістю 1°C/с	1068	1012	11,3	36	22,5
4	Регламентований-ний ступінчастий відпал 750°C, 680°C, 380°C, старіння 450°C	1047	985	6,0	25,4	28

Таблиця 6.24 - Механічні властивості зварних з'єднань титанового псевдо- β -сплаву VT19, виконані АДЗ в стані після зміцнюючої термообробки

Режим, №	Тип термічної обробки	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_s , %	ψ , %	KCV, Дж/см ²
2	Загартування в воду і старіння 450 °С	1273	-	-	-	11
3	Уповільнене охолодження зі швидкістю 1 °Сек	1033	1005	6,0	12,9	23,9
4	Регламентований ступінчастий відпал 750°C, 680°C, 380°C, старіння 450°C	1074	1040	7,3	14,0	19,3

Дослідження мікроструктури, виконаних зварних з'єднань, і їх зіставлення з результатами досліджень механічних властивостей з'єднань дозволили встановити залежність міцності з'єднань від кількості β -фази в металі шва титанового сплаву VT19 (рис. 6.98) виду:

$$\sigma_B = 1460 - 6,4(\beta, \%), \text{ МПа}$$

Відповідно до цієї діаграми мінімальні значення міцності $\sigma_b = 881$ МПа зварних з'єднань фіксуються при вмісті β -фази 99%, а максимальні $\sigma_b = 1054$ МПа при вмісті β -фази 25%.

Таким чином, встановлення механічних властивостей зварних з'єднань титанового псевдо- β -сплаву ВТ19, виконаних АДЗ вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням без присадного дроту, які були піддані таким видам термічного зміцнення як гартування у воді зі старінням, регламентованому ступеневому відпалу, сповільненому охолодженню з регламентованою швидкістю $1^\circ\text{C}/\text{c}$ дозволило зробити висновок, що найвищі значення міцності в стані після термічної обробки мають з'єднання піддані загартуванню в воду з подальшим старінням (Див. таб. 6.23), що складає 1286 МПа. Найменші значення міцності в стані мають з'єднання, піддані сповільненому охолодженню зі швидкістю $1^\circ\text{C}/\text{c}$ і складають 1033 МПа, що знаходиться на рівні міцності зварних з'єднань виконаних з присадним дротом ВТ1-00св і підданих відпалу після зварювання (1011 МПа).

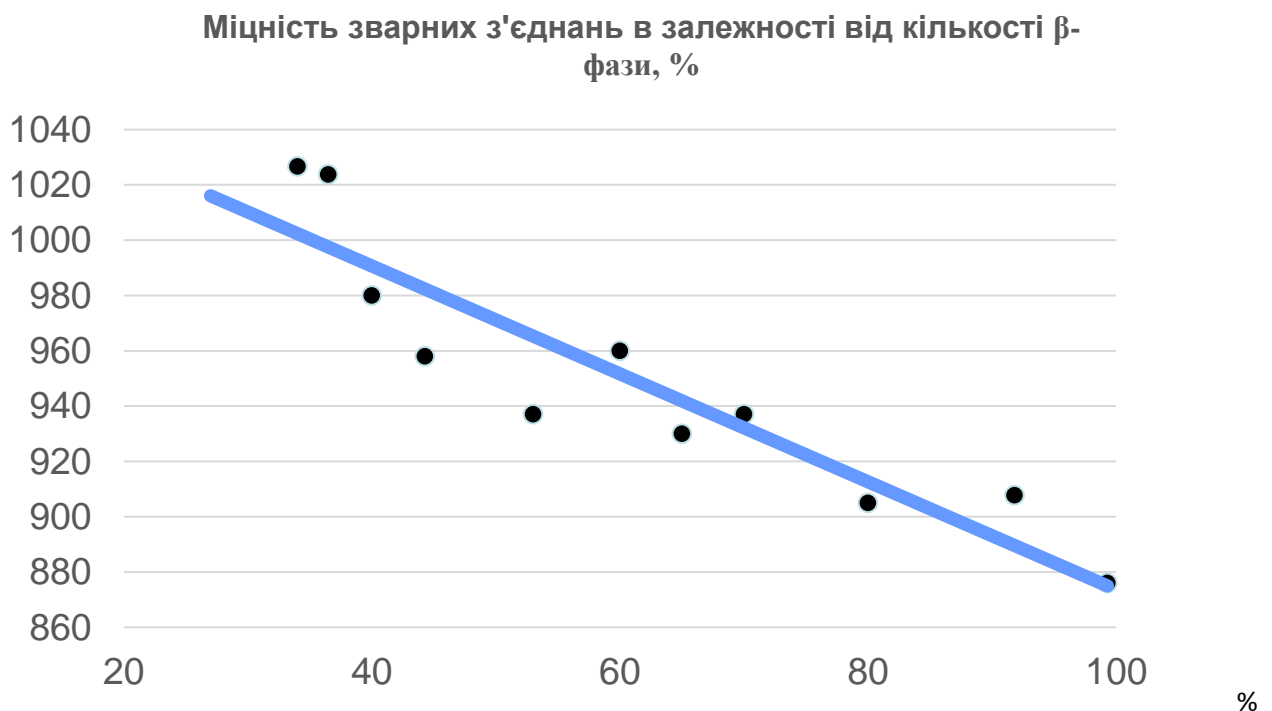


Рис. 6.98 - Залежність міцності з'єднань, виконаних ЕПЗ, від кількості β -фази в металі шва титанового сплаву ВТ19

Таким чином найбільший зміцнюючий ефект для зварних з'єднань сплаву ВТ19, виконаних АДЗ надає гартування в воду з наступним старінням, що дозволяє підняти рівень міцності з'єднань з 981 МПа в стані після відпалу до 1273 МПа в стані після гартування в воду з наступним старінням. Зміцнююча термічна обробка без перенесення в охолоджуючу середу дозволяє підняти міцність з'єднань до рівня 1030...1070 МПа.

Висновки до розділу 6

1. В результаті впливу термічного циклу зварювання в металі шва з'єднань сплаву ВТ19, виконаних АДЗ без застосування присадного дроту, фіксується переважно β -фаза, в β -зернах спостерігаються дисперсні частинки α -фази розміром близько 1 мкм, а кількість β -фази в металі зварних з'єднань максимальна і становить 77%, показник тимчасового опору на розрив з'єднань становить $\sigma_B = 860$ МПа, в швах псевдо- β -сплаву ВТ19, виконаних АДЗ з застосуванням присадного дроту ВТ1-00св в кількості 10 і 22%, кількість дисперсних частинок α -фази збільшується і їх розмір збільшується до 2...3 мкм в швах з 22% дроту ВТ1-00св, а кількість β -фази в металі швів знижується до 60%, а показники тимчасового опору розриву збільшуються до значень $\sigma_B = 965$ МПа що відповідає міцності основного металу після прокатування.

2. Попередній підігрів до температури 400°C і ЛТО при ЕПЗ сплаву ВТ19 дозволяє регулювати співвідношення між α - і β -фазами в металі шва і ЗТВ, так структура з'єднання, виконаного зі швидкістю 11 мм/сек подібна до структури з'єднання, виконаного зі швидкістю 7 мм/с, а застосування ЕПЗ в поєднанні з попереднім підігрівом до температури 400°C і ЛТО дозволяє знизити вміст β -фази в металі шва сплаву ВТ19 з 91% до 53%, і підвищити міцність зварних з'єднань з 876 МПа до 937 МПа і в результаті забезпечити рівномірність зварних з'єднань основному металу.

3. Серед зварних з'єднань титанових псевдо- β -сплавів VT19 та LCB-5.1, виконаних АДЗ без зміни хімічного складу металу шва, кращі механічні властивості мають зварні з'єднання сплаву VT19 виконані з значеннями погонної енергії в діапазоні 700...800 кДж/м, а сплаву LCB-5.1 виконані з значеннями погонної енергії в діапазоні 550...600 кДж/м.

4. Досліджено вплив чотирьох видів післязварювальної термічної обробки на властивості з'єднань сплаву VT19 виконаних АДЗ та ЕПЗ, встановлено, що найвищі значення міцності на рівні 1270...1280 МПа мають з'єднання піддані гартуванню в воду з подальшим старінням, при цьому в металі шва і ЗТВ формується дрібнодисперсна внутризерена структура, в якій розмір α -фази не перевищує 1 мкм, уповільнене та ступеневе охолодження дозволяє підняти міцність з'єднань до рівня $\sigma_{\text{в}} = 1030...1070$ МПа.

5. Досліджено властивості з'єднань, виконаних електронно-променевим зварюванням (ЕПЗ), для 3-х систем економно-легованих титанових псевдо- β -сплавів Timet LCB, Ti-3.6Fe-0.25O та LCB-5.1, встановлено, що сплави задовільно зварюється ЕПЗ, структура їх з'єднань складається з зерен β -фази, в яких присутні дисперсні виділення α -фази, причому найменша кількість β -фази в основному металі і металі шва в стані після ЕПЗ фіксується в сплаві Ti-3.6Fe-0.25O на рівні 62...67%, а найбільша – в сплаві Timet LCB на рівні 74...85%, в сплаві LCB-5.1 – на рівні 71...74%; найбільшу міцність в стані після зварювання мають з'єднання сплаву Timet LCB на рівні 1068 МПа, по середню – сплаву Ti-3.6Fe-0.25O – на рівні 1044 МПа, найменшу – сплаву LCB-5.1 – на рівні 997 МПа або 89%, 92% та 98% від міцності основного металу в стані прокату відповідно.

6. З трьох видів після зварювальної термічної обробки – відпалу, гартування з наступним старінням та уповільненого охолодження для з'єднань сплаву LCB-5.1, виконаних АДЗ, найбільший ефект зміцнення має відпал при 750°C, який дозволяє підняти рівень міцності з'єднань з 972 МПа в стані після зварювання до 1197 МПа, при показниках ударної в'язкості KCV6,0 Дж/см².

7. Гартування з наступним старінням для з'єднань ЕПЗ сплаву LCB-5.1 є найбільш ефективною обробкою, що зміцнює, та дозволяє підняти міцність з'єднань до 1204 МПа, при показниках ударної в'язкості на рівні $KCV=3,7...4,2$ Дж/см², а пічний відпал післязварювання при 750°C забезпечує найбільш однорідну структуру як основного металу, так і металу шва і ЗТВ, та високі механічні властивості з'єднань на рівні 1169 МПа, що складає 115% від міцності сплаву в стані після прокату.

8. Встановлено обернено пропорційну залежність міцності з'єднань титанового псевдо β -сплаву BT19, виконаних ЕПЗ від кількості β -фази в металі шва, згідно з якою мінімальні значення міцності $\sigma_v = 881$ МПа зварних з'єднань фіксуються при вмісті β -фази 99%, а максимальні $\sigma_v = 1054$ МПа при вмісті β -фази 25%.

8. Встановлено пропорційну залежність міцності з'єднань економнолегованого титанового псевдо β -сплаву LCB-5.1 від кількості β -фази в металі шва виду $\sigma_v = 1460 - 6,4(\beta, \%)$, МПа, згідно з якою мінімальні значення міцності $\sigma_v = 820$ МПа зварних з'єднань фіксуються при вмісті β -фази 99,9%, а максимальні $\sigma_v = 1236$ МПа при вмісті β -фази 35%.

РОЗДІЛ 7

РОЗРОБКА РЕКОМЕНДАЦІЙ З ЕПЗ І АДЗ ПЕРСПЕКТИВНИХ ВИСОКОМІЦНИХ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ

7.1 АДЗ титанових сплавів

Аргонодугове зварювання титанових сплавів вольфрамовим електродом може виконуватися різними методами – як з додаванням присадного металу, так і без нього, як наскрізним прплавленням, так і в розкриття кромки, як з додатковим застосуванням флюсів так і без них.

Якщо порівнювати зварні з'єднання сплавів різних класів виконані АДЗ без зміни хімічного складу металу шва то можливо зробити висновок, що для зварювання титанового ($\alpha+\beta$)-сплаву Т120 доцільно застосовувати режими зварювання з погонною енергією 800...950 кДж/м (рис.7.1).

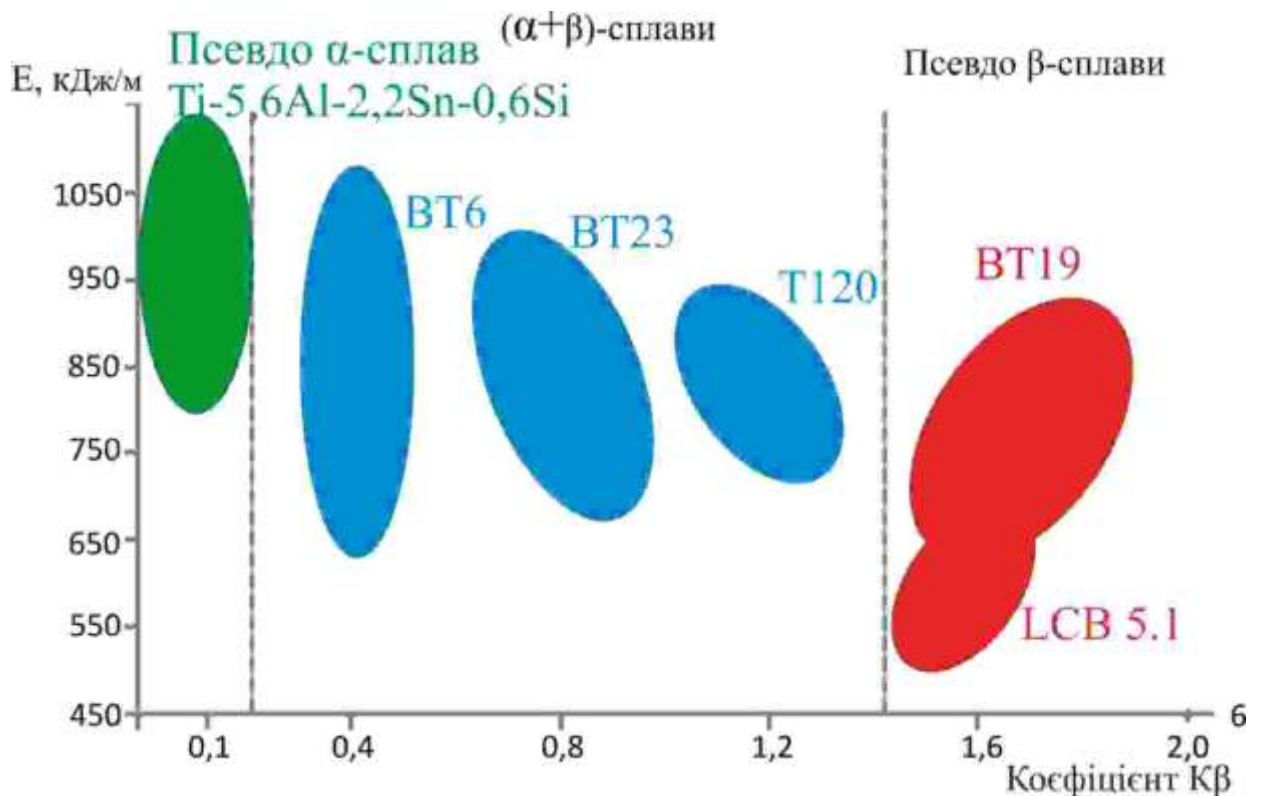


Рисунок 7.1. – Рекомендована погонна енергія для АДЗ високоміцних титанових сплавів

Для зварних з'єднань псевдо- β -сплаву BT19 700...800кДж/м, а для зварних з'єднань економнолегованого LCB-5.1 рекомендовано 550...600 кДж/м. Жароміцний псевдо- α -сплав Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1.0V-0.6Si можна варити з погонною енергією 800...950 кДж/м.

7.1.1 АДЗ титанового ($\alpha+\beta$)-сплаву T120

АДЗ титанового ($\alpha+\beta$)-сплаву T120 наскрізним проплавленням без присадного матеріалу

При необхідності виконувати АДЗ без присадного матеріалу для титанового сплаву T120 можливо застосування зварювання наскрізним проплавленням вольфрамовим електродом. Як і при зварюванні наскрізним проплавленням з додаванням присадного дроту режим зварювання в цьому випадку повинен забезпечувати швидкості охолодження в інтервалі температур, де відбувається закінчення $\beta \rightarrow \alpha+\beta$ перетворення (600...500°C), не більше 30°C/с. Крім того обмеження струму значеннями 340...35А, також дозволить знизити виділення метастабільних фаз як в металі шва та в металі ЗТВ. Такий режим зварювання забезпечит провар зварного з'єднання. Таким чином зварювання з'єднань наскрізним проплавленням без застосування присадного матеріалу високоміцних титанових ($\alpha+\beta$)-сплавів наскрізним проплавленням доцільно виконувати на режимі вказаному в табл.7.1. Схема обробки кромки для зварювання наскрізним проплавленням наведена на рис. 5.10.

Зварні з'єднання сплаву T120, виконані АДЗ за всіма наведеними режимами, після зварювання доцільно піддавати подальшій термічній обробці для розпаду метастабільних α' - і β -фаз і стабілізації структури. В разі якщо немає можливості виконати термічну обробку найкращий комплекс властивостей після зварювання мають з'єднання, виконані АДЗ із застосуванням присадного дроту BT1-00св на режимах зварювання, що забезпечують вміст її в металі шва на рівні 10%.

Таблиця 7.1 – Режим АДЗ наскрізним проплавленням з'єднань товщиною 6 мм, високоміцного ($\alpha+\beta$)-сплаву Т120 без застосування присадного дроту

$I_{зв}$, А	U_d , В	$V_{зв}$, м/Г	Погонна енергія, кДж/м	Швидкості охолодження при температурах 600...500 °С, °С/с
330	12	10	850	31...1,5

Аргонодугове зварювання високоміцних титанових ($\alpha+\beta$)-сплавів таких як Т120, може виконуватися з додаванням присадного матеріалу. Як було встановлено в розділі 5.1, виконувати з'єднання АДЗ високоміцних сплавів, таких як складно легований ($\alpha+\beta$)-титановий сплав Т120 доцільно із застосуванням присадного дроту ВТ1-00св на режимах зварювання, що забезпечують вміст присадного металу ВТ1-00св металі шва на рівні 10%. Це забезпечує формування у шві, меншої кількості, метастабільних фаз у результаті впливу термічного циклу зварювання та високі механічні властивості у стані після зварювання. Режим зварювання повинен забезпечувати швидкості охолодження в інтервалі температур, де відбувається закінчення $\beta \rightarrow \alpha+\beta$ перетворення (600...500°С), швидкостей охолодження не більше 30°С/с. При зварюванні на режимі зі швидкістю зварювання 10м/год, зварювальним струмом 350 А та погонною енергією 907 кДж/м швидкості охолодження в центрі шва досягають значень 16°С/с, а в ЗТВ - 11°С/с. При зварюванні титанового ($\alpha+\beta$)-сплаву з більшими зварювальним струмом - 410 А та погонною енергією 1062,7 кДж/м, в цьому ж інтервалі температур, в центрі шва фіксуються швидкості охолодження практично в 2 рази більше. Таким чином, обмеження струму значеннями 340...350 А дозволить знизити виділення метастабільних фаз як в металі шва та в металі ЗТВ, та забезпечити провар зварного з'єднання. Таким чином зварювання з'єднань наскрізним проплавленням з застосуванням присадного матеріалу високоміцних титано-

вих ($\alpha+\beta$)-сплавів наскрізним проплавленням доцільно виконувати на режимі вказаному в табл.7.1.

Таблиця 7.2 – Режим АДЗ високоміцного титанового ($\alpha+\beta$)-сплаву в наскрізним проплавленням з застосуванням присадного матеріалу*

$I_{зв}$, А	U_d В	$V_{зв}$, м/г	$V_{п.пр}$, м/г	Легування металу шва до ОМ, %	Погонна енергія, кДж/м
350	12	10	30	90	907

*діаметр присадного дроту 2 мм

При цьому зварні з'єднання сплаву Т120 мають найбільші значення показників ударної в'язкості на рівні $KCV=24$ Дж/см², а міцність зварних з'єднань сплаву становить 96% від міцності сплаву Т120.

Найкращі властивості метал шва має в разі якщо він містить 4,5% Al, 2,5% Mo, 2% V, 3,6% Nb, 2,4% Zr, 1,2% Cr, 1% Fe, в цьому випадку забезпечується міцність металу шва після зварювання на рівні основного металу при високих показниках пластичності та ударної в'язкості. Також як і в випадку з зварюванням з додаванням присадного дроту ВТ1-00св, зварювання високоміцних ($\alpha+\beta$)-сплавів необхідно виконувати на режимах що забезпечать мінімальні швидкості охолодження в діапазоні температур кінця поліморфного $\beta \rightarrow \alpha+\beta$ перетворення 600...500 °С. При зварюванні на режимі зі швидкістю зварювання 10м/год, зварювальним струмом 310 А та погонною енергією 803,5 кДж/м швидкості охолодження в центрі шва менше значень 16°С/с, що обмежить виділення метастабільних фаз. Обмеження погонної енергії до значень 691,2 кДж/м яке має режим зварювання по флюсу №3(табл.5.5) недоцільно в зв'язку з невисокими механічними властивостями зварних з'єднань виконаних на режимі №3 (табл.5.5). Режим АДЗ перспективних високоміцних титанових псевдо- β -сплавів в розкриття кромки з застосуванням

присадного матеріалу вказано в табл.7.2.Зварювання необхідно виконувати з одного боку, схема розкриття кромок наведена на рис. 7.1.

В цьому разі зварні з'єднання сплаву Т120 будуть мати найбільші значення показників ударної в'язкості на рівні $KCV=24$ Дж/см², а міцність зварних з'єднань сплаву становить 96% від міцності сплаву Т120.

Після зварювальна термообробка зварних з'єднань титанового ($\alpha+\beta$)-сплаву Т120, виконаних АДЗ

Зварні з'єднання, виконані АДЗ високоміцних титанових ($\alpha+\beta$)-сплавів, необхідно піддавати після зварювальної термічної обробці для розпаду метастабільних структур у металі шва і ЗТВ та стабілізації структури. З трьох видів термообробки для з'єднань ($\alpha+\beta$)-титанового сплаву Т120 доцільно застосування відпалу. Режим відпалу наведено в табл. 7.3

Таблиця 7.3 - Режим пічної післязварювальної термообробки зварних з'єднань високоміцного ($\alpha+\beta$)-сплаву Т120

Режим	Тип термообробки
Відпал	Нагрівання до температури 900°C, витримка 1 год., охолодження з піччю.

Застосування пічного відпалу при 900°C забезпечує рівень міцності для зварних з'єднань сплаву Т120 виконаних АДЗ зприсадним дротом на рівні $\sigma_b = 1168$ МПа при високих значеннях показників ударної в'язкості $KCV = 48$ Дж/см². Для зварних з'єднань АДЗ наскрізним проплавленням без присадного матеріалу рівень міцності після відпалу становить $\sigma_b = 1012$ МПа при високих значеннях показників ударної в'язкості $KCV = 43$ Дж/см².

7.1.2 АДЗ титанових псевдо- β титанових сплавів

АДЗ титанових псевдо- β -сплавів наскрізним проплавленням без застосування присадного матеріалу

Стосовно процесу аргано-дугового зварювання псевдо- β -сплаву ВТ19 погонна енергія зварювання в діапазоні 700...800 кДж/м забезпечує кращий фазовий склад металу шва і ЗТВ. Зі збільшенням швидкостей охолодження інтервал швидкостей збільшується і відбувається утворення метастабільною α'' -фази, що призводить до зниження твердості зварного з'єднання. В розділі 3 показано що стосовно процесу аргондугового зварювання економно легovanого титанового сплаву LCB-5.1, застосування попереднього підігріву перед зварюванням призводить до збільшення розміру зони термічного впливу, де відбувається $\beta \rightarrow \alpha + \beta$ перетворення. Так на режимі №5 який має значення погонної енергії зварювання 907,2 кДж/м, розмір зони термічного впливу, де відбувається $\beta \rightarrow \alpha + \beta$ перетворення складає 97мм² (табл. 3.6), а на режимі №6 - 111мм² (табл. 3.6). Режим №6 передбачає більші швидкості охолодження в центрі шва на відстані 0...5 мм від середини шва в діапазоні температур 600...500 °С, швидкості охолодження складають 31...1,5°С/с мм проти 59...11°С/с в відповідних ділянках, тобто збільшуються в два рази. Таким чином для зварювання економно легovanого титанового псевдо- β -сплаву LCB-5.1 доцільно обирати режими зварювання зі зниженими швидкостями охолодження, але без застосування попереднього підігріву. Режим зварювання з'єднань товщиною 6 мм, псевдо- β -сплавів наскрізним проплавленням без розкриття кромки вказано в табл.7.4.

Таблиця 7.4 – Режим АДЗ наскрізним проплавленням з'єднань товщиною 6 мм, титанового псевдо- β -сплаву ВТ19

$I_{зв}$, А	U_d , В	$V_{зв}$, м/Г	Погонна енергія, кДж/м	Швидкості охолодження при температурах 600...500 °С, °С/с
350	12	10	831,6	31...1,5

Застосування флюсу та зварювання по шару флюсу дозволяє знизити значення погонної енергії зварювання. Так для псевдо- β -сплаву ВТ19 застосування флюсу АНТ25 дозволило знизити погонну енергію зварювання з 803,5 кДж/м для режиму зварювання №1 (табл. 6.5) до 570,2 кДж/м для режиму зварювання №2 (табл. 6.5). Але як показано в р.6.6. для псевдо- β -сплаву ВТ19 застосування зварювання по флюсу не призводить до помітного покращення механічних властивостей зварного з'єднання. Проте нанесення флюсу це додаткова технологічна операція. Напроти для економнолегованого псевдо- β -сплаву LCB-5.1 застосування флюсів та режимів зварювання з найменшим значенням погонної енергії процесу призводить до значного покращення механічних властивостей зварних з'єднань. Тому при необхідності для зменшення розмірів ЗТВ перспективних високоміцних титанових псевдо- β -сплавів доцільно виконувати з застосуванням флюсу. Режим зварювання перспективних високоміцних титанових псевдо- β -сплавів наскрізним проплавленням по шару флюсу без присадного металу, вказано в табл.7.5.

Таблиця 7.5 – Режим АДЗ з'єднань товщиною 6 мм, економнолегованого псевдо- β -сплаву LCB-5.1 по шару флюсу

$I_{зв}$, А	U_d В	$V_{зв}$, м/г	Товщина слою флюсу АНТ25, мм	Погонна енергія, кДж/м	Швидкості охолодження при температурах 600...500 °С, °С/с
240	11	10	0,2 мм.	570,24	16...11

АДЗ титанових псевдо- β -сплавів наскрізним проплавленням із застосуванням присадного дроту

Аргонодугове зварювання титанових псевдо- β -сплавів наскрізним проплавленням при необхідності для створення підсилення шва можливо виконувати з додаванням присадного матеріалу. Як було встановлено в розділі 6.3, виконувати з'єднання АДЗ титанових псевдо- β -сплавів ВТ19 доцільно із

застосуванням присадного дроту ВТ1-00св діаметром 2 мм на режимах зварювання, що забезпечують вміст її в металі шва на рівні 20%. Це забезпечує формування у шві та ЗТВ сплаву ВТ19, меншої кількості, метастабільних фаз у результаті впливу термічного циклу зварювання та високі механічні властивості у стані після зварювання. АДЗ економнолегованого псевдо- β -сплаву LCB-5.1 додаванням присадного дроту ВТ1-00св діаметром 2 мм доцільно на режимах зварювання, що забезпечують вміст її в металі шва на рівні 10%.

Таким чином для зварювання титанових псевдо- β -сплавів доцільно обирати режими зварювання зі зниженими швидкостями охолодження в діапазоні температур 600...500 °С. Режим зварювання з'єднань товщиною 6 мм, високоміцних конструкційних титанових псевдо- β -сплавів наскрізним проплавленням без розкриття кромки вказано в табл.7.6. але такими що забезпечать мінімальні швидкості в центрі шва на відстані 0...5 мм від середини шва в діапазоні температур кінця поліморфного $\beta \rightarrow \alpha + \beta$ перетворення 600...500 °С, швидкості охолодження складають 31...1,5°С/с.

Для економнолегованих титанових псевдо- β -сплавів слід обирати режим де ступінь легування металу шва знаходиться на рівні 90%, а для конструкційних титанових псевдо- β -сплавів слід обирати режим де ступінь легування металу шва знаходиться на рівні 80%.

Таблиця 7.6 – Режим АДЗ титанових псевдо- β -сплавів в наскрізним проплавленням з застосуванням присадного матеріалу*

І _{зв} , А	U _д В	V _{зв} , м/Г	V _{п.прис} , м/Г	Легування металу шва до ОМ, %	Погонна енергія, кДж/м	Швидкості охоло- дження при темпера- турах 600...500 °С, °С/с
350	12	10	30...60	90...80	831,6	31...1,5

*діаметр присадного дроту 2 мм

При зварюванні на рекомендованих режимах зварні з'єднання сплаву ВТ19 мають найбільші значення показників ударної в'язкості на рівні

$KCV=32$ Дж/см², а міцність зварних з'єднань сплаву становить 963МПа або рівномічні основному металу. З'єднання економнолегованого псевдо- β -сплаву LCB-5.1 мають значення показників ударної в'язкості на рівні $KCV=6$ Дж/см², а міцність зварних складає 93% від міцності основного металу.

Зварні з'єднання перспективних високоміцних псевдо- β титанових сплавів, після АДЗ доцільно піддавати термічній обробці для повного розпаду метастабільних структур у металі шва і ЗТВ та стабілізації структури. З трьох видів термообробки доцільно застосування відпалу. Режим відпалу наведено в табл. 7.7.

Таблиця 7.7 - Режим пічної післязварювальної термообробки зварних з'єднань високоміцних конструкційних псевдо- β титанових сплавів

Режим	Тип післязварювальної термообробки
Відпал	Нагрівання до температури 760°C, витримка 1 год., охолодження з піччю.

7.1.3 АДЗ жароміцного титанового псевдо- α -сплаву

Титанові псевдо α -сплави сплави, що призначені для застосування при підвищених температурах та мають додаткове легування кремнієм можуть зварюватися за умови застосування додаткових технологічних операцій, таких як попередній підігрів та після зварювальний відпал. В розділі 4 було встановлено, що отримати методом аргонодугового зварювання вольфрамовим електродом зварні з'єднання жароміцного титанового псевдо- α -сплаву легованого кремнієм, системи Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1.0V-0.6Si можливо лише за умови застосування додаткових технологічних заходів таких як попередній підігрів та після зварювальний відпал. Таким чином, для жароміцних титанових псевдо- α сплавів легованих кремнієм, системи Ti-Al-Sn-Zr-Mo-V-Si рекомендована технологія АДЗ, яка передбачає застосування флюсів, що дозволяє зменшити значення погонної енергії зварювання та застосування попереднього підігріву стику що зварюється до температури 400°C.

Зварювання рекомендується виконувати без застосування присадного матеріалу. Тип рекомендованого флюсу – АНТ25, товщина шару флюсу становить 0,2 мм. Схема збирання стику товщиною 8 мм під зварювання наведено на рис. 7.3. Режим зварювання жароміцних титанових псевдо- α сплавів легованих кремнієм, системи Ti-Al-Sn-Zr-Mo-V-Si наскрізним проплавленням вказано в табл.7.8.

Таблиця 7.8 - Режими одностороннього АДЗ наскрізним проплавленням жароміцного титанового псевдо- α сплаву, системи Ti-Al-Sn-Zr-Mo-V-Si

$I_{зв}$, А	U_d В	$V_{зв}$, м/Г	L_d , мм	$T_{підігр}$, °С	Товщина слою флюсу, АНТ25,мм
400	12	16	2	200	0,2

При зварюванні по рекомендованій технології зварні з'єднання псевдо- α сплаву Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1.0V-0.6Si мають значення показників ударної в'язкості на рівні $KCV=8$ Дж/см², а міцність зварних з'єднань становить 96% від міцності основного металу основному металу.

Термічну обробку зварних з'єднань титанових псевдо- α -сплавів проводять з метою лише зняття внутрішніх напруг. Режим пічної післязварювальної термообробки зварних з'єднань, виконаних АДЗ жароміцних титанових псевдо- α сплавів легованих кремнієм, системи Ti-Al-Sn-Zr-Mo-V-Si наведено в табл. 7.9.

Таблиця 7.9 - Режим пічної післязварювальної термообробки (Т.О.) зварних з'єднань жароміцних титанових псевдо- α сплавів легованих кремнієм, системи Ti-Al-Sn-Zr-Mo-V-Si

Режим	Тип післязварювальної термообробки
Відпал	Нагрівання до температури 900°С, витримка 1 год., охолодження з піччю.

7.2 ЕПЗ титанових сплавів із застосуванням попереднього підігріву та локальної термічної обробки

7.2.1 ЕПЗ титанового ($\alpha+\beta$)-сплаву Т120

При виконанні ЕПЗ високоміцних титанових ($\alpha+\beta$)-сплавів, таких як, складнолегований ($\alpha+\beta$)-сплав Т120 збирання зварних з'єднань товщиною 8 мм треба виконувати за схемою наведеною на рис. 7.2. ЕПЗ перспективних високоміцних титанових ($\alpha+\beta$)-сплавів доцільно виконувати з локальною термічною обробкою в вакуумній камері. Режим ЕПЗ високоміцних титанових ($\alpha+\beta$)-сплавів з після зварювальною локальною термічною обробкою в вакуумній камері вказано в табл.7.10. В цьому разі зварні з'єднання сплаву Т120 будуть мати найбільші значення показників ударної в'язкості на рівні $KCV=24$ Дж/см², а міцність зварних з'єднань сплаву становить 93% від міцності сплаву Т120.

Таблиця 7.10 - Режим ЕПЗ високоміцного титанового ($\alpha+\beta$)-сплаву Т120

Параметр	Значення
Прискорююча напруга	60 кВ
Струм променя при зварюванні	120 мА
Діаметр кругової розгортки	2 мм
Швидкість зварювання	7 мм/с
Струм променя при ЛТО	120 мА
Ширина зони при ЛТО	30 мм
Час ЛТО після зварювання	15 хв
Температура ЛТО	850°С

Зварні з'єднання сплаву Т120, після ЕПЗ доцільно піддавати термічній обробці для розпаду метастабільних структур у металі шва і ЗТВ та стабілізації структури. З трьох видів термообробки доцільно застосування відпалу. Режим відпалу наведено в табл. 7.3.

Застосування пічного відпалу при 900°C забезпечує рівень міцності для зварних з'єднань сплаву Т120, виконаних ЕПЗ ударна в'язкість зразків з гострим надрізом на рівні 52 Дж/см^2 , а рівень міцності після відпалу становить $\sigma_b = 1051 \text{ МПа}$, або 93% від міцності сплаву Т120 після прокату.

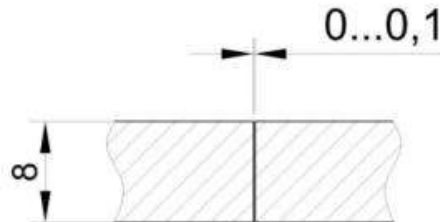


Рисунок 7.2. – Схема збирання з'єднань для ЕПЗ високоміцних титанових $(\alpha+\beta)$ -сплавів

7.2.2 ЕПЗ титанових псевдо- β -сплавів

В розділі 6.4 було встановлено, що попередній підігрів для сплаву ВТ19 є ефективним технологічним прийомом, який дозволяє змінювати температурні умови в зоні формування зварного з'єднання, і як результат значно зменшити кількість β -фази в металі шва. Такий режим ЕПЗ дозволяє забезпечити рівень міцності зварних з'єднань без застосування відпалу на рівні 98% від міцності сплаву в стані після прокату. Для економнолегованого титанового псевдо- β -сплаву LCB-5.1 попередній підігрів є недостатньо ефективним технологічним прийомом.

Тому для економнолегованих титанових псевдо- β -сплавів технологія зварювання повинна передбачати не тільки попередній підігрів, а і локальну термічну обробку в вакуумній камері. Для ЕПЗ конструкційних псевдо- β титанових сплавів, таких як наприклад, ВТ19 також рекомендовано застосування попереднього підігріву до 400°C та ЛТО. Час попереднього підігріву до досягнення температури 400°C , для зварних з'єднань товщиною 8 мм конструкційних титанових псевдо- β -сплавів складає 7,5 хвилин. Режим ЕПЗ конструкційних титанових псевдо- β -сплавів з попереднім підігрівом та ЛТО в ва-

куумній камері вказано в табл.7.11. Збирання зварних з'єднань товщиною 8 мм треба виконувати за схемою наведеною на рис. 7.2.

Зварювання за рекомендованими режимами дозволить забезпечити рівень міцності зварних з'єднань сплаву LCB-5.1 997 МПа, або 98% від міцності сплаву в стані після прокату, при значеннях показника ударної в'язкості KCV на рівні 5,3 Дж /см².

Таблиця 7.11 - Режим ЕПЗ псевдо-β титанових сплавів

Параметр	LCB-5.1
Прискорююча напруга	60 кВ
Струм променя при зварюванні	120 мА
Діаметр кругової розгортки	2 мм
Швидкість зварювання	7 мм/с
Температура попереднього підігріву	400°С
Струм променя при попереднім підігріві	120
Ширина зони при попереднім підігріві	30
Час попереднього підігріву	7,5 хв
Струм променя при ЛТО	120 мА
Ширина зони при ЛТО	30 мм
Час ЛТО після зварювання	10 хв
Температура ЛТО	750°С

Зварні з'єднання високоміцних псевдо-β титанових сплавів, після ЕПЗ доцільно піддавати термічній обробці для повного розпаду метастабільних структур у металі шва і ЗТВ та стабілізації структури. З трьох видів термообробки доцільно застосування відпалу. Режим відпалу наведено в табл. 7.12.

Таблиця 7.12 . Режим пічної післязварювальної термообробки зварних з'єднань високоміцних конструкційних псевдо- β титанових сплавів

Режим	Тип післязварювальної термообробки
Відпал	Нагрівання до температури 760°C, витримка 1 год., охолодження з піччю.

Застосування пічного відпалу при 760°C забезпечує рівень міцності для зварних з'єднань титанових псевдо- β -сплавів ВТ19 та економнолегованого сплаву LCB-5.1, виконаних ЕПЗ ударну в'язкість зразків з гострим надрізом на рівні 52 Дж/см², а рівень міцності після відпалу становить $\sigma_b = 1051$ МПа, або 93% від міцності основного металу прокату.

7.2.3 ЕПЗ жароміцного титанового псевдо- α -сплаву

Титанові псевдо α -сплави сплави, що призначені для застосування при підвищених температурах та мають додаткове легування кремнієм можуть зварюватися за умови застосування додаткових технологічних операцій, таких як попередній підігрів та локальна термічна обробка. Тому для ЕПЗ жароміцних титанових псевдо- α -сплавів легованих кремнієм, системи Ti-Al-Sn-Zr-Mo-V-Si технологія зварювання передбачає попередній підігрів і локальну термічну обробку в вакуумній камері. Режим ЕПЗ титанового псевдо- α системи Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1.0V-0.6Si з попереднім підігрівом та ЛТО в вакуумній камері вказано в табл.7.13. Збирання зварних з'єднань товщиною 8 мм треба виконувати за схемою наведеною на рис. 7.2.

Зварювання за рекомендованими режимами дозволить забезпечити рівень міцності зварних з'єднань жароміцного псевдо- α сплаву Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1.0V-0.6Si на рівні $\sigma_b = 1160,1$ МПа що відповідає 96% від міцності основного металу, при значеннях показника ударної в'язкості KCV на рівні 8,3 Дж/см².

Таблиця 7.13. Режим ЕПЗ жароміцного титанового псевдо- α -сплаву легованого кремнієм, системи Ti-Al-Sn-Zr-Mo-V-Si

Параметр	Значення
Прискорююча напруга	60 кВ
Струм променя при зварюванні	120 мА
Діаметр кругової розгортки	2 мм
Швидкість зварювання	7 мм/с
Температура попереднього підігріву	200°C
Струм променя при попереднім підігріві	60
Ширина зони при попереднім підігріві	30
Час попереднього підігріву	8
Струм променя при ЛТО	90 мА
Ширина зони при ЛТО	30 мм
Час ЛТО після зварювання	10 хв
Температура ЛТО	900°C

Термічну обробку зварних з'єднань титанових псевдо- α -сплавів проводять з метою лише зняття внутрішніх напруг. Режим пічної післязварювальної термообробки зварних з'єднань, виконаних АДЗ псевдо- α -сплаву Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1.0V-0.6Si наведено в табл. 7.9. Застосування пічного відпалу при 900°C забезпечує рівень міцності для зварних з'єднань жароміцного псевдо- α сплаву Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1.0V-0.6Si, виконаних ЕПЗ ударну в'язкість зразків з гострим надрізом на рівні 9,7Дж/см², а рівень міцності після відпалу становить $\sigma_b = 1160,1$ МПа, або 96% від міцності основного металу.

7.3 Ефективність застосування попереднього підігріву, післязварювальної термообробки для підвищення якості зварних з'єднань високоміцних титанових сплавів

З метою оцінки ефективності обраного режиму зварювання та післязварювальної термообробки зварних з'єднань високоміцних титанових сплавів було запропоновано критерій «якості» режиму зварювання в умовних одиницях, який складається з вкладу режимів зварювання та термообробки у комплексне підвищення сумарних показників міцності, пластичності та ударної в'язкості зварних з'єднань титанових сплавів відносно основного металу відповідного сплаву [357]. Загалом, для титанових сплавів, зазвичай, підвищення одних механічних властивостей, наприклад міцності, визиває відповідне зниження пластичності та показників ударної в'язкості. Але у деяких випадках це відбувається не пропорційно. У зв'язку з цим був запропоновано коефіцієнт «якості режиму зварювання»:

$$K_{p36} = 0,5(\sigma_{зв} / \sigma_{ом}) + 0,5(KCV_{зв} / KCV_{ом})$$

де K_{p36} – коефіцієнт якості; $\sigma_{зв}$ – межа міцності зварного з'єднання, $\sigma_{ом}$ – межа міцності основного металу, $KCV_{зв}$ ударна в'язкість зварного з'єднання, $KCV_{ом}$ – ударна в'язкість основного металу.

Розраховані значення критерія якості K_{p36} наведено в табл. 7.16. та в табл. 7.17 для АДЗ та ЕПЗ відповідно. Також в таблицях наведено коефіцієнт міцності який обчислювався як:

$$K_M = \sigma_{зв} / \sigma_{ом}$$

Порівняння «коефіцієнтів якості» для режимів зварювання для титанового ($\alpha+\beta$)-сплаву Т120 можна зробити висновок, що найбільш ефективним режимом зварювання є АДЗ в розкриття кромки з подачею присадного матеріалу з хімічним складом який містить 4,5% Al, 2,5% Mo, 2% V, 3,6% Nb, 2,4% Zr, 1,2% Cr, 1% Fe, в розкриття кромки, на режимах що забезпечують мінімальне утворення метастабільних фаз в металі шва та ЗТВ. Коефіцієнт якості для з'єднань АДЗ в цьому разі навіть вище ніж коефіцієнт якості для

ЕПЗ. Що стосується міцності то АДЗ в розкриття кромки з подачею присадного матеріалу з хімічним складом який містить 4,5% Al, 2,5% Mo, 2% V, 3,6% Nb, 2,4% Zr, 1,2% Cr, 1% Fe дозволяє отримати після зварювання зварні з'єднання рівномічні основному металу (табл.7.14).

Таблиця 7.14 - Властивості зварних з'єднань АДЗ високоміцних титанових сплавів, виконаних за рекомендованими режимами

Режим	σ_B МПа	δ %	KCV, Дж /см ²	K_m	$K_{pзв}$
ОМ Т120	1146	10,7	30,6	1	-
Т120 з присадним матеріалом	1110	-	24,2	0,96	0,87
Т120 наскрізним проплавленням без присадного матеріал	1157	-	17,6	1	0,785
ОМ ВТ19	958	7,3	27	1	-
ВТ19 з присадним матеріалом	963	7,3	28	1	1,01
ВТ19 наскрізним проплавленням без присадного матеріал	860	13,3	19	0,89	0,795
ОМ ЛСВ-5.1	1071	2,0	5,3	1	-
ЛСВ-5.1 з присадним матеріалом	1002	-	5,5	0,93	0,98
ЛСВ-5.1 наскрізним проплавленням без присадного матеріал	972	10,0	5,7	0,9	0,985

Порівняння «коефіцієнтів якості» для режимів зварювання для титанових псевдо- β -сплавів ВТ19 та економнолегованого ЛСВ-5.1 дозволяє зробити висновок, що для конструкційного сплаву ВТ19 найбільш ефективним режимом зварювання є АДЗ в розкриття кромки з подачею присадного матеріалу з хімічним складом який містить 2,4% Al, 4,4% Mo, 4,4% Cr, 2,6% Fe, 0,8 % Zr, на режимах зварювання, що передбачають знижені значення погонної енергії що забезпечить кращий фазовий склад металу шва і ЗТВ.

Для економнолегованого псевдо- β -сплаву LCB-5.1 присадний матеріал містить 2,5% Al, 4,6% Mo, 4,4% Fe, а режими зварювання, що рекомендовані передбачають найменші значення погонної енергії що забезпечить кращий фазовий склад металу шва і ЗТВ. Для зварювання наскрізним проплавленням без присадного металу доцільно застосування флюсів для зварювання з найменшою погонною енергією. Загалом для АДЗ титанових псевдо- β -сплавів доцільно застосовувати присадний матеріал який містить менше легуючих елементів на 10...20% порівняно з основним металом. Причому для конструкційного сплаву VT19 доцільно зниження ступеня легування металу шва на 20%, а для економнолегованого псевдо- β -сплаву LCB-5.1 на 10%. Цю різницю можна пояснити більшою кількістю легуючого елемента Fe, внесок якого в зміцнення сплаву LCB-5.1 великий.

Загалом коефіцієнти якості для режимів зварювання псевдо- β -сплавів VT19 та економнолегованого LCB-5.1 вище ніж для титанового ($\alpha+\beta$)-сплаву T120, як для АДЗ так і для ЕПЗ (табл.7.15). З розглянутих режимів зварювання найбільший коефіцієнти якості має ЕПЗ економнолегованого LCB-5.1 з застосуванням попереднього підігріву та ЛТО.

Таблиця 7.15 - Властивості зварних з'єднань ЕПЗ перспективних високоміцних титанових сплавів, виконаних за рекомендованими режимами

	σ_b МПа	δ %	KCV, Дж /см ²	Км	Крзв
ОМ T120	1146	10,7	30,6	1	-
ЕПЗ T120 з ЛТО	1061	8,0	24	0,92	0,85
ОМ VT19	958	12	27	1	-
ЕПЗ VT19 з попереднім підігрівом	937	5,3	21	0,97	0,87
ОМ LCB-5.1	1015	1,9	3,6	1	-
ЕПЗ LCB-5.1 з попере- днім підігрівом та ЛТО	997	6,5	5,3	0,98	1,225

Порівняння показників міцності зварних з'єднань, виконаних ЕПЗ, дозволило зробити висновок, що найбільшу межу міцності мають з'єднання виконані з застосуванням попереднього підігріву та ЛТО.

Таким чином, для зварювання титанового ($\alpha+\beta$)-сплаву Т120 доцільно застосовувати режими зварювання з погонною енергією 800...950 кДж/м, для псевдо- β -сплаву ВТ19 - 700...800кДж/м, а для зварних з'єднань економнолегованого LCB-5.1 рекомендовано погонну енергію зварювання в діапазоні 550...600 кДж/м. Жароміцний псевдо- α -сплав Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1.0V-0.6Si можна варити з погонною енергією 800...950 кДж/м.

Найбільший коефіцієнт якості для АДЗ мають з'єднання ($\alpha+\beta$)-сплаву Т120, псевдо- β -сплавів ВТ19, економнолегованого Ti-6,8Mo-4,5Fe-1.5Al, які були виконані з подачею менш легованого присадного металу. Для ЕПЗ найбільший коефіцієнт якості ЕПЗ мають режими зварювання які регламентують застосування попереднього підігріву та ЛТО.

Висновки до розділу 7.

1. Експериментально встановлено шляхи підвищення якості зварних з'єднань перспективних високоміцних титанових сплавів, виконаних ЕПЗ та АДЗ – зварювання на режимах які передбачають рекомендовані значення погонної енергії та забезпечуть кращий фазовий склад металу шва і ЗТВ, застосування флюсів для зварювання по шару флюсу, а також використання присадного матеріалу який містить менше легуючих елементів на 10...20% порівняно з основним металом.

2. Розроблено рекомендації по ЕПЗ з ЛТО високоміцних титанових ($\alpha+\beta$)-сплавів, та по ЕПЗ з ЛТО та попереднім підігрівом перспективних високоміцних псевдо- β титанових сплавів, і дисперснозміцненого псевдо- α -сплаву системи Ti-Al-Sn-Zr-Mo-V-Si.

3. Розроблено рекомендації по АДЗ з присадним дротом високоміцних титанових ($\alpha+\beta$)-сплавів, та титанових псевдо- β -сплавів, а також рекоменда-

ції по АДЗ з застосуванням флюсів та попереднього підігріву дисперснозміцнених псевдо- α -сплавів системи Ti-Al-Sn-Zr-Mo-V-Si.

4. Розроблено рекомендації по АДЗ з присадним дротом високоміцних титанових псевдо- β -сплавів, які передбачають зварювання з погонною енергією 907,2 кДж/м, що забезпечує швидкості охолодження в шві в діапазоні 31...1,5°C/с в діапазоні температур кінця $\beta \rightarrow \alpha + \beta$ перетворення 600...500 °C та забезпечує зменшення кількості метастабільних фаз та здійснює позитивний вплив на механічні властивості з'єднання.

5. Розроблено рекомендації з після зварювальної термічної обробки зварних з'єднань, виконаних ЕПЗ та АДЗ, високоміцних титанових ($\alpha + \beta$)-сплавів, високоміцних титанових псевдо- β -сплавів та дисперснозміцненого псевдо α -сплаву системи Ti-Al-Sn-Zr-Mo-V-Si.

6. Встановлено, що найбільший коефіцієнт якості для конструкційного титанових псевдо- β -сплавів має АДЗ сплаву VT19 в розкриття кромки з подачею присадного матеріалу з хімічним складом який містить 2,4% Al, 4,4% Mo, 4,4% Cr, 2,6% Fe, 0,8 % Zr, на режимах зварювання, що передбачають знижені значення погонної енергії та кращий фазовий склад металу шва і ЗТВ.

7. Встановлено, що найбільший коефіцієнт якості ЕПЗ забезпечує для економнолегованого титанового псевдо- β -сплаву LCB-5.1 яке передбачає застосування попереднього підігріву та ЛТО.

ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ

1. В результаті проведеної роботи для високоміцних титанових сплавів з $K_{\beta} = 0,7-1,7$ запропоновано методику визначення впливу аргонодугового зварювання на формування зварного шва при зварюванні, що дозволяє визначити розміри зон, в яких протікають поліморфні перетворення з утворенням метастабільних α'' - та β -фаз, що дозволило встановити залежність залишкової кількості β - фази від швидкості охолодження та побудувати діаграми анізотермічних перетворень для псевдо- β -сплавів при охолодженні від температури плавлення до 20°C із зазначенням ліній початку та кінця анізотермічних перетворень $\beta \rightarrow \alpha$ і $\beta \rightarrow \alpha''$.

2. Вперше для титанових псевдо- β сплавів встановлено залежність межі міцності зварних з'єднань в діапазоні 860....960 МПа для сплаву Ti-5.5Mo-5.5Cr-3.5Fe-3Al-Zr (BT19) та 960....1070 МПа для економнолегованого сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe (LCB-5.1) від сумарного вмісту легуючих елементів метала шва.

3. В результаті проведеної роботи встановлено вплив попереднього підігріву при електронно-променевому зварюванні (ЕПЗ) та аргонодуговому зварюванні (АДЗ) на структуру та властивості зварних з'єднань титанового псевдо- α -сплаву Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1.0V-0.6Si з силіцидним зміцненням та встановлено, що застосування попереднього підігріву з'єднань до 200°C при ЕПЗ та 400°C при АДЗ забезпечує формування в зварному з'єднанні структур кошикового плетіння з пластин α -фази товщиною 1-5 мкм та дисперсних зерен β -фази товщиною до 1 мкм та міцність зварних з'єднань на рівні 1160....1190 МПа.

4. Показано, що попередній підігрів зварних з'єднань до температури 400°C і локальна термічна обробка (ЛТО) при ЕПЗ титанових псевдо- β -сплавів дозволяє знизити вміст β -фази в металі шва сплаву BT19 з 91% до 53% і підвищити міцність зварних з'єднань з 876 МПа до 937 МПа, а для економнолегованого сплаву LCB-5.1 – знизити вміст β -фази до 72% і підвищити

міцність зварних з'єднань з 960 МПа до 997 МПа і в результаті забезпечити рівноміцність зварних з'єднань титанових псевдо- β -сплавів основному металу.

5. Вперше встановлено пропорційну залежність міцності з'єднань титанових псевдо- β -сплавів VT19 та економнолегованого сплаву LCB-5.1 від кількості β -фази в металі шва, $\sigma_B = 1460 - 6,4 \cdot (\beta, \%)$, МПа, згідно з якою мінімальні значення міцності $\sigma_B = 820$ МПа зварних з'єднань сплаву LCB-5.1 фіксуються при вмісті β -фази 99%, а максимальні $\sigma_B = 1236$ МПа – при вмісті β -фази 35%.

6. Встановлено залежності міцності зварних з'єднань високоміцних титанових сплавів T120, VT19, LCB-5.1 від погонної енергії АДЗ та показано, що АДЗ конструкційного ($\alpha + \beta$)-сплаву T120 доцільно виконувати на режимах зі значеннями погонної енергії в діапазоні 800...950 Дж/м, а псевдо- β -сплавів VT19 та економнолегованого сплаву LCB-5.1 з значеннями погонної енергії в діапазоні 700...800 Дж/м що забезпечує формування в металі шва і ЗТВ більш однорідної структури з меншою кількістю β -фази – на рівні ОМ та забезпечує підвищення межі міцності зварних з'єднань до рівня ОМ.

7. Досліджено вплив чотирьох видів післязварювальної термічної обробки на властивості з'єднань титанових псевдо- β -сплавів, виконаних АДЗ та ЕПЗ. Найвищі значення міцності мають з'єднання піддані гартуванню в воду з подальшим старінням, при цьому в металі шва і ЗТВ формується найбільш дрібнодисперсна внутризерена структура, в якій розмір α -фази не більше 1 мкм, а міцність з'єднань ЕПЗ сплаву VT19 на рівні 1270...1280 МПа, а для з'єднань сплаву LCB-5.1 – до 1204 МПа. Пічний відпал після зварювання при 750°C дозволяє забезпечити міцність на рівні 100...115% від міцності сплаву в стані після прокату.

8. Запропоновано коефіцієнт якості для оцінки властивостей зварних з'єднань високоміцних титанових сплавів. Встановлено, що найбільший коефіцієнт якості для конструкційних титанових псевдо- β -сплавів VT19 та LCB-5.1 забезпечує АДЗ з подачею менш легovanого присадного матеріалу та ЕПЗ

економнолегованого титанового псевдо- β -сплаву LCB-5.1, яке передбачає застосування попереднього підігріву та ЛТО.

9. На підставі проведених досліджень встановлено комплекс технологічних прийомів і параметрів ЕПЗ з ЛТО та попереднім підігрівом, АДЗ, а також режими післязварювальної термічної обробки перспективних високоміцних титанових псевдо- β -сплавів, $(\alpha+\beta)$ -сплаву і дисперснозміцненого псевдо α -сплаву системи Ti-Al-Sn-Zr-Mo-V-Si, який забезпечує рівномірність зварних з'єднань основному металу.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖРЕЛ

1. Ильин А.А., Колачев Б.А., Полькин И.С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства: Справочник. М.: ВИЛС–МАТИ. 2009. 520 с.
2. Titanium and its alloys. Massaki Nakai, Masato Ueda, Sengo Kobayashi. Journal Of The Japan Institute Of Light Metals. 2018. Vol. 68. № 8 pp. 444–447.
3. Boyer, Rodney. Titanium and Its Alloys: Metallurgy, Heat Treatment and Alloy Characteristics. 2010. <https://doi.org/10.1002/9780470686652.eae198>.
4. Xin S. et al. Research and Development of Low-cost Titanium Alloys. Journal of Physics: Conference Series. IOP Publishing, 2019. Т. 1347. №1. p. 012022.
5. Наука производство и применение титана в условиях конверсии: 1 международная конференция по титану стран СНГ. М. ВИЛС, 1994. Т1,2. С. 567.
6. Williams J.C., Boyer R. Opportunities and Issues in the Application of Titanium Alloys for Aerospace Components. Metals. 2020. Vol. 10(6). pp. 705; <https://doi.org/10.3390/met10060705>
7. Технология производства титановых самолетных конструкций / Братухин А.Г., Колачева Б.А., Садков В.В. и др. М. Машиностроение, 1995. 446 с.
8. Хорев А.И. Теория и практика создания титановых сплавов для перспективных конструкций. Технология машиностроения. 2007. № 12. С. 5–13.
9. Ivasyshyn O.M, Aleksandrov A.V. Status of the titanium production, research, and applications in the CIS. Mater Sci 2008; Vol. 44(3) : pp. 311–27.
10. Properties and application of titanium and titanium alloys (Reviewed paper). Ćorić D. Zavarivanje (Хорватия), 2016. Vol. 59, N 5.6 P. 125-131.
11. Froes F H 2015 Titanium Physical Metallurgy Processing and Applications (United States of America: ASM International) pp.265–269.

12. Cui Chunxiang, Hu BaoMin, Zhao Lichen, Liu Shuangjin. Titanium alloy production technology, market prospects and industry development. *Materials and Design* 32. March. 2011. Vol.32(3). pp. 1684-1691.
13. Mouritz A., Titanium alloys for aerospace structures and engines, in *Introduction to Aerospace Materials*, Elsevier. 2012, pp. 202–223.
14. Морские титановые сплавы – настоящее и будущее. Горынин И. В., Орыщенко А. С, Леонов В. П. и др. *Вопросы материаловедения (Россия)*. 2014. № 2 С. 36-47.
15. Титановые сплавы в паротурбиностроении. Горынин И. В., Леонов В. П., Кудрявцев А. С. и др. *Вопросы материаловедения*. 2014. № 2, С. 48-62.
16. Электронно-лучевая плавка / Патон Б.Е., Тригуб Н.П., Козлитин Д.А. и др. Киев : Наукова думка, 1997. 265с.
17. UNS N R54521 (High-strength Titanium Alloy). *Alloy Dig.* 1988. P. 1-2. Febr. P. 5-6.
18. Kolli, R. P., & Devaraj, A. A review of metastable beta titanium alloys. *Metals*. 2018. Vol.8(7). <https://www.mdpi.com/2075-4701/8/7/506>.
19. Kaur, M., & Singh, K. Review on titanium and titanium based alloys as biomaterials for orthopaedic applications. *Materials Science and Engineering*. 2019. Sep. 102, pp. 844-862. DOI: 10.1016/j.msec.2019.04.064
20. Bhattacharjee, A., B. Saha, and J. C. Williams. "Titanium Alloys: Part 2—Alloy Development, Properties and Applications." *Aerospace Materials and Material Technologies*. Springer, Singapore, 2017. pp. 117-148.
21. Testing of the structure and mechanical properties of technical titanium joints. Wronka B. *Rivista Italiana Della Saldatura*. 2014. An. LXVI. N 3 pp. 347-358.
22. Агеев Н.В. В кн. Доклады совещания «Природа металлических фаз и характер химической связи в них». М., Изд-во Института им. А.А. Байкова, 1965, с. 3.

23. Моисеев В. Н. Исследование фазовых превращений при термической обработке высокопрочного титанового сплава ВТ22. Производство титановых сплавов. ВИЛС, вып. 5, 1969, с. 94-102.
24. Тарасов Ю.М., Антипов В.В. Новые материалы ВИАМ – для перспективной авиационной техники производства ОАО «ОАК».Авиационные материалы и технологии. 2012. №2. С. 5–6.
25. Сварные соединения титановых сплавов / Моисеев В. Н., Куликов Р. Ф., Кириллов Ю. Г. и др. М.: Metallurgy, 1979, 248 с.
26. Демаков С. Л., Карабаналов М. С., Оленева О. А. Превращение метастабильного β -твердого раствора в титановом сплаве ВТИ-4. Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallorv. 2014. № 9 С. 34-39.
27. Войтович Р.Ф., Головки Э.И. Высокотемпературное окисление титана и его сплавов: Киев, Наук. Думка, 1984. 256 с.
28. Влияние механико-термической обработки на структуру и механические свойства проволоки из титанового β -сплава ТС6. Шаболдо О. П. Вопросы материаловедения. 2014. № 4 С. 45-50.
29. Evaluation of the structure and selected properties of aluminum alloy and titanium joints welded with the CMT method. Wojdat T., Lange A., Kustroń P. et al. Przegląd Spawalnictwa. 2018. Vol. 90, № 8 pp. 29-34
30. Yongqing Z. The new main titanium alloys used for shipbuilding developed in China and their applications Materials. China. 2014. №33. pp. 398–404.
31. B. Tang, H. Kou, X. Zhang, P. Gao, J. Li. Study on the formation mechanism of α lamellae in a near- β -titanium alloy, Prog. Nat. Sci. Mater. Int. 26. 2016. pp. 385–390, <https://doi.org/10.1016/J.PNSC.2016.06.009>.
32. Froes F H. Titanium Physical Metallurgy Processing and Applications. 2015. ASM International. pp.265–269.
33. Veiga C, Davim J P, Loureiro A J R. Properties and applications of titanium alloys: a brief review. ADV. Mater. Sci. 2012; № 32. pp.133-148

34. А. И. Хорев. Современные методы повышения конструкционной прочности титановых сплавов: М.: Воениздат, 1979. 256 с.
35. Massaki Nakai, Masato Ueda, Sengo Kobayashi. Titanium and its alloys. Journal Of The Japan Institute Of Light Metals. 2018. Vol. 68, № 8 P. 444–447.
36. Корнилов И.И. Основные типы диаграмм состояния двойных систем на основе титана. Доклады АН СССР, 1953, т.91, №3, с. 549-552.
37. Багаряцкий Ю.А., Носова Г.И. ФММ, 1962, т. 13, вып. 3, с. 415-423.
38. Влияние термической обработки на структуру и свойства титанового сплава ВТ22. Л. И. Анисимова, А. А. Попов, В. И. Мельникова и др. Физика металлов и металловедение, 1977, т. 44, вып. 4, с. 843-845.
39. Особенности термообработки полуфабрикатов из сплава ВТ22. В. С. Махнев, Е. М. Никитин, М. В. Ефимова и др. В сб.: Металловедение и литье легких сплавов. М. Metallургия, 1977, с. 246-254.
40. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года. Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 7–17.
41. Тарасов Ю.М., Антипов В.В. Новые материалы ВИАМ – для перспективной авиационной техники производства ОАО «ОАК». Авиационные материалы и технологии. 2012. №2. С. 5–6.
42. М.А. Хорев, А.И. Хорев. Основы легирования и теория термической обработки сварных соединений титановых β -сплавов. Цветные металлы. 2008. №9. С.12-14.
43. Моисеев В.Н. Бета-титановые сплавы и перспективы их развития. МиТОМ. 1998. № 12. С. 11.
44. В.Г. Анташев, Н.А. Ночовная, А.А. Ширяев, А.Ю. Изотова. Перспективы разработки новых титановых сплавов. Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. «Машиностроение». 2011. С. 60-67.
45. Хорев А. И. Разработка теоретических и практических основ повышения конструкционной прочности титановых сплавов путем комплексного легирования и микролегирования. ИТ1-2007 в СНГ М. 2007. С. 226-234.423-

430.

46. Хорев А.И. Опыт применения титановых сплавов в народном хозяйстве. М. ЦНИИТЭМС, 1977. 37 с.

47. Хорев А.И. Влияние комплексного легирования на механические свойства сварных соединений и основного металла ($\alpha+\beta$)- и β -титановых сплавов. Технология машиностроения. 2007. № 2. С. 29–34.

48. Advances in the Science and Technology of Titanium Alloy Processing? Anaheim, California : TMS, 1996.-P. 660, p.241.

49. Антипов А.И., Моисеев В.Н. Упрочнение сплава ВТ35 при старении. МИТОМ. 1996. №12. С.22-25.

50. Titanium 2003: Science and Technology: Proc. 10th World Conf. on Titanium, 13-18 July 2003, Hamburg Germany, Vol.1-5. p.357.

51. Polmear I, John D St, Nie J F and Qian M 2017 Light alloys: metallurgy of the light metals: fifth Ed. Light Alloy. Metall. Light Met. Fifth Ed.(United Kingdom: Butterworth-Heinemann) pp.1–5259780080994307.

52. Titanium 92: Science and Technology: Proc. 7th World Conf. on Titanium, San Diego, California, USA, 1996. p.2899.

53. Титановые сплавы в конструкциях и производстве авиадвигателей и авиационно-космической технике: Колачева Б.А., Елисеев Ю.С., Братухин А.Г., Талалаев В.Д. подред. Братухина А.Г. М. издательство МАИ, 2001. 416 с.

54. Materials Properties Handbook. Titanium Alloys. Ed. By R. Boyer, G. Welsch, E.W. Collings. ASM International. The Material Information Society, 1994. 1176 p.

55. Антипов А.И, Моисеев В.Н. Структура и механические свойства титанового сплава ВТ35 в литом состоянии.«Металловедение и термическая обработка металлов». 1993. № 9.

56. А.И.Хорев. Сверхпрочный титановый сплав ВТ19. Технология машиностроения. 2012. №6. С.5-8.

57. Хорев А.И. Разработка конструкционных титановых сплавов для из-

готовления деталей узлов авиакосмической техники. Сварочное производство. 2009. № 3. С. 13–23.

58. Добаткин, В. И. Избранные труды В. И. Добаткина [Текст]. В. И. Добаткин. М. ВИЛС, 2001. 668 с.

59. Boyer R.R., Williams J.C. Developments in research and applications in the titanium industry in the USA. Proc. of 12th World Conf. Of Titanium. 2011. Vol. I. pp. 10–19.

60. Хорев А.И., Белов С.П., Глазунов С.Г. Металловедение титана и его сплавов: М.: Metallurgia. 1992. 352 с.

61. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Вершков А.В. Редкие металлы и редкоземельные элементы – материалы современных и будущих высоких технологий. Труды ВИАМ. 2013. №2. Ст. 01 (viam-works.ru).

62. Bolzoni Leandro, Elisa María Ruiz-Navas, and Elena Gordo. "Quantifying the properties of low-cost powder metallurgy titanium alloys." Materials Science and Engineering. 2017. A 687: pp. 47-53. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.01.049>

63. Imam, M. Ashraf, and FH Sam Froes. "Low cost titanium and developing applications." 2010. Jom 62, №. 5 pp. 17-20.

64. Cui, C., Hu, B., Zhao, L. and Liu, S. Titanium alloy production technology, market prospects and industry development. Materials & Design. 2011. Vol.32(3), pp.1684-1691. DOI:10.1016/j.matdes.2010.09.011

65. Markovsky, P. E., Akhonin, S., Berezos, V. A., Bondarchuk, V. I., Stasuk, O. O., Karasevska, O. P., & Gavrysh, I. M.. Microstructure and Tensile Properties of Cost-Efficient Thermally Hardenable $\alpha + \beta$ Alloys of Ti–Al–Mo–Fe and Ti–Al–Mo–Cr Systems. Metallography, Microstructure, and Analysis. 2020. 9(6). pp. 856-872.

66. Ivasishin, O.M., Akhonin, S.V., Savvakina, D.G., Berezos, V.A., Bondarchuk V.I., Stasyuk, O.O., Markovsky, P. E. Effect of microstructure, deformation mode and rate on mechanical behaviour of electron-beam melted Ti-6Al-4V and Ti-1.5Al-6.8Mo-4.5Fe alloys. Progress in Physics of Metals, 2018.

19(3). pp. 309-336.

67. D.J. Lin, C.P. Ju, J.H.C. Lin, Structure and Properties of Cast Ti-Fe Alloys, Transactions of the American Foundrymen's Society, 107 (1999) 859-864

68. Boyer, R. R. "Attributes, characteristics, and applications of titanium and its alloys." 2010. Jom 62, no. 5. pp 21-24.

69. Makarenko, V., Maksimov, S., & Makarenko, Y. (2021, March). Cathode and Anode Processes in Sulfur Corrosion Destruction of Metal Constructions of Prolonged Exploitation in an Aggressive Environment. In IOP Conference Series: Earth and Environmental Science (Vol. 688, No. 1, p. 012014). IOP Publishing.

70. Titanium-aluminum-vanadium alloys and products made there from: pat. 5980655 US; publ. 09.11.1999.

71. Сплав на основе титана и способ термической обработки крупногабаритных полуфабрикатов и зэтого сплава: пат. 2169204 Рос. Федерация; опубл. 20.06.2001

72. Сплав на основе титана: пат. 2169782 Рос. Федерация; опубл. 06.05.2006.

73. Titanium-based alloy: pat. EP 1882752; publ. 03.06.2009.

74. Titanium-based alloy: pat. US 6632396; publ. 14.10.2003.

75. HighstrengthTialloyanditsproductionmethod: pat. JP 2004010963; publ. 15.02.2004.

76. Сплав на основе титана и изделие, выполненное из него: пат. 2222627 Рос. Федерация; опубл. 27.01.2004.

77. Yashiki T. Development of a high temperature oxidation-resistant titanium alloy for exhaust systems of motorcycles and automobiles. Proc. 11th WorldConf. onTitanium. 2007. Vol. II. pp. 1387–1390.

78. Otsuka H. etal. Formability of newly developed high-performance titanium alloys for automotive exhaust systems. Proc. 11th WorldConf. onTitanium. 2007. Vol. I. pp. 251–254.

79. Titanium alloy part and method of manufacturing same: pat. EP 2508643; publ. 10.10.2012.

80. Titanium alloy with improved properties: app. US 2012/0107132; publ. 03.05.2012.
81. Shewei Xin¹, Jingli Zhang¹, Xiaonan Mao¹, Yongqing Zhao¹ and Quan Hong. Research and Development of Low-cost Titanium Alloys. Citation Shewei Xin et al 2019 J. Phys.: Conf. Ser. 1347 012022 DOI 10.1088/1742-6596/1347/1/01202282.
83. Солонина О.П., Глазунов С.Г. Титановые сплавы. Жаропрочные титановые сплавы: М., Metallurgy, 1976. 448 с.
84. Metallography of titanium alloys /Borisova E.A., Bochvar G.A., Brun M.Y. and dr. M. Metallurgy, 1980. 464 с.
85. Петрова Л.А., Гранкова Л.П. Высокопрочные сплавы титана. Metallovedeniye i term. Obrab., 1976, №10, с. 60 – 64.
86. Носова Г.И. Основные характеристики конструкционных, коррозионно-стойких и жаропрочных сплавов на основе титана. В кн. : Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka. M. VINITI, 1970, с.5-44.
87. Петрова Л.А., Гранкова Л.П. Высокопрочные сплавы титана. Metallovedeniye i term. Obrab., 1976, №10, с. 60 – 64.
88. Свариваемость сплавов титана OT4y и OT4 – 1y. В.Ф. Топольский, В.П. Прилуцкий, Н.А. Кушниренко и др. Автомат. Сварка, 1975, №4, с. 53 – 55.
89. Ночовная Н.А., Панин П.В., Кочетков А.С., Боков К.А. Опыт ВИАМ в области разработки и исследования экономнолегированных титановых сплавов нового поколения. Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2016. № 9 (45). С. 38–43.
90. Колачев Б.А. Физическое металловедение титана: М.: Metallurgy, 1976. 184 с.
91. В. П. Прилуцкий, І. К. Петриченко. Вплив концентрації кисню в аргоні на властивості і колір поверхні зварних швів при ТІГ зварюванні титану Автоматичне зварювання. 2021. № 7, С. 9-14.
92. Вплив умов захисту зварювальної ванни аргонном на властивості швів

при TIG зварюванні титану. В. П. Прилуцький, Л. Є. Єрошенко. Автоматичне зварювання. 2021. № 6. С. 39-43.

93. Yutaka S. Sato. Welding and joining of titanium. Journal Of The Japan Institute Of Light Metals. 2018. Vol. 68(10) pp. 559-564.

94. Водородная технология титановых сплавов / Ильин А.А., Колачев Б.А., Носов В.К., Мамонов А.М. / Под общ. редакцией А.А Ильина / М.: МИСиС, 2002. 392 с.

95. Колачев Б. А. Водородная хрупкость металлов: М.: Металлургия, 1985. 216 с.

96. Ильин А. А. Механизм и кинетика фазовых и структурных превращений в титановых сплавах: М.: Наука, 1994, 304 с.

97. Pasang, T., Tao, Y., Azizi, M., Kamiya, O., Mizutani, M., & Misiolek, W. Welding of titanium alloys. In MATEC Web of Conferences. 2017. Vol. 123. p. 00001.

98. Reddy, M. K. P., Naik, R. P., Samatham, M., & Kumar, C. H. Review on different welding techniques of Titanium and its alloys. International Journal of Scientific Research in Science. Engineering and Technology. 2020 (www. ijsrset. com), Vol.7. (1), Print ISSN 2395-1990. <https://doi.org/10.32628/IJSRSET207150>

99. ASTM, Standard Specification for Seamless and Welded Titanium and Titanium Alloy Condenser and Heat Exchanger Tubes. 2017. B338-17.

100. Шоршоров М.Х. Назаров Г.В. Сварка титана и его сплавов. М., Машгиз, 1959. 136 с.

101. Металлургия и технология сварки титана и его сплавов: Монография / Гуревич С.М., Замков В.Н., Блащук В.Е. и др. Киев: Наукова думка, 1986. 240 с.

102. Balasubramanian T S, Balakrishnan M, Balasubramanian V and Muthu Manickam M A 2011 Effect of welding processes on joint characteristics of Ti-6Al-4v alloy Science and Technology of Welding and Joining 16 702-708.

103. R. French and H. Marin-Reyes, Welding performance evaluation of the VBC instrument engineering IP50 TIG orbital heat management system, in

proceedings of the 68th IIW Annual Assembly High-Strength Materials. Challenges and Applications, Helsinki, Finland, 2–3 July 2015.

104. R. French and H. Marin-Reyes. Investigation of the TIG orbital welding process on tube-to-tube joints in titanium & stainless steel thin wall tubes, in proceedings of the 68th IIW Annual Assembly High-Strength Materials. Challenges and Applications, Helsinki, Finland, 2–3 July 2015.

105. Гуревич С.М. Справочник по сварке цветных металлов: К., Наукова думка, 1990. 512 с.

106. Горячев А.П., Зеленин В.А. Механизированная сварка неплавящимся электродом углубленной дугой. Автоматическая сварка. 1964. № 12. С. 24-29.

107. Cui, S. W., Shi, Y. H., & Zhang, C. S. Microstructure and mechanical properties of TC4 titanium alloy K-TIG welded joints. Transactions of Nonferrous Metals Society of China. 2021. Vol.31(2), pp. 416-425.

108. Гусева Е.А., Климычев А.И. Аргонодуговая сварка титановых сплавов сквозным проплавлением. Сарочное производство, 1979, №2, с. 15-16.

109. Malin V. Monograph of Narrow-Gap Welding Technology. WRC Bulletin. 1987. № 323. 83 p.

110. Замков В.Н., Прилуцкий В.П., Лапченко С.В. Применение управляющего магнитного поля при аргонодуговой сварке неплавящимся электродом в узкий зазор. Материалы 3 Всесоюзной конференции по сварке цветных металлов. Тольятти, ТПИ, 1986, с.44.

111. Белоус В.Ю. Дуговая сварка в узкий зазор титановых сплавов. Автоматическая сварка. 2002. №9. С. 39-43.

112. Jianxin Wang, Jiahui Shi, Jiayou Wang, Wenhong Li, Chuan Liu, Guoxiang Xu, Sergii Maksimov, Qing Zhu. Numerical study on the temperature field of underwater flux-cored wire arc cutting process. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2017. V.91, №5-8. pp 2777–2786. DOI: 10.1007/s00170-016-9913-5

113. Rakesh, N., Mohan, A., Navaf, P., Harisankar, M. S., Nambiar, S. J.,

Harikrishnan, M., & Rameshkumar, K. Effect of fluxes on weld penetration during TIG–A welding. *Materials Today: 2023. Proceedings*, 72, pp. 3040-3048.

114. Dey, H. C., Albert, S. K., Bhaduri, A. K., & Mudali, U. K. Activated flux TIG welding of titanium. 2013. *Welding in the world*, Vol. 57, pp. 903-912.

115. Singh, S. R., & Khanna, P. A-TIG (activated flux tungsten inert gas) welding. *Materials Today: Proceedings*. 2021. Vol. 44, pp. 808-820.

116. Patel, A. B., & Patel, S. P. The effect of activating flux in TIG welding. *International Journal of Computational Engineering Research*. 2014. №4(1), pp. 65-70.

117. Замков В.Н., Прилуцкий В.П., Гуревич С.М. Влияние состава флюса на процесс сварки титана неплавящимся электродом. *Автоматическая сварка*. 1977. №4. С. 22-26.

118. Гуревич С.М., Блащук В. Е. Сварка титана плавящимся электродом в инертных газах. *Автоматическая сварка*. 1968. №11. С. 87-89.

119. Akhonin, S. V., Belous, V. Y., Berezos, V.A., Selin, R. V. (2018). Effect of TIG-welding on the structure and mechanical properties of the pseudo- β titanium alloy VT19 welded joints. *Materials Science Forum*. 2018. 927 MSF, pp. 112-118.

120. Сварка высокопрочных титановых сплавов / С.М. Гуревич, В.П. Куликов, В.Н. Замков и др. М.: Машиностроение, 1975. 150 с.

121. Lebedev, V. A., Maksimov, S. Y., Zhernosekov, A. M., & Saraev, Y. N. Controlling weld geometry by means of welding equipment in mechanized and automatic consumable electrode arc welding. *Welding International*. 2015. № 29(5), pp. 379-385.

122. Головченко В.С. Исследование сварки титановых сплавов плавящимся электродом в инертных газах. *Технология судостроения*. 1969. №1. С.21-25.

123. Бельчук Г.А., Титов Н.Я. Методика выбора режимов механизированной газоплазменной сварки плавящимся электродом по узкому зазору. «Автоматическая сварка», 1972, №12, с. 23-26.

124. Ahmed, Y. M., Khidhir, B. A., Sahari, K. S. M., & Ishak, M. Study of mechanical properties on thick titanium alloy (Ti-6Al-4V) multi-passes weld. *Journal of Multidisciplinary Engineering Science and Technology (JMEST)*. 2015. Vol. 2(4), pp. 660-665.

125. Кудояров Б.В., Николаев А.А., Поляков В. Б. Полуавтоматическая импульсно-дуговая сварка титановых сплавов плавящимся электродом в инертном газе. *Сварочное производство*. 1970. №11. С. 17-19.

126. O.P. Ostash, V. V Kulyk, V.D. Poznyakov, O.A. Gaivorons'kyi, V. V Vira, Influence of the Modes of Heat Treatment on the Strength and Cyclic Crack-Growth Resistance of 65G Steel, *Mater. Sci.* 54 (2019).
<https://doi.org/10.1007/s11003-019-00263-6>.

127. ГОСТ 27265-87. Проволока сварочная из титана и титановых сплавов.

128. Технічні умови ТУУ 05416923.041-98. Проволока сварочная из титана и титановых сплавов. Київ 1998.

129. Гуревич С.М. Сварка титана под флюсом. *Авиационная промышленность*, 1957, №4, с. 13-16.

130. Гуревич С.М. Флюсы для автоматической сварки титановых сплавов. *Авиационная промышленность*, 1961, №5, с. 55-59.

131. Ахонин С.В., Белоус В.Ю. Аргонодуговая сварка титана и его сплавов с применением флюсов. *Автоматическая сварка*. 2017. №2. С.8-14.

132. Назаренко О.К., Истомин Е.И. и др. *Электроннолучевая сварка* / М.: Машиностроение, 1966. 127 с.

134. Титановые сплавы. Жаропрочные титановые сплавы / Солонина О.П., Глазунов С.Г. М.: Металлургия, 1976. 448 с.

135. Исследование возникновения специфических дефектов электронно-лучевой сварки (ЭЛС) титановых сплавов. Григорьев В. В., Муравьев В. И., Бахматов П. В. *Сварочное производство*, 2019. № 4 С. 36-42.

136. Vorteile und Besonderheiten: Elektronenstrahlschweißen von Titanbauteilen. Schmidt P. *Der Praktiker*, 2019. № 4 S. 158-162.

137. Zhao, X., Lu, X., Wang, K., & He, F. Investigation on the microstructure and mechanical properties of Ti6Al4V titanium alloy electron beam welding joint. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science*. 2022. Vol. 236(6), pp. 2957-2966.

138. Sabol, J. C., Pasang, T., Misiolek, W. Z., & Williams, J. C. Localized tensile strain distribution and metallurgy of electron beam welded Ti–5Al–5V–5Mo–3Cr titanium alloys. *Journal of Materials Processing Technology*. 2012. № 212(11), pp. 2380-2385.

139. Назаренко О.К., Пацьора С.К., Иваненко В.Е. Высокопроизводительная откачная система крупногабаритных установок для ЭЛС. *Автомат. Сварка*, 1985, №1, с. 39 – 41.

140. Tsai, C. J. Improved mechanical properties of Ti–6Al–4V alloy by electron beam welding process plus annealing treatments and its microstructural evolution. *Materials & Design*. 2014. Vol.60. pp.587-598. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2014.04.037>

141. Электронно-лучевая сварка. О.К. Назаренко, А.А. Кайдалов, С.Н. Ковбасенко и др. Под ред. Б.Е. Патона; АН УССР. Ин-т электросварки им. Е.О. Патона. К. Наук. думка, 1987. 255 с.

142. Ахонин С. В., Вржижевский Э. Л., Белоус В. Ю., Петриченко И. К. 3D электронно-лучевая наплавка титановых деталей. *Автоматическая сварка*. 2016. №5-6 с. 141-144.

143. Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Вржижевский Э.Л., Петриченко И.К. Электронно-лучевая 3-d наплавка с применением сварочной титановой проволоки. Тези доповідей IV Міжнародної науково-практичної конференції «Титан 2016: виробництво та використання в авіабудуванні» Запоріжжя 2016. С.11-12.

144. Sabol, J. C., Pasang, T., Misiolek, W. Z., & Williams, J. C. Localized tensile strain distribution and metallurgy of electron beam welded Ti–5Al–5V–

5Mo–3Cr titanium alloys. *Journal of Materials Processing Technology*. 2012. Vol. 212(11), pp. 2380-2385.

145. Liu, P., Zhang, G. M., Zhai, T., & Feng, K. Y. (2017). Effect of treatment in weld surface on fatigue and fracture behavior of titanium alloys welded joints by vacuum electron beam welding. *Vacuum*, Vol.141, 176-180.

146. Zhao, X., Lu, X., Wang, K., & He, F. Investigation on the microstructure and mechanical properties of Ti6Al4V titanium alloy electron beam welding joint. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science*. .2022. №236(6), pp. 2957-2966.

147. Хорев М.А., Йода А.В., Красножан А.И. Механические свойства и структура сварных соединений из титанового сплава ВТ23, выполненных ЭЛС. *Сварочное производство*, №7, 1981 г. С. 25-26.

148. Liu, P., Zhang, G. M., Zhai, T., & Feng, K. Y. Effect of treatment in weld surface on fatigue and fracture behavior of titanium alloys welded joints by vacuum electron beam welding. *Vacuum*. 2017. №141, pp. 176-180.

149. Huang, J. L., Warnken, N., Gebelin, J. C., Strangwood, M., & Reed, R. C. (2012). On the mechanism of porosity formation during welding of titanium alloys. *Acta Materialia*. 2017. Vol.60(6-7). pp. 3215-3225.

150. Li, Y. J., Wu, A. P., Quan, L. I., Yue, Z. H. A. O., Zhu, R. C., & Wang, G. Q. Effects of welding parameters on weld shape and residual stresses in electron beam welded Ti2AlNb alloy joints. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2019. Vol. 29(1), pp. 67-76.

151. Pederson, R., Niklasson, F., Skystedt, F., & Warren, R. Microstructure and mechanical properties of friction-and electron-beam welded Ti–6Al–4V and Ti–6Al–2Sn–4Zr–6Mo. *Materials Science and Engineering*. 2012. A. 552, pp. 555-565.

152. Tomashchuk I, Sallamand P, Méasson A, Cicala E, Duband M and Peyre P. Aluminum to titanium laser welding-brazing in V-shaped groove *J. Mater.*

Process. Technol. 2017. 245 pp. 24–36.

153. Junzhao, L. I., Qingjie, S. U. N., Hang, Y. U., Pengcheng, Z. H. A. N. G., Yibo, L. I. U., & Xianshan, Z. E. N. G. Study on grain size and microstructure of TC4 titanium alloy TIG and laser welding joint. 2022. Vol. 43(10), pp. 57-62.

154. Гібридне лазерно-мікроплазмове зварювання тонколистового титанового сплаву Ti-Al-V. Кривцун І. В., Хаскін В. Ю., Коржик В. М., Клочков І. М., Квасницький В. В., Бабич О. А. и др. Автоматическая сварка, 2019. № 10 С. 13-17.

155. Turichin, G., Tsibulsky, I., Somonov, V., Kuznetsov, M., & Akhmetov, A.. Laser-TIG welding of titanium alloys. In IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2016. Vol. 142, No. 1, p. 012009. IOP Publishing

156. Shinn, B.W., Farson, D.F., Denney, P.E. (2005) Laser stabilization of arc cathode spots in titanium welding. Sci. and Techn. of Welding & Joining, 10(4), 475-481.

157. CuiLi, KutusnaMuneharua, SimizuTakao, HorioKouji. «Fiberlaser-GMA hybridweldingofcommerciallypuretitanium», Materials&Design. 2009. №30. pp.109-114.

158. Brandizzi M., Mezzacappa C., Tricarico L., Satriano A.A. «Ottimizzazione dei parametri di saldatura a brida laser-arcade in lega di titanio Ti6Al4V», Riv. Ital. Saldatura. n. 2. Marzo. 2010. №4, pp. 77-85.

159. Paton B.E., Shelyagin V.D., Akhonin S.V., Topolsky V.F., Khaskin V.Yu., Petrichenko I.K., Bernatsky A.V., Mishchenko R.N., Siora A.V. Laser welding of titanium alloys. The Paton Welding Journal. 2009. №7. pp. 30-34.

160. Denney P.E., Shinn B.W., Fallara P.M. «Stabilization of pulsed GMAW in titanium welds with low-power lasers», (eds.) Proceeding of 23rd International Congress on Application of Laser and Electro-Optics ICALEO 2004, San Francisco. p. 10.

161. В. М. Нестеренков, К. С. Хрипко. Технология и оборудование для электронно-лучевой сварки конструкций в авиакосмической промышленности. Электронно-лучевая сварка. Технологии. Оборудование. Материалы: Сборник статей под ред. В. М. Нестеренкова. Киев: Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, 2021. 392 с. С. 151-165.

162. В. М. Нестеренков, К. С. Хрипко. Технология и оборудование для электронно-лучевой сварки конструкций в авиакосмической промышленности Электронно-лучевая сварка. Технологии. Оборудование. Материалы: Сборник статей под ред. В. М. Нестеренкова. Киев: Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, 2021. С. 151-165.

163. В. М. Нестеренков, Ю. В. Орса, К. С. Хрипко, О. В. Махненко Технология ЭЛС авиационных конструкций из титановых сплавов. Электронно-лучевая сварка. Технологии. Оборудование. Материалы: Сборник статей под ред. В. М. Нестеренкова. Киев: Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, 2021. С. 274-284.

164. Chen, W., Chen, Z. Y., Wu, C. C., Li, J. W., Tang, Z. Y., & Wang, Q. J. The effect of annealing on microstructure and tensile properties of Ti-22Al-25Nb electron beam weld joint. *Intermetallics*. 2016. Vol.75, pp. 8-14.

165. Yang, X., Li, S., & Qi, H. Ti-6Al-4V welded joints via electron beam welding: Microstructure, fatigue properties, and fracture behavior. *Materials Science and Engineering*. 2014. A, 597, pp. 225-231.

166. Cui Li, Kutusna Muneharua, Simizu Takao, Horio Kouji. «Fiber laser-GMA hybrid welding of commercially pure titanium», *Materials & Design*. 2009. Vol.30. pp.109-114.

167. Brandizzi M., Mezzacappa C., Tricarico L., Satriano A.A. «Ottimizzazione dei parametri di saldatura ibrida laser-arco della lega di titanio Ti6Al4V», *Riv. Ital. Saldatura*. n. 2. Marzo-Aprile 2010, p. 77-85.

168. Cheng, M., Yu, B., Guo, R., Shi, X., Xu, L., Qiao, J., & Yang, R.

Electron beam welding of a novel near α high temperature titanium alloy powder compact: Effect of post-welding heat treatment on tensile properties. *Journal of Materials Research and Technology*. 2021. №10, pp. 153-163.

169. Михайлов В. И., Козлова И. Р., Кузнецов С. В. [и др.]. Структурно-фазовые превращения при сварке высоколегированного сплава титана. *Вопросы материаловедения*. 2021. № 3 С. 63-81.

170. Сварка трением с перемешиванием титана TiGr2 в среде защитного газа. Radu Cojocaru, Lia-Nicoleta Boțilă. Friction stir welding of titanium Ti Gr 2 in a shielding gas environment. *Welding & Material Testing*. 2021. N 2– P. 9-14.

171. Влияние технологических факторов на малоцикловую усталость сварных соединений сплава ВТ22. Ф.Р. Куликов, Ю.В. Васькин, С.И. Кишкина и др. *Авиационная промышленность*, 1977, № 6, с. 65-71.

172. С.М. Гуревич, В.Н. Замков, Н.А. Кушниренко и др. Изыскание прикладного материала для сварки $(\alpha+\beta)$ - титановых сплавов. В кн.: *Актуальные проблемы сварки цветных металлов*. Киев: Наукова Думка, 1980, с. 314-320.

173. С.И. Кишкина, Ф.Р. Куликов, Л.А. Стронина и др. Малоцикловая усталость сварных соединений $(\alpha+\beta)$ -сплавов титана. *Труды 3-й междунар. конф. по титану*, т. 2. М. ВИС, 1978, с. 273-281.

174. Эффективность применения высокопрочного титанового сплава ВТ22 в конструкциях шасси. В. Н. Семенов, Д. Л. Привен, Ф. Р. Куликов, Ю. Г. Кириллов, А. С. Пономарев. *Авиационная промышленность*, № 3, 1971, с. 28-32.

175. Васечкин, М.А., Егоров С.В., Коломенский А.Б., Чертов Е.Д. Малоцикловая усталость сварных конструкций изготовленных из отечественных и импортных материалов. *Вестник ВГУИТ*, 2018, № 4 с. 18-23.

176. Вербило Д. Г., Кузьменко М. М., Даниленко В. І. та ін. Опір повзучості титанового сплаву системи Ti-Al-Si-X за короткотривалих випробувань

згином. Фізико-хімічна механіка матеріалів. 2021. Т. 57, № 5. С. 108-111.

177. Kohei Onose [et al.]. Analysis of deformation in beta titanium alloys using TEM in-situ observation. Journal Of The Japan Institute Of Light Metals. 2019. Vol. 69, № 5. pp. 273–280.

178. Михайлов В. И., Козлова И. Р., Кузнецов С. В. и др. Структурно-фазовые превращения при сварке высоколегированного сплава титана. Вопросы материаловедения, 2021. № 3. С. 63-81.

179. Omoniyi, P., Mahamood, M., Jen, T. C., & Akinlabi, E. TIG welding of Ti6Al4V alloy: Microstructure, fractography, tensile and microhardness data. Data in Brief. 2021. Vol.38, pp. 107274.

180. Verdhan, N., Bhende, D. D., Kapoor, R., & Chakravarty, J. K. Effect of microstructure on the fatigue crack growth behaviour of a near- α Ti alloy. International Journal of Fatigue. 2015. Vol.74, pp.46-54.

181. Mehdi, B., Badji, R., Ji, V., Allili, B., Bradai, D., Deschaux-Beaume, F., & Soulié, F. Microstructure and residual stresses in Ti-6Al-4V alloy pulsed and unpulsed TIG welds. Journal of Materials Processing Technology. 2016. Vol.231, pp. 441-448.

182. Гуревич С.М., Замков В.Н., Касаткин О.Г. и др. Автоматическая сварка. 1979. №3. С. 23-26.

183. Сварка сплава ВТ23. Гуревич С. М., Замков В. Н., Кушниренко Н. А. и др. В сб.: "Актуальные проблемы сварки цветных металлов", Киев: Наукова думка, 1985. С. 246-149.

184. Исследование свариваемости и свойства сварных соединений высокопрочных титановых сплавов. М. Х. Шоршоров, Т. Р. Куликов, В. Н. Мещеряков и др. Труды 3-й международной конференции по титану, т. 2. М.ВИЛС, 1978. С. 219-226.

185. Влияние термической обработки на работоспособность сварных соединений сплава ВТ23. В. Н. Замков, В. Ф. Топольский, И. К. Тяпко и др. Автоматическая сварка, 1993. № 4. С. 25-27.

185. Сварка титановых сплавов типа ВТ15. Гуревич С. М., Замков В. Н., Кушниренко Н. А. Автоматическая сварка. 1971. №10. С. 46-50.

186. Хорев А.И., Груздеева Л.А., Титаренко И.И. Влияние легирования и термической обработки на механические свойства сварных соединений титановых сплавов. Сварочное производство. 1969. №6. С. 27-29.

187. Хорев А.И. Легирование и термическая обработка ($\alpha+\beta$)-титановых сплавов высокой и сверхвысокой прочности. Технология машиностроения. 2009. № 1. С. 5–13.

188. Mehta, Kush. "Advanced joining and welding techniques: an overview." Advanced Manufacturing Technologies. Springer, Cham, 2017. pp. 101-136.

189. Sarychev, V. D., et al. "Impact of the Chemical Elements Upon the Convective Flows in the Molten Metal of the Weld Pool." IOP Conference Series: Earth and Environmental Science. 2017. Vol. 66. No. 1. IOP Publishing.

190. Swietłana G. Grigorenko, Valerij Ju. Belous. Wpływ spawania elektronowego i obróbki cieplnej na strukturę i własności tytanu technicznego z domieszką stopową boru. Biuletyn Instytutu Spawalnictwa. 2018. №5. С. 61–72.

191. Leonov V. P., Mikhaylov V. I., Sakharov I. Yu, and Kuznetsov S. V.. "Research of Weldability of Pseudo- β -Titanium Alloy VST 5553." Inorganic Materials: Applied Research. 2020. Vol.11(6). pp. 1417-1422.

192. Haroaki Matsumoto. Plasticity in room and high temperatures and alloy and process design of titanium alloy with an α martensite microstructure. Haroaki Matsumoto. Journal Of The Japan Institute Of Light Metals. 2020. Vol. 70, ;№ 4. pp. 149-154.

193. Бокштейн С.З. Строение и свойства металлических сплавов : М.: Металлургия. 1971. 408 с.

194. Lin D.J., Ju C.P., Lin J.H.C., Structure and Properties of Cast Ti-Fe Alloys, Transactions of the American Foundrymen's Society. 1999. Vol.107. pp. 859-864.
195. F.C. Holden, H.R. Ogden, R.I. Jaffee, Heat Treatment and Mechanical Properties of Ti-Fe Alloys, Transactions of the American Institute of Mining and Metallurgical Engineers. 1956. Vol. 206(5). pp. 521-528.
196. D.B. Lee, K.B. Park, H.W. Jeong, S.E. Kim, Mechanical and Oxidation Properties of Ti-xFe-ySi Alloys, Materials Science and Engineering. 2002. A 328(1-2). pp 161-168.
197. Murray J.L., Phase Diagrams of Binary Titanium Alloys, 1sted., ASM International, Ohio, USA, 1987.
198. K. Majima, T. Hirata, M. Yamamoto, H. Nagai, K. Shouji, Microstructures and Tensile Properties of Hot Isostatically Pressed Ti-Fe Alloys, Journal of the Japan Institute of Metals. 1988. #52(11) pp.1113-1120.
199. Глазунов С.Г., Моисеев В.Н. Конструкционные титановые сплавы : М.: Металлургия. 1974. 368 с.
200. O.M. Ivasishin, Cost-effective Manufacturing of Titanium Parts with Powder Metallurgy Approach, Materials Forum. 2005. №29. pp. 1-8.
201. А. с. №187277 (СССР). Электродная проволока для сварки в контролируемой атмосфере.Ф.Р. Куликов, А.С. Персидский, С.М. Гуревич и др. Оpubл. в Б. И. 1966. № 21.
202. M.F. Benlamnour, N. Bensaid, R. Badji, T. Saadi, M. Iddir, M. Zidani, M.A. Soualili. Study of the influence of wire metals on dissimilar welds. IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. 2022. 1233. 012008 IOP Publishing. doi:10.1088/1757-899X/1233/1/012008
203. Subramaniyan, M. K., Veeman, D., Nallathambhi, S. S., & Thanigainathan, S. Gas Tungsten arc welding of Ti-6Al-4V sheet for pressure vessels used in aerospace application: A detailed characterization of weldment.

International Journal of Pressure Vessels and Piping. 2022. 200, 104787.

204. В.Е. Paton, V.N. Zamkov, V.P. Prilutsky. Narrow-groove welding proves its worth on thick titanium, W. J., 1996. № 5 pp. 37-41.

205. Выбор систем легирования металла шва при сварке сплавов титана больших толщин. Ф.Р. Куликов, Ю.Г. Кириллов, Ю.В. Васькин и др. Сварочное производство. 1969. №7. С. 10-13.

206. Куликов Ф.Р., Кириллов Ю.Г., Морозникова С.В. и др. Разработка составов присадочных проволок для сварки титановых сплавов ВТ14 и ВТ6С. Производство титановых сплавов. Вып. 4. М. ВИЛС, 1967.

207. Yan G, Tan M J, Crivoi A, Li F, Kumar S and Nicholas Chia C H. Improving the mechanical properties of TIG welding Ti-6Al-4V by post weld heat treatment Procedia Eng. 2017. Vol. 207. pp. 633–638.

208. A. Karpagaraj, N. Siva Shanmugam and K. Sankaranarayananasamy, Some studies on mechanical properties and microstructural characterization of automated TIG welding of thin commercially pure titanium sheets, Mater. Sci. Eng. 2015. A 640. pp 180.

209. Куликов Ф.Р., Васькин Ю.В., Кириллов Ю.Г. Сварка титановых сплавов ВТ6С и ВТ14 большой толщины. Автоматическая сварка. 1969. №12. С. 51-56.

210. Yu Y., Hui S.X., Ye W.J., and Xiong B.Q., Mechanical properties and microstructure of an $\alpha+\beta$ titanium alloy with high strength and fracture toughness, Rare Met., 2009, Vol. 28 (4). pp. 346.

211. Baeslack III W.A., Liu, P.S., Barbis, D.P., Schley, J.R. and Wood, J.R., "Postweld Heat Treatment of GTA Welds in a High-Strength Metastable Titanium Alloy-Beta-CTM", Titanium '92, Science & Tech., F.H. Froes and I. Chaplan (eds), TMS. 1993. pp. 1469-1476.

212. Santos D.S., Bououdina M., Fruchart D. Structural and thermodynamic properties of the pseudo-binary $TiCr_{2-x}V_x$ compounds with $0.0 \leq x \leq 1.2$. Journal of

Alloys and Compounds. 2002. №6. Volume 340, Issues 1–2, p. 101.

213. Eylon, D, Boyer, R R, and Koss, D A. Beta titanium alloys in the 1990's. United States: N. p., 1993. Web. pp. 3-14.

214. Wang G. etal. Microstructure and tensile properties of low cost titanium alloys at different coolin grate. RareMetals. 2012. T. 31. №. 6. C. 531-536.

215. Li, L., Wang, S., Huang, W., & Jin, Y. Microstructure and mechanical properties of electron beam welded TC4/TA7 dissimilar titanium alloy joint. Journal of Manufacturing Processes. 2020. Vol. 50, 295-304.

216. Sabol, J. C., Pasang, T., Misiolak, W. Z., & Williams, J. C. Localized tensile strain distribution and metallurgy of electron beam welded Ti–5Al–5V–5Mo–3Cr titanium alloys. Journal of Materials Processing Technology. 2012. Vol. 212(11), pp. 2380-2385.

217. Lacki, P., Adamus, K., & Wieczorek, P. Theoretical and experimental analysis of thermo-mechanical phenomena during electron beam welding process. Computational materials science. 2014. Vol. 94. pp. 7-26.

218. Снятие нежелательных остаточных напряжений как одна из основных задач вакуумного отжига титановых сплавов. В.Д. Талалаев, В.А. Колачев, В.В. Садков. Известия вузов. Цветная металлургия. 1990. №4. С. 103-106.

219. Электроннолучевой отжиг сварных соединений. Ильченко Г.А., Полоскин Ю.В., Андреев В.И. и др. Материалы 8 Всес. конф. по электрон. луч. сварке, Москва, 1-3 февр., 1983. М, 1983. С. 54-58.

220. Особенности упрочнения сварных швов шариками в магнитном поле при ремонте лопаток вентилятора и компрессора из титановых сплавов. Г. В. Пухальская, И. А. Петрик, А. Г. Селиверстов, Н. И. Николаев, Л. П. Степанова. Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. 2019. № 2. С. 47-53.

221. Mi G., Wei Y., Zhan X., Gu C. and Yu F. A coupled thermal and metallurgical model for welding simulation of Ti-6Al-4V alloy J. Mater. Process. Technol. 2014. Vol. 214. pp. 2434–2443.

222. Avinash Ravi Raja, Anuj Dixit, Ayush Jain², Syed Qaisar Husain, Gagan Varshney, Sudesh Singh. Estimation of temperature during TIG welding of titanium. IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. 2021. 1168. 012023. IOP Publishing. doi:10.1088/1757-899X/1168/1/012023.

223. Zhiyong Wang, Xuan Sun, Dehui Sun. Optimization for Welding Parameters of Magnetic Media Box based on Orthogonal Experiment. IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. 2018. 417 012005 doi:10.1088/1757-899X/417/1/012005

224. M. Balasubramanian, V. Jayabalan and V. Balasubramanian, Effect of process parameters of pulsed current tungsten inert gas welding on weld pool geometry of titanium welds, Acta Metall. Sin. 2010. 23. 312.

225. Dewangan, S., Nagubandi, T. S., Mishra, V., & Chowrasia, M. K. Discussion and analysis of microstructural variation in welded joint of Ti-alloy after heat treatment. In AIP Conference Proceedings. AIP Publishing LLC. 2021 №5. Vol. 2341, No. 1, p. 040027.

226. T. Pasang, J.M.S. Amaya, Y. Tao, M.R. Amaya-Vazquez, F.J. Botana, J.C. Sabol, W.Z. Misiolek, O. Kamiya, Comparison of Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr welds performed by laser beam, Electron beam and gas tungsten arc welding, Procedia Eng. 2013. Vol.63 397–404, <https://doi.org/10.1016/J.PROENG.2013.08.202>.

227. Karpagaraj, A., & Sankaranarayanan, K. Some studies on mechanical properties and microstructural characterization of automated TIG welding of thin commercially pure titanium sheets. Materials Science and Engineering. 2015. A, Vol.640, pp. 180-189.

228. Ахонін С.В. Березос В.О., Білоус В.Ю., Пікулин О.М., Петриченко І.К., Селін Р.В., Єрохін О.Г. Високоміцний титановий сплав. Патент України

111002 C22C 14/00, C22B 34/12. №a2014 06878, Зареєстровано 19.06.2014р.
Опубл. Бюл. №5 від 10.03.2016.

229. Akhonin S.V., Belous V.Yu., Selin R.V., Berezos V.O. Structure and Properties of High-Strength Titanium Alloy Ti-6.5Al-3Mo-2.5V-4Nb-1Cr-1Fe-2.5Zr Welded Joints. Solid State Phenomena Submitted, Vol. 313, pp 82-93 2021 Trans Tech Publications Ltd, Switzerland.

230. Новые перспективные сплавы на основе титана. Ахонин С. В., Березос В. А., Белоус В. Ю. Современная электрометаллургия, 2019. № 3 С. 35-44.

231. 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 методом ЕПП. Сучасна електрометалургія. 2020. №4. С. 18-22.

232. Структура и свойства жаропрочного псевдо- α -титанового сплава системы Ti-Al-Sn-Zr-Mo-V-Si и его сварных соединений. Григоренко С. Г., Белоус В. Ю., Таранова Т. Г., Вржижевский Э. Л., Костин В. А. Современная электрометаллургия. 2019. № 2 С. 27-34.

233. Титановые сплавы для корпусов атомных реакторов малой и средней мощности. Орыщенко А. С, Горынин И. В., Леонов В. П. и др. Вопросы материаловедения. 2014. № 2. С. 199-210.

234. Эффективность применения жаропрочных сплавов на основе интерметаллидов Ti3Al и TiAl для работы при температурах 600-800°C в авиакосмической технике. Иванов В.И., Ясинский К.К. технология легких сплавов, №3, 1996.

235. Солонина О.П. , Глазунов С.Г. Жаропрочные титановые сплавы : Справочник. М.: Metallurgy. 1996. 447 с.

236. Теория и практика применения свариваемого высокопрочного титанового сплава VT23 в РКК «Буран» и самолете Т-50. Хорев А. И. Сварочное производство. 2014. № 3. С. 51-54.

237. Селін Р.В. Структура механічні властивості та здатність до зварювання високоміцних складнолегованих титанових сплавів: Дис. канд.техн. наук: спец. 05.02.01 "Матеріалознавство". Інститут електрозварювання ім. Є.О.Патона НАН України Київ. 2015. 171 с.

238. Лабораторная электронно-лучевая установка УЭ-208М.ин С.В., Пичулин А.Н., Березос В.А., Ковальчук Д.В., Тугай С.Б. Современная электрометаллургия. 2019. №3. С. 15-22.

239. Xin S. et al. Research and Development of Low-cost Titanium Alloys. *Journal of Physics: Conference Series*. IOP Publishing, 2019. Т. 1347. №1. С. 012022.

240. Hideki Fujii, Toshiyuki Okui. Development of innovative low-cost manufacturing processes of titanium thin sheet *Journal Of The Japan Institute Of Light Metals*. 2019. Vol. 69, N 1. P. 3-8.

241. Proprietà meccaniche e studio della microstruttura di giunti saldati laser omogenei ed eterogenei tra leghe di titanio α , β , ed $\alpha+\beta$. L. Weiss, J. Zollinger, P. Sallamand u.a. *Rivista Italiana Della Saldatura*. 2019. An. LXXI. N 5, pp. 551-563.

242. Welding and joining of titanium. Yutaka S. Sato. *Journal Of The Japan Institute Of Light Metals*. 2018. Vol. 68, № 10 pp. 559-564.

243. Prashant Sagar, Deepak Kumar Gope and Somnath Chattopadhyaya Thermal analysis of TIG welded Ti-6Al-4V plates using ANSYS. *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*. 2018. 377. 012113 doi:10.1088/1757-899X/377/1/012113. 377 012113

244. Numerical study on the temperature field of underwater flux-cored wire arc cutting process. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2017. V.91, №5-8. pp 2777–2786. DOI: 10.1007/s00170-016-9913-5. Jianxin Wang, Jiahui Shi, Jiayou Wang, Wenhong Li, Chuan Liu, Guoxiang Xu, SergiiMaksimov, Qing Zhu

245. Du, J., Jindal, V., Sanders, A.P. and Chandran, K.R.. CALPHAD-guided

alloy design and processing for improved strength and toughness in Titanium Boride (TiB) ceramic alloy containing a ductile phase. *Acta Materialia*. 2019. Vol. 171, pp.18-30.

246. К вопросу оптимизации температурных полей при послойном формировании ответственных изделий из сплавов на основе титана. Миленин А. С., Великоиваненко Е. А., Розынка Г. Ф., Козлитина С. С., Пивторак Н. И. *Сварщик*. 2021. № 2– С. 6-9.

247. Tokuteru Uesugi, Ryoji Sahara. Computational materials science and engineering for titanium and its alloys. *Journal Of The Japan Institute Of Light Metals*. 2017. Vol. 67, № 12 P. 653-661.

248. Mi, G., Wei, Y., Zhan, X., Gu, C., & Yu, F. A coupled thermal and metallurgical model for welding simulation of Ti–6Al–4V alloy. *Journal of Materials Processing Technology*. 2014. Vol. 214(11), pp. 2434-2443.

249. B. Dario, B. Gianluca, C. Davide, et al. Single block 3D numerical model for linear friction welding of titanium alloy. *Science & Technology of Welding & Joining*. 2018. №7. pp. 1-6.

250. Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Мужиченко А.Ф., Селин Р.В. Математическое моделирование структурных превращений в ЗТВ титанового сплава ВТ23 при сварке TIG. *Автоматическая сварка*. 2013. №3. С.26 –29.

251. Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Мужиченко А.Ф., Селин Р.В. Исследование влияния термического цикла сварки на структурные превращения в зоне термического влияния титанового сплава ВТ23 методами математического моделирования. Сб. тр. Шестой межд. конф. «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах». 29 мая-1 июня 2012г. Кацивели, Крым, Украина. С. 13–16.

252. Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Селин Р.В., Григоренко С.Г. Математическое моделирование влияния термического цикла аргонодуговой сварки с поперечными колебаниями на структурные превращения в зоне термического влияния двухфазного титанового сплава. Сб. тр. Седьмой межд. конф.

«Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах». 15-19 сентября 2014г. Одесса, Украина. С. 5-7.

253. Селин Р.В., Белоус В.Ю. Оценка влияния термического цикла сварки вольфрамовым электродом по флюсу на фазовые превращения в металле шва и зоне термического влияния сложнолегированного титанового сплава VT23. Материалы VIII научно-технической конференции молодых учёных и специалистов «Сварка и родственные технологии», 20-22 мая, 2015, смт Ворзель, Киевская область, Украина С. 247.

254. Akhonin S.V., Belous V., Selin R. Effect evaluation of the flux coated gas tungsten arc welding thermal cycle on phase transformation in the weld metal and heat affected zone of ($\alpha+\beta$) titanium alloy VT23 using mathematical modeling. Сучасні проблеми зварювання та споріднених технологій. К. ТОВ «НВП Інтерсервіс», 2016. С. 327-335.

255. Белоус В.Ю., Костин В.А., Григоренко С.Г., Селин Р.В. Влияние режима дуговой сварки на фазовый состав сварных соединений высокопрочного титанового сплава системы Ti-6.5Al-3Mo-2.5V-4Nb-1Cr-1Fe-2.5Zr. Сб. тр. Восьмой межд. конф. «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах». 15-19 сентября 2016 г. Одесса, Украина. С. 5-7.

256. Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Селин Р.В. Влияние предварительного подогрева на термический цикл аргоно-дуговой сварки экономно легированных титановых сплавов. Сб. тр. Восьмой межд. конф. «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах». 10-14 сентября 2018. Одесса, Украина. С. 23-27.

257. Белоус В.Ю., Костин В.К., Селин Р.В., Григоренко С.Г. Влияние режима дуговой сварки на формирование метастабильных фаз в металле шва и ЗТВ высокопрочного псевдо β -титанового сплава VT19. Сб. тр. Восьмой межд. конф. «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах». 10-14 сентября 2018. Одесса, Украина. С. 28-30.

258. Yang M., Qi B., Cong B., Liu F., Yang Z. and Chu P.K., Study on electromagnetic force in arc plasma with UHFP-GTAW of Ti-6Al-4V, IEEE Trans. Plasma Sci. 2013. Vol. 41. pp. 2561.

259. Junaid, M., Rahman, K., Khan, F. N., Bakhsh, N., & Baig, M. N. Comparison of microstructure, mechanical properties, and residual stresses in tungsten inert gas, laser, and electron beam welding of Ti-5Al-2.5 Sn titanium alloy. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications. 2019. Vol. 233(7), pp. 1336-1351.

260. Сварка полуфабрикатов из жаропрочного псевдо- α -титанового сплава ВТ18У. Лукин В. И., Ночовная Н. А., Иода Е. Н. и др. Сварка и диагностика. 2014. № 2. С. 37-41.

261. Сварка полуфабрикатов из жаропрочного псевдо- α -титанового сплава ВТ18У. Лукин В. И., Ночовная Н. А., Иода Е. Н. и др. Сварка и диагностика. 2014. № 2. С. 37-41.

262. Маркашова Л.И., Ахонин С.В., Григоренко Г.М., Кругленко М.Г., Кушнарева О.С., Петриченко И.К. Структура и свойства сварных соединений титановых сплавов, легированных кремнием. Автоматическая сварка №11. 2012. С.7-17.

263. Вржижевский Э.Л., Сабокарь В.К., Ахонин С.В., Петриченко И.К. Влияние локальной термической обработки при ЭЛС титановых сплавов с силицидным упрочнением на механические свойства металла швов. Автоматическая сварка. №2. 2012. С.21-24.

264. Kurashkin, S. O., Tynchenko, V. S., Seregin, Y. N., Murygin, A. V., Kukartsev, V. V., & Tynchenko, V. V. The model of energy distribution during electron beam input in welding process. In Journal of Physics: Conference Series. 2020 Vol. 1679. №. 4, p. 042036. IOP Publishing.

265. Seregin, Y. N., Murygin, A. V., Laptanok, V. D., & Tynchenko, V. S. Modeling of electron beam distribution in electron beam welding. In IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2018. Vol. 450, № 3, p. 032036. IOP Publishing.

266. Li, Y., Wang, H., Han, K., Li, X., & Zhang, B. Microstructure of Ti-45Al-8.5Nb-0.2W-0.03Y electron beam welding joints. *Journal of Materials Processing Technology*. 2017. Vol. 250. pp. 401-409.

267. Ахонин С. В., Вржижевский Э. Л., Белоус В. Ю., Петриченко И. К. Влияние предварительного подогрева и локальной термообработки на структуру и свойства соединений дисперсионно-упрочненных титановых сплавов легированных кремнием, выполненных электронно-лучевой сваркой. *Автоматическая сварка*. 2017. №7. С. 53-58.

268. Григоренко С.Г., Белоус В.Ю., Таранова Т.Г., Вржижевский Э.Л., Костин В.А. Структура и свойства жаропрочного псевдо- α -титанового сплава системы Ti-Al-Sn-Zr-Mo-V-Si и его сварных соединений. *Современная электрометаллургия*. 2019. № 2. С.27-34.

269. A. Karpagaraj, N. Siva Shanmugam and K. Sankaranarayananasamy, Experimental investigations and numerical prediction on the effect of shielding area and post flow time in the GTAW of CP Ti sheets, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 2018. Vol.101. p 2933.

270. Qingjie S et al. Analysis on welded joint of thick Ti-6Al-4V plate by magnetically controlled narrow-gap TIG welding *Transactions of the China Welding Institution*. 2013. Vol. 34, pp. 9–12.

271. Bing Cet al. Microstructure and mechanical properties of TC4 titanium alloy joint by ultra-narrow gap laser welding *Materials Review*. 2018. Vol.32. pp. 333.

272. R. Bendikiene, S. Baskutis, J. Baskutiene, A. Ciuplys and T. Kacinskas, Comparative study of TIG welded commercially pure titanium, *J. Manuf. Process*. 2018. №36. pp. 155.

273. Wang R., Li D. F., Han X. L., & Zhang J. Experimental and numerical study of transient distortion in titanium alloy TIG welding. In *Applied Mechanics and Materials*. Trans Tech Publications Ltd. 2012. Vol. 137. pp. 403-407.

274. Niagaj, J. Peculiarities of A-TIG welding of titanium and its alloys. *Archives of metallurgy and materials*. 2012. Vol.57. (1).

275. Патон Б. Е., Лобанов Л. М., Лысак В. В., Кныш В. В., Павловский В. И., Прилуцкий В. П., Тимошенко А. Н., Гончаров П. В. и др. Бездеформационная сварка стрингерных панелей из титанового сплава ВТ20. Автоматическая сварка. 2014. № 9. С. 7-18.

276. Ахонін С.В., Білоус В.Ю., Селін Р.В., Петриченко І.К., Радченко Л.М., Руханський С.Б. Аргонодугове зварювання жароміцного титанового сплаву легованого кремнієм. Автоматичне зварювання. 2022. №5. С. 33–39.

277. Akhonin S., Hryhorenko G., Berdnikova O., Hryhorenko S., Bilous V., Kushnarova O. Fine structure of heat-resistant titanium alloys welded joints. Proc. of the 2019 IEEE 9th Int. Conf. on Nanomaterials: Applications & Properties (NAP-2019). Part 1. Odessa, Ukraine, September 15-20, 2019. Sumy, Sumy State University. 2019. Pp.1-5.

278. Kumar A., Sapp M., Vincelli J. and Gupta M.C., A study on laser cleaning and pulsed gas tungsten arc welding of Ti-3Al-2.5V alloy tubes. J. Mater. Process. Technol. 2010. Vol.210. pp. 64-71.

279. Balasubramanian. M. Prediction of optimum weld pool geometry of PCTIG welded titanium alloy using statistical design. Engineering Science and Technology, an International Journal. 2016. Vol. 19 (1), pp. 15-21.

280. Ramkumar, K. D., Varma, V., Prasad, M., Rajan, N. D., & Shanmugam, N. S. Effect of activated flux on penetration depth, microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V TIG welds. Journal of Materials Processing Technology. 2018. Vol.261. pp. 233-241.

281. Junaid, M., & Cheema, T. A. Influence of welding process on the properties of dissimilar titanium alloy weldments: A review. JMST Advances. 2020. Vol.2(3), pp. 61-76.

282. Ахонін С.В., Білоус В.Ю., Селін Р.В. Вплив попереднього підігріву на термічний цикл аргоно-дугового зварювання жароміцних титанових сплавів нового покоління. Збірка тез допов. наук. конф. «Зварювання та технічна діагностика для відновлення економіки України», 17 листопада 2022 р., м. Київ, Україна. Київ: Міжн. Асоціація «Зварювання», 2022. С. 26.

283. Yeganeh, V. E., & Li, P. Effect of beam offset on microstructure and mechanical properties of dissimilar electron beam welded high temperature titanium alloys. *Materials & Design*. 2017. Vol.124. pp.78-86.

284. Tolvanen, S. Microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V welds produced with different processes (Doctoral dissertation, Chalmers Tekniska Hogskola. 2016. 57 p.

285. Murav'ev, V. I., Kleshnina, O. N., Kuznetsov, A. A., & Bakhmatov, P. V. Effect of the conditions of the welding thermal cycle on the structure and properties of weld metal in titanium alloys. *Welding International*. 2012. Vol. 26(1), pp. 22-29.

286. Węglowski, M. S., Błacha, S., & Phillips, A. Electron beam welding—techniques and trends—review. *Vacuum*. 2016. Vol.130. pp. 72-92.

287. Wang, S., & Wu, X. Investigation on the microstructure and mechanical properties of Ti–6Al–4V alloy joints with electron beam welding. *Materials & Design*. 2012. Vol.36. pp. 663-670.

288. Lu, W., Shi, Y., Lei, Y., & Li, X. Effect of electron beam welding on the microstructures and mechanical properties of thick TC4-DT alloy. *Materials & Design*. 2012. Vol.34, pp. 509-515.

289. Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Антонюк С.Л., Селин Р.В. Свойства соединений высокопрочного титанового сплава Т110, выполненных сваркой плавлением. *Автоматическая сварка*. 2014. №.1. С.54 –57.

290. Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Селин Р.В., Петриченко И.К., Вржижевский Э.Л. Структура и свойства сварных соединений высокопрочных двухфазных титановых сплавов. *Автоматическая сварка*. 2015. №.8. С. 16-19.

291. Sharma, G., Tyagi, R., & Sharma, P. Variants of TIG welding process for improvement of weld penetration depth-A review. *Materials Today: Proceedings*. 2022. Vol.64. p. 1362-1366.

292. Rakesh, N., Mohan, A., Navaf, P., Harisankar, M. S., Nambiar, S. J., Harikrishnan, M., & Rameshkumar, K. Effect of fluxes on weld penetration during TIG welding—A review. *Materials Today: Proceedings*. 2023. Vol. 72. pp. 3040-

3048.

293. Dey, H. C., Albert, S. K., Bhaduri, A. K., & Mudali, U. K. Activated flux TIG welding of titanium. *Welding in the world*. 2013. V.57. pp. 903-912.

294. Sai M. S., Dhinakaran V., Kumar K. M., Rajkumar V., Stalin B., & Sathish T. A systematic review of effect of different welding process on mechanical properties of grade 5 titanium alloy. *Materials Today: Proceedings*. 2020. V.21, pp. 948-953

295. Shuiliang, Z., Jun, T., Yuxiao, D. U., & Delun, G. U. O. Analysis of temperature field for TIG welding fine grain titanium alloy thin sheet. 2010. №12, pp. 33-36.

296. Patel, N. S., & Patel, R. B. A review on parametric optimization of TIG welding. *International Journal of Computational Engineering Research*. 2014. Vol. 4(1), pp. 27-31.

297. Farrokhi, A. Welding Properties of Titanium Alloys Grade 5. In *Titanium Alloys-Recent Progress in Design, Processing, Characterization, and Applications*. IntechOpen. 2022. DOI: 10.5772/intechopen.106677

298. Kumar K., Masanta M., & Sahoo S. K. Microstructure evolution and metallurgical characteristic of bead-on-plate TIG welding of Ti-6Al-4V alloy. *Journal of Materials Processing Technology*. 2019. Vol. 265. pp. 34-43.

299. Omoniyi, P. O., Mahamood, R. M., Arthur, N., Pityana, S., Akinlabi, S. A., Hassan, S., & Akinlabi, E. T. Investigation of the mechanical and microstructural properties of TIG welded Ti6Al4V alloy. In *Advances in Material Science and Engineering: Selected articles from ICMMPPE 2021* Springer Singapore. pp. 111-118.

300. Shi, Y., Cui, Y., Cui, S., & Zhang, B. A Novel high-efficiency keyhole tungsten inert gas (k-tig) welding: principles and practices. In *Welding Technology*. Cham: Springer International Publishing. 2021. pp. 313-367.

301. Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Петриченко И.К., Селин Р.В. Влияние присадочного материала на структуру и свойства сварных соединений высокопрочных двухфазных титановых сплавов, выполненных аргонодуговой

сваркой. Автоматическая сварка. 2016. №1. С. 42 –46.

302. Белоус В.Ю., Костин В.А., Григоренко С.Г., Селин Р.В. Влияние режима дуговой сварки на фазовый состав сварных соединений высокопрочного титанового сплава системы Ti-6.5Al-3Mo-2.5V-4Nb-1Cr-1Fe-2.5Zr. Сб. тр. Восьмой межд. конф. «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах». 15-19 сентября 2016 г. Одесса, Украина. С. 5-7.

303. 14. Ахонин С.В., Григоренко С.Г., Белоус В.Ю., Таранова Т.Г., Селин Р.В., Вржижевский Э.Л. Электронно-лучевая сварка сложнолегированного высокопрочного титанового сплава. Автоматическая сварка. 2016. №5-6. С. 69 –73.

304. Grigorenko S.G., Akhonin S.V. Belous W.Ju., Selin R.W. Wplyw obrobki cieplnej na structure I wlasnosci polaczen wysokostopowego stopu tytanu spawanych electronowo. Biuletyn Instytutu Spawalnictwa. 2016. №5. С. 80–83.

305. Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Северин А.Ю., Березос В.А., Пикулин А.Н., Ерохин А.Г. Структура и свойства нового высокопрочного титанового сплава Т120, полученного способом ЭЛП после деформационной и термической обработки. Современная электрометаллургия. 2017. №2. С. 11-16.

306. Белоус В.Ю., Ахонин С.В., Селин Р.В., Антонюк С.Л. Сварка высокопрочного титанового сплава Т110. Сборник тезисов стендовых докладов международной конференции «Сварка и родственные технологии – настоящее и будущее». Украина, Киев, 25-26 ноября 2013. С. 59-60.

307. Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Петриченко И.К., Селин Р.В., Антонюк С.Л. Фазовые превращения при охлаждении в металле шва и зоне термического влияния при сварке вольфрамовым электродом двухфазных титановых сплавов. Сборник трудов Межд. конф. «Титан-2013 в СНГ». Донецк, Украина, 26-29 мая 2013. С.324-328.

308. Yan G., Tan M. J., Crivoi A., Li F., Kumar S., & Chia C. Improving the mechanical properties of TIG welding Ti-6Al-4V by post weld heat treatment. Procedia engineering. 2017. Vol.207. pp. 633-638.

309. Ferro, P., Berto, F., Bonollo, F., Romanin, L., & Salemi, G. Post welding heat treatment improving mechanical properties on Ti-6Al-4V. *Procedia Structural Integrity*. 2020. Vol. 26. pp. 11-19.

310. Kannan G. K., Ramesh P., Dhinakaran V., & Anandhraj R.. A Review on Welding and Fatigue Behaviour of Titanium and Its Alloys. In *Journal of Physics: Conference Series*. IOP Publishing. 2021. September. Vol. 2027. №. 1, p. 012001.

311. Lei Z., Chen Y., Ma S., Zhou H., Liu J., & Wang X. Influence of aging heat treatment on microstructure and tensile properties of laser oscillating welded TB8 titanium alloy joints. *Materials Science and Engineering*. 2020. A, 797. p. 140083.

312. Ahmed Y. M., Sahari K. S. M., & Ishak M. Welding of titanium (Ti-6Al-4V) alloys: a review. In *Proceedings National Graduate Conference, Universiti Tenaga Nasional, Putrajaya Campus*. 2012, November. pp. 8-10.

313. Cheng, M., Yu, B., Guo, R., Shi, X., Xu, L., Qiao, J., & Yang, R. Electron beam welding of a novel near α high temperature titanium alloy powder compact: Effect of post-welding heat treatment on tensile properties. *Journal of Materials Research and Technology*. 2021. №10. pp. 153-163.

314. Gao, X., Dong, J., & Han, X. Effect of RE 2 O 3 (RE= La, Ce) fluxes on A-TIG welding of Ti6Al4V. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2017. Vol. 91, pp. 1181-1188.

315. Vaithyanathan V., Balasubramanian V., Malarvizhi S., Petley V., & Verma S. Establishing relationship between fusion zone hardness and grain size of gas tungsten constricted arc welded thin sheets of titanium alloy. *SN Applied Sciences*. 2020. Vol. 2. pp. 1-12.

316. Wang, M., Yang, L., Yu, Y., & Wu, L. Microstructure and Properties of T-structure Joints by Single Pass Welding and Double Backside Shaping on Titanium Alloy. *Journal of Aeronautical Materials*. 2012. Vol.3(1). pp 45-50.

317. Леонов В. П., Михайлов В. И., Сахаров И. Ю. и др. Исследование свариваемости титанового псевдо- β -сплава VST 5553. Вопросы материаловедения. 2019. № 4. С. 124-131.

318. Liu C.M.; Wang H.M.; Tian X.J.; Tang H.B. Subtransus triplex heat treatment of laser melting deposited Ti–5Al–5Mo–5V–1Cr–1Fe near β -titanium alloy. Mater. Sci. Eng. 2014. A. 604. pp. 176–182.
<http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2014.03.028>

319. Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Селин Р.В., Вржижевский Э.Л. Влияние электронно-лучевой сварки и локальной термической обработки на свойства сварных соединений высокопрочного псевдо β -титанового сплава ВТ19. Сб. трудов восьмой международной конференции «Лучевые технологии в сварке и обработке материалов», 11-15 сентября 2017 г., Одесса, Украина. Киев: Международная Ассоциация «Сварка», С.7-10.

320. Ахонін С.В., Білоус В.Ю., Селін Р.В. Аргонодугове та електронно-променеє зварювання псевдо- β титанового сплаву ВТ19 : монографія. Київ: Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, 2022. 128 с. ISBN978-617-7785-49-0.

321. Ахонин С. В., Белоус В. Ю., Селин Р. В., Вржижевский Э. Л., Петриченко И. К. Электронно-лучевая сварка и термообработка сварных соединений высокопрочного псевдо- β -титанового сплава ВТ19. Автоматическая сварка. 2018. №7. С.12-17.

321. Akhonin S.V., Belous V.Yu., Selin R.V., Kostin V.A. Influence of TIG Welding Thermal Cycle on Temperature Distribution and Phase Transformation in Low-cost Titanium Alloy. IOP Conf. Series: Earth and Environmental Science. 2021. V. 688. p.012012. DOI: 10.1088/1755-1315/688/1/012012/ (Scopus).

322. Akhonin S.V., Belous V.Yu., Selin R. Effect of Electron Beam Welding on the Microstructure and Mechanical Properties of Low-Cost Titanium Alloys. Materials Science Forum. 2022, Vol. 1059. pp. 15-20. <https://doi.org/10.4028/p->

[j08xw2/](#) (Scopus).

323. Huda N., Kim J. W., Ji C., Nam D. G., & Park Y. D. Determination of Optimal Weld Parameter for Joining Titanium Alloys by Gas Tungsten Arc Welding using Taguchi Method. *Journal of Welding and Joining*. 2021. Vol.39(1), pp. 81-88.

324. Raja A. R., Dixit A., Jain A., Husain S. Q., Varshney G., & Singh S.. Estimation of temperature during TIG welding of titanium. In *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. IOP Publishing. 2021 July. Vol. 1168 №1, pp. 012023.

325. Chu, Q., Zhang, M., Li, J., Yan, C., & Qin, Z. Influence of vanadium filler on the properties of titanium and steel TIG welded joints. *Journal of materials processing technology*. 2017. Vol. 240. pp. 293-304.

326. Mishra D., Dakkilli M., Mangesh L., & Rao K. P. Multiple response optimization of TIG welding process for optimum weld bead width and reinforcement height of Ti-Alloy (Ti-6al-4v). *IOSR Journal of Mechanical and Civil Engineering*. 2016. Vol.16(053). pp.84-92.

327. Ахонин С. В., Белоус В. Ю., Селин Р. В. Воздействие термического цикла аргодуговой сварки на структуру и свойства псевдо- β -титановых сплавов. *Автоматическая сварка*. 2018. №8. С.32-38.

328. Ахонін С.В., Білоус В.Ю., Селін Р.В., Петриченко І.К. Структура та механічні властивості з'єднань псевдо- β титанового сплаву при TIG зварюванні. *Автоматическая сварка*. 2020. №2. С. 11-17.

329. 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 методом ЕПП. *Сучасна електрометалургія*. 2020. №4. С. 18-22.

330. Ахонін С.В., Білоус В.Ю., Селін Р.В., Костін В.А. Структурні перетворення при охолодженні економнолегованого псевдо- β -титанового сплаву

Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe. Сучасна електрометалургія. 2021. №1. С. 17-26.

331. Ахонін С.В., Білоус В.Ю., Селін Р.В., Петриченко І.К., Радченко Л.М. Аргонодугове зварювання високоміцного економнолегованого псевдо-β-титанового сплаву Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe. Автоматичне зварювання», № 5, 2021, С. 34-39.

332. Ахонін С.В., Білоус В.Ю., Селін Р.В., Петриченко І.К., Радченко Л.М., Руханський С.Б. Вплив присадного матеріалу на структуру та властивості зварних з'єднань високоміцного титанового сплаву VT19. Сучасна електрометалургія. 2022. №3. С. 53-62.

333. Ахонин С. В., Белоус В. Ю., Селин Р. В., Воздействие термического цикла аргонодуговой сварки на структуру и свойства псевдо-β-титановых сплавов. Титан 2018: Производство и применение в Украине: Тез.докл. Межд.конф. Киев: Международная ассоциация «Сварка». 2018. С. 37.

334. Ахонин С. В., Белоус В. Ю., Селин Р. В., Аргонодуговая сварка вольфрамовым электродом высокопрочного псевдо-β-титанового сплава VT19. Титан 2018: Производство и применение в Украине: Тез.докл. Межд. конф. Киев: Между-народная ассоциация «Сварка». 2018. С. 37.

335. Akhonin S.V., Belous V.Yu., Selin R.V. Effect of Pre-Heating and Post-Weld Local Heat Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of Low-Cost β-Titanium Alloy Welding Joints, Obtained by EBW. Defect and Diffusion Forum. 2022. Vol. 416, pp. 87-92. DOI: 10.4028/p-o8uehr.(Scopus).

336. Li Y., Wang H., Han K., Li X., & Zhang B. Microstructure of Ti-45Al-8.5 Nb-0.2 W-0.03 Y electron beam welding joints. Journal of Materials Processing Technology. 2017. Vol.250. pp. 401-409.

337. Kaur A., Ribton C., & Balachandaran W. Electron beam characterisation methods and devices for welding equipment. Journal of materials processing technology. 2015. Vol. 221. pp. 225-232.

338. Kurzynowski T., Madeja M., Dziedzic R., Kobiela K., The effect of

EBM process parameters on porosity and microstructure of Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe alloy, Scanning. 2019. pp. 1–12, <https://doi.org/10.1155/2019/2903920>.

339. Hryhorenko G., Akhonin S., Berdnikova O., Bilous V., Kushnaryova O. Fine Structure of Heat-Resistant Titanium Alloys Welded Joints. Proceedings of the 2019 IEEE 9th International Conference on Nanomaterials: Applications and Properties, NAP 2019. 9075755. <http://10.1109/NAP47236.2019.219071>

340. Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Селин Р.В., Петриченко И.К. Термічна обробка отриманого способом ЕПП високоміцного псевдо- β -титанового сплаву та його зварних з'єднань. Современная электрометаллургия. 2020. №1. С. 14–25.

341. Akhonin S.V., Belous V.Yu., Selin R.V. Electron Beam Welding, Heat Treatment and Hardening of Beta-Titanium. IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. 2019. Vol. 582 p. 012050 DOI: <http://10.1088/1757-899X/582/1/012050>.

342. Демаков С. Л., Карабаналов М. С., Оленева О. А. Превращение метастабильного β -твердого раствора в титановом сплаве ВТИ-4. Металловедение И Термическая Обработка Металлов 2014. № 9 С. 34-39.

343. Anil Kumar V., Murty S.V.S. N., Gupta R.K., Ramesh Babu R., Prasad M.J.N.V. Melting and Microstructure Analysis of β -Ti Alloy Ti–5Al–5Mo–5V–1Cr–1Fe With and Without Boron. Transactions of the Indian Institute of Metals. 2015. Vol. 68, pp. 207-215.

344. Григоренко С.Г., Таранова Т.Г. Костін В.А., Соломійчук Т.Г., Білоус В.Ю., Вржижевський Е.Л. Вплив термічної обробки на структуру та характер руйнування зварних з'єднань економно легованого титанового сплаву. Сучасна электрометаллургия. № 3. 2021. С. 42-48.

345. Ratochka I.V., Mishin I.P., Lykova O.N., Naydenkin E.V., Varlamova N.V., Structural evolution and mechanical properties of a VT22 titanium alloy under high-temperature deformation, Russ. Phys. J. 2016. Vol.59. pp.397–402.

346. Sabol J.C., Pasang T., Misiolek W.Z., Williams J.C., Localized tensile strain distribution and metallurgy of electron beam welded Ti–5Al–5V–5Mo–3Cr titanium alloys *Journal of Materials Processing Technology*. 2012. Vol. 212. pp. 2380-2385.

347. Meng M.; Yang H.; Fan X.G.; Yan S.L.; Zhao A.M.; Zhu S. On the modeling of diffusion-controlled growth of primary alpha in heat treatment of two-phase Ti-alloys. *J. Alloys Compd.* 2017 Vol. 691. pp. 67–80.

348. Lijun Zhang, Jingjie Kang, Shengming Tang, Xiumei Shi, Yuandong Sun, Ruolan Wang and Shengjie Li. Fatigue Performance of Titanium Alloy Welded Joints. IOP Publishing, MACE 2020, *Journal of Physics: Conference Series*. 2021. 1744. p. 022138. doi:10.1088/1742-6596/1744/2/022138

349. Yongqiang Sun, Guangmin Sheng, Xianhui Gao, Chuan Xu and Xinjian Yuan. The effect of high energy shot peening on microstructure and joining strength of TIG welded AZ31B weldment. 2018. IOP Publishing Ltd, *Materials Research Express*, Vol. 5, N. 8, 086516. DOI 10.1088/2053-1591/aaafa0

350. Alluaibi M. H. I, Cojocar E. M, Rusea A., Şerban N., Coman G. and Cojocar V. Microstructure and mechanical properties evolution during solution and ageing treatment for a hot deformed, above β -transus, Ti-6246 alloy. *Metals*. 2020. Vol. 10. pp. 1–16.

351. Ахонін С.В., Білоус В.Ю., Селін Р.В., Вржижевський Э.Л., Петриченко И.К., Антонюк С.Л. Вплив термічної обробки на структуру та властивості зварних з'єднань високоміцних титанових сплавів на основі β -фази. *Сучасна електрометалургія*. № 4. 2021. С. 51-58.

352. Влияние термической обработки на формирование структуры и уровень механических свойств высоколегированного титанового сплава. Козлова И. Р., Чудаков Е. В., Третьякова Н. В. и др. *Вопросы Материаловедения*. 2019. № 4 С. 28-41.

353. Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Селин Р.В., Вржижевский Э.Л., Петриченко И.К. Сварка и термобработка псевдо β -титановых сплавов. *Зварювання*

та споріднені технології сьогодення і майбутнє: Тези стенд. доп. Міжнародна Асоціація «Зварювання». Київ. 2018. С.23.

354. Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Селин Р.В., Вржижевский Э.Л., Петриченко И.К. ЭЛС и локальная термообработка экономно легированных титановых сплавов на основе β -фазы. Сб. трудов IX межд. конф. «Лучевые технологии в сварке и обработке материалов», 9-13 сентября 2019 г., Одесса, Украина. Киев: Межд. Ассоциация «Сварка». 2019. С. 12-15.

355. Ахонін С.В., Білоус В.Ю., Селін Р.В., Петриченко І.В., Радченко Л.М. Аргонодугове зварювання високоміцного економно-легованого псевдо β - сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe. Тези доповідей міжнародної конференції. «Сучасні технології з'єднання матеріалів». 31 травня-2 червня 2021. м.Київ. Київ: Міжн. Асоціація «Зварювання». 2021. С.18.

356. Ахонін С.В., Білоус В.Ю., Селін Р.В., Вржижевський Е.Л., Петриченко І.В., Максимов С.Ю. Електронно-лучева сварка и упрочняющая термообработка высокопрочных титановых сплавов на основе β -фазы. Збірка тез доповідей X Міжн. Конф. «Променеві технології в зварюванні і обробці матеріалів». 6-10 вересня 2021. м. Одеса. Київ: Міжн. Асоціація «Зварювання», 2021. С.12.

357. Ахонін С.В., Білоус В.Ю., Костін В.А., Григоренко С.Г., Пузрін О.Л., Вржижевський Е.Л. Підвищення механічних властивостей зварних з'єднань економно легovanого титанового сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe термічною обробкою. Автоматичне зварювання. 2022. №12. С. 38-44.

ДОДАТКИ

Додаток А

**ТОВАРИСТВО З ОБМЕЖЕНОЮ ВІДПОВІДАЛЬНІСТЮ "ВІТОВА ЛТД"
SHARE HOLDING COMPANY "VITOVA LTD"**

✉ вул.Казимира Малевича 11, 03150 Київ Україна ☎(380 44) 288-86-65
 ✉ 11 Kazymyr Malevych St., 03150 Kyiv, Ukraine ☎(380 44) 248-71-60 Fax (380 44) 248-71-60
 E-mail: dlv@vitova.com.ua

Вих.№ 74 від 05.09.2023р.

Голові спеціалізованої вченої ради Д 26.182.01
 при Інституті електрозварювання
 ім. Є.О.Патона НАН України
 академіку НАН України Лобанову Л.М.

ДОВІДКА

щодо використання результатів дисертаційної роботи к.т.н. с.н.с. Білоуса Валерія Юрійовича на
 тему «Наукові основи аргонодугового та електронно-променевого зварювання перспективних
 високоміцних титанових сплавів»

Підтверджуємо, що ТОВ «ВІТОВА ЛТД» співпрацює з Інститутом електрозварювання ім. Є.О.Патона НАН України та з Інститутом океанографічного приладобудування Академії наук провінції Шандунь, м. Ціндао та Харбінським технологічним інститутом, КНР в галузі розробки технології аргонодугового зварювання високоміцних титанових сплавів. Наукові результати та технологічні режими зварювання високоміцних титанових сплавів, які отримані к.т.н. Білоусом В.Ю. в процесі роботи над дисертацією на тему «Наукові основи аргонодугового та електронно-променевого зварювання перспективних високоміцних титанових сплавів», на здобуття наукового ступеня доктора технічних наук, використовуються при роботі за контрактом № 08FJUR-J-002UKR.

Технологія розроблена в ІЕЗ ім. Є.О.Патона НАН України за замовленням Інституту океанографічного приладобудування Академії наук провінції Шандунь, м. Ціндао дозволяє отримувати якісні зварні з'єднання високоміцних ($\alpha+\beta$)- та псевдо- α -сплавів.

Дана довідка складена для надання до спеціалізованої вченої ради з захисту дисертацій і не може бути основою до фінансових претензій.

Директор ТОВ «ВІТОВА ЛТД»



Людмила ДЕТЯРЬОВА

Додаток Б

**Товариство із обмеженою відповідальністю
«Зовнішньоекономічне представництво китайсько-українського
інституту зварювання ім. Є.О.Патона»**

03680, м. Київ, вул. Боженко, 11; Р/р 26009010055634 в АТ «Укресімбанк» м. Києва; МФО 322313,
Код ЄДРПОУ № 37723911, індивідуальний податковий номер № 377239126500, Свідоцтво ПДВ № 200023717,
тел. +38-(044)-353-40-86; +38-(044)-353-39-98; факс +38-(044)-247-44-57;

Вих. № 08/09
Від 08.09.2023г.

**Голові спеціалізованої вченої ради Д 26.182.01
при Інституті електрозварювання
ім. Є.О.Патона НАН України
академіку НАН України
Лобанову Л.М.**

ДОВІДКА

щодо використання результатів дисертаційної роботи докторанта заст. зав. відділом №30 Білоуса Валерія Юрійовича – «Наукові основи аргонодугового та електронно-променевого зварювання перспективних високоміцних титанових сплавів» Білоуса Валерія Юрійовича на тему «Наукові основи аргонодугового та електронно-променевого зварювання перспективних високоміцних титанових сплавів»

ТОВ «Зовнішньоекономічне представництво КУІЗ ім. Є.О. Патона» співпрацює з Інститутом електрозварювання ім. Є.О.Патона НАН України в галузі розробки технологій аргонодугового зварювання високоміцних титанових сплавів. Результати наукових досліджень, закономірності впливу термічного циклу зварювання, технологічні режими зварювання високоміцних титанових сплавів, які були отримані к.т.н. Білоусом В.Ю. в процесі роботи над дисертацією на тему «Наукові основи аргонодугового та електронно-променевого зварювання перспективних високоміцних титанових сплавів», на здобуття наукового ступеня доктора технічних наук, використовуються при роботі за контрактами між ТОВ «Зовнішньоекономічне представництво КУІЗ ім. Є.О. Патона» та ІЕЗ ім. Є.О.Патона НАН України. Згідно з контрактами з КУІЗ Білоус В.Ю., приймав участь в розробці установки АД238-М120 та технології зварювання титанових сплавів для установки АД238-М120.

Технологія аргонодугового зварювання розроблена в ІЕЗ ім. Є.О.Патона НАН України спільно з ТОВ «Зовнішньоекономічне представництво КУІЗ ім. Є.О. Патона» дозволяє отримувати якісні зварні з'єднання титанових сплавів високої якості.

Дана довідка складена для надання до спеціалізованої вченої ради з захисту дисертацій і не може бути основою до фінансових претензій.

**Директор
ТОВ «Зовнішньоекономічне представництво
КУІЗ ім. Є.О. Патона»**



Андрій Альошин

Додаток В

Голові спеціалізованої вченої ради Д 26.182.01
при Інституті електрозварювання
ім. С.О.Патона НАН України
академіку НАН України Лобанову Л.М.

ДОВІДКА

про використання в навчальному процесі результатів дисертаційної роботи к.т.н. с.н.с.
Білоуса Валерія Юрійовича

Наукові результати та технологічні режими зварювання високоміцних титанових сплавів, які отримані к.т.н. Білоусом В.Ю. в процесі роботи над дисертацією на тему «Наукові основи аргонодугового та електронно-променевого зварювання перспективних високоміцних титанових сплавів» на здобуття наукового ступеня доктора технічних наук, використовуються в матеріалах лекцій і практичних занять з дисципліни «Особливості з'єднання сплавів нікелю, титану та алюмінію», під час навчального процесу підготовки аспірантів в Інституті електрозварювання ім. С.О.Патона НАН України за спеціальністю – 132 – «Матеріалознавство».

Гарант освітньої
програми «Матеріалознавство»
д.т.н., професор



Анатолій УСТИНОВ

Додаток Г

СПИСОК ОПУБЛІКОВАНИХ ПРАЦЬ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

Мнографії:

1. Ахонін С.В., Білоус В.Ю., Селін Р.В. Аргонодугове та електронно-променеве зварювання псевдо- β титанового сплаву VT19. : монографія. – Київ : Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, 2022. – 128 с. ISBN978-617-7785-49-0.

Статті проіндексовані в міжнародних наукометричних базах даних:

2. Akhonin S.V., Belous V.Yu., Berezos V.A., Selin R.V. Effect of TIG-Welding on the Structure and Mechanical Properties of the Pseudo- β Titanium Alloy VT19 Welded Joints. *Materials Science Forum*, Vol. 927, pp. 112-118, 2018 DOI: 10.4028. (*Scopus*).

3. Akhonin S.V., Belous V.Yu., Selin R.V. Electron Beam Welding, Heat Treatment and Hardening of Beta-Titanium. IOP Conf. Series: *Materials Science and Engineering* 582 (2019) 012050 DOI: <http://10.1088/1757-899X/582/1/012050> (*Scopus*).

4. Akhonin S.V., Belous V.Yu., Selin R.V., Berezos V.O. Structure and Properties of High-Strength Titanium Alloy Ti-6.5Al-3Mo-2.5V-4Nb-1Cr-1Fe-2.5Zr Welded Joints. *Solid State Phenomena Submitted*, Vol. 313, pp 82-93 2021 Trans Tech Publications Ltd, Switzerland. (*Scopus*).
DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.313.82>

5. Hryhorenko, G., Akhonin, S., Berdnikova, O., Bilous, V., Kushnaryova, O. Fine Structure of Heat-Resistant Titanium Alloys Welded Joints. Proceedings of the 2019 *IEEE 9th International Conference on Nanomaterials: Applications and Properties*, NAP 2019, 2019, 9075755. <http://10.1109/NAP47236.2019.219071>

6. Akhonin S.V., Belous V.Yu., Selin R.V., Kostin V.A. Influence of TIG Welding Thermal Cycle on Temperature Distribution and Phase Transformation in Low-cost Titanium Alloy. *IOP Conf. Series: Earth and Environmental Science*, 688(2021), 012012. DOI: 10.1088/1755-1315/688/1/012012/ (*Scopus*).

7. Akhonin S.V., Belous V.Yu., Selin R. Effect of Electron Beam Welding on the Microstructure and Mechanical Properties of Low-Cost Titanium Alloys. *Materials Science Forum*, 2022, Vol. 1059, pp 15-20. <https://doi.org/10.4028/p-j08xw2/> (Scopus).

8. Akhonin S.V., Belous V.Yu., Selin R.V. Effect of Pre-Heating and Post-Weld Local Heat Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of Low-Cost β -Titanium Alloy Welding Joints, Obtained by EBW (2022) *Defect and Diffusion Forum*, 416, pp. 87-92. DOI: 10.4028/p-o8uehr. (Scopus).

Статті в наукових фахових виданнях України

9. Шелягин В.Д., Хаскин В.Ю., Ахонин С.В., Белоус В.Ю., И.К.Петриченко, А.В.Сиора, А.Н.Палагеша, Селин Р.В. Особенности лазерно-дуговой сварки титановых сплавов. *Автоматическая сварка*. 2012. №12. С.36–40.

10. Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Мужиченко А.Ф., Селин Р.В. Математическое моделирование структурных превращений в ЗТВ титанового сплава ВТ23 при сварке TIG. *Автоматическая сварка*. 2013. №3. С.26 –29.

11. Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Антонюк С.Л., Селин Р.В. Свойства соединений высокопрочного титанового сплава Т110, выполненных сваркой плавлением. *Автоматическая сварка*. 2014. №1. С.54 –57.

12. Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Селин Р.В., Петриченко И.К., Вржижевский Э.Л. Структура и свойства сварных соединений высокопрочных двухфазных титановых сплавов. *Автоматическая сварка*. 2015. №8. С16-19.

13. Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Петриченко И.К., Селин Р.В. Влияние присадочного материала на структуру и свойства сварных соединений высокопрочных двухфазных титановых сплавов, выполненных аргонодуговой сваркой. *Автоматическая сварка*. 2016. №1. С. 42 –46.

14. Ахонин С.В., Григоренко С.Г., Белоус В.Ю., Таранова Т.Г., Селин Р.В., Вржижевский Э.Л. Электронно-лучевая сварка сложнолегированного

высокопрочного титанового сплава. *Автоматическая сварка*. 2016. №5-6. С. 69–73.

15. Ахонин С. В., Вржижевский Э. Л., **Белоус В. Ю.**, Петриченко И. К. 3D электронно-лучевая наплавка титановых деталей. *Автоматическая сварка», №5-6, 2016, с. 141-144.*

16. Grigorenko S.G., Akhonin S.V. **Belous W.Ju.**, Selin R.W. Wpływ obróbki cieplnej na structure i własności polaczeń wysokostopowego stopu tytanu spawanych electronowo. *Biuletyn Instytutu Spawalnictwa*. 2016. №5. С. 80–83.

17. Ахонин С. В., **Белоус В. Ю.**, И. Влияние флюсов на процесс АДС титана. *Автоматическая сварка*. 2017. №2. –С.

18. Ахонин С. В., Вржижевский Э. Л., **Белоус В. Ю.**, Петриченко И. К. Влияние предварительного подогрева и локальной термообработки на структуру и свойства соединений дисперсионно-упрочненных титановых сплавов легированных кремнием, выполненных электронно-лучевой сваркой. *Автоматическая сварка*. 2017. №7. С53-58.

19. Ахонин С.В., **Белоус В.Ю.**, Северин А.Ю., Березос В.А., Пикулин А.Н., Ерохин А.Г. Структура и свойства нового высокопрочного титанового сплава Т120, полученного способом ЭЛП после деформационной и термической обработки. *Современная электрометаллургия*. 2017. №2. С. 11-16.

20. Ахонин С. В., **Белоус В. Ю.** , Селин Р. В. Воздействие термического цикла аргонодуговой сварки на структуру и свойства псевдо-β-титановых сплавов. *Автоматическая сварка*. 2018. №8. С.32-38.

21. Ахонин С. В., **Белоус В. Ю.**, Селин Р. В., Вржижевский Э. Л., Петриченко И. К.. Электронно-лучевая сварка и термообработка сварных соединений высокопрочного псевдо-β-титанового сплава ВТ19. *Автоматическая сварка*. 2018. №7. С.12-17.

22. Swietłana G. Grigorenko, **Valerij Ju. Belous**. Wpływ spawania elektronowego i obróbki cieplnej na strukturę i własności tytanu technicznego z domieszką stopową boru. *Biuletyn Instytutu Spawalnictwa*. 2018. №5. С. 61–72.

23. Григоренко С.Г., Белоус В.Ю., Таранова Т.Г., Вржижевский Э.Л., Костин В.А. Структура и свойства жаропрочного псевдо- α -титанового сплава системы Ti–Al–Sn–Zr–Mo–V–Si и его сварных соединений. *Современная электрометаллургия*, № 2, 2019, С.27-34.

24. Ахонин С.В., Березос В.А., Белоус В.Ю. Новые перспективные сплавы на основе титана. *Современная электрометаллургия*. 2019. №3. С. 35 – 44. DOI: <http://dx.doi.org/10.15407/sem2019.03.03.10>.

25. Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Селин Р.В., Петриченко И.К. Термічна обробка отриманого способом ЕПП високоміцного псевдо- β -титанового сплаву та його зварних з'єднань. *Современная электрометаллургия*. 2020. №1. С. 14–25.

26. Ахонін С.В., Білоус В.Ю., Селін Р.В., Петриченко І.К. Структура та механічні властивості з'єднань титанового псевдо- β -сплаву при ТІГ зварюванні. *Автоматическая сварка*. 2020. №2. С. 11-17. <https://doi.org/10.37434/as2020.02.02>.

27. 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 методом ЕПП. *Сучасна електрометалургія*. 2020. №4. С. 18-22. DOI: <http://dx.doi.org/10.37434/sem2020.02.03>.

28. Ахонін С.В., Білоус В.Ю., Селін Р.В., Костін В.А. Структурні перетворення при охолодженні економнолегованого псевдо- β -титанового сплаву Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe. *Сучасна електрометалургія*. 2021. №1. С. 17-26.

29. Ахонін С.В., Білоус В.Ю., Селін Р.В., Петриченко І.К., Радченко Л.М. Аргонодугове зварювання високоміцного економнолегованого псевдо- β -титанового сплаву Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe. *Автоматичне зварювання*, № 5, 2021, С. 34-39.

30. Григоренко С.Г., Таранова Т.Г. Костін В.А., Соломійчук Т.Г., Білоус В.Ю., Вржижевський Е.Л. Вплив термічної обробки на структуру та характер руйнування зварних з'єднань економнолегованого титанового сплаву.

Сучасна електрOMETалургія, № 3, 2021, С 42-48.

<https://doi.org/10.37434/sem2021.03.07>

31. Ахонін С.В., Білоус В.Ю., Селін Р.В., Вржижевський Э.Л., Петриченко И.К., Антонюк С.Л. Вплив термічної обробки на структуру та властивості зварних з'єднань високоміцних титанових сплавів на основі β -фази. *Сучасна електрOMETалургія*. № 4, 2021, С....

32. Ахонін С.В., Білоус В.Ю., Селін Р.В., Петриченко І.К., Радченко Л.М., Руханський С.Б. Аргонодугове зварювання жароміцного титанового сплаву легованого кремнієм. *Автоматичне зварювання*. 2022. №5. С. 33–39.

<http://doi.org/10.37434/as2022.05.05>

33. Ахонін С.В., Білоус В.Ю., Селін Р.В., Петриченко І.К., Радченко Л.М., Руханський С.Б. Вплив присадного матеріалу на структуру та властивості зварних з'єднань високоміцного титанового сплаву ВТ19. *Сучасна електрOMETалургія*. 2022. №3. С. 53-62. <http://doi.org/10.37434/sem2022.03.08>

34. Ахонін С.В., Білоус В.Ю., Костін В.А., Григоренко С.Г., Пузрін О.Л., Вржижевський Е.Л. Підвищення механічних властивостей зварних з'єднань економнолегованого титанового сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe термічною обробкою. *Автоматичне зварювання*. 2022. №12. С.22-28.

<http://doi.org/10.37434/as2022.12.05>

Наукові праці, які засвідчують апробацію матеріалів дисертації:

35. Ахонин С.В., Мужиченко А.Ф., Селин Р.В. Исследование влияния термического цикла сварки на структурные превращения в зоне термического влияния титанового сплава ВТ23 методами математического моделирования. Сб. тр. Шестой межд. конф. «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах». 29 мая-1 июня 2012г. Казивели, Крым, Украина. С. 13–16.

36. Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Петриченко И.К., Селин Р.В., Антонюк С.Л. Фазовые превращения при охлаждении в металле шва и зоне термического влияния при сварке вольфрамовым электродом двухфазных титановых

сплавов. Сборник трудов Межд. конф. «Титан-2013 в СНГ». Донецк, Украина, 26-29 мая 2013г. С.324-328.

37. Белоус В.Ю., Ахонин С.В., Селин Р.В., Антонюк С.Л. Сварка высокопрочного титанового сплава Т110. Сборник тезисов стендовых докладов международной конференции «Сварка и родственные технологии – настоящее и будущее». – Украина, Киев, 25-26 ноября 2013. С. 59-60.

38. Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Селин Р.В., Григоренко С.Г. Математическое моделирование влияния термического цикла аргонодуговой сварки с поперечными колебаниями на структурные превращения в зоне термического влияния двухфазного титанового сплава. Сб. тр. Седьмой межд. конф. «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах». 15-19 сентября 2014г. Одесса, Украина. С. 5-7.

39. Селин Р.В. Белоус В.Ю. Оценка влияния термического цикла сварки вольфрамовым электродом по флюсу на фазовые превращения в металле шва и зоне термического влияния сложнолегированного титанового сплава VT23. Материалы VIII научно-технической конференции молодых учёных и специалистов «Сварка и родственные технологии», 20-22 мая, 2015, смт Ворзель, Киевская область, Украина С.247.

40. Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Вржижевский Э.Л., Петриченко И.К. Электронно-лучевая 3-d наплавка с применением сварочной титановой проволоки. Тези доповідей IV Міжнародної науково-практичної конференції «Титан 2016: виробництво та використання в авіабудуванні» Запоріжжя 2016 р. 152с., С.11-12.

41. Akhonin S.V. Belous V., Selin R. Effect evaluation of the flux coated gas tungsten arc welding thermal cycle on phase transformation in the weld metal and heat affected zone of ($\alpha+\beta$) titanium alloy VT23 using mathematical modeling. *Сучасні проблеми зварювання та споріднених технологій* –К.: ТОВ «НВП Інтерсервіс», 2016. С. 327-335.

42. Белоус В.Ю., Костин В.А., Григоренко С.Г., Селин Р.В. Влияние режима дуговой сварки на фазовый состав сварных соединений высокопроч-

ного титанового сплава системы Ti-6.5Al-3Mo-2.5V-4Nb-1Cr-1Fe-2.5Zr. Сб. тр. Восьмой межд. конф. «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах». 15-19 сентября 2016 г. Одесса, Украина. С. 5-7.

43. Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Селин Р.В., Вржижевский Э.Л. Влияние электронно-лучевой сварки и локальной термической обработки на свойства сварных соединений высокопрочного псевдо β -титанового сплава BT19. Сб. трудов восьмой международной конференции «Лучевые технологии в сварке и обработке материалов», 11-15 сентября 2017 г., Одесса, Украина. Киев: Международная Ассоциация «Сварка», с.7-10.

44. С. В. Ахонин, В. Ю. Белоус, Р. В. Селин, Э. Л. Воздействие термического цикла аргонодуговой сварки на структуру и свойства псевдо- β -титановых сплавов. *Титан 2018: Производство и применение в Украине: Тез. докл. Межд. конф.* Киев: Международная ассоциация «Сварка», 2018, стр. 37.

45. Ахонин С. В., Белоус В. Ю., Селин Р. В. Аргонодуговая сварка вольфрамовым электродом высокопрочного псевдо- β -титанового сплава BT19. *Титан 2018: Производство и применение в Украине: Тез. докл. Межд. конф.* Киев: Между-народная ассоциация «Сварка», 2018, с. 37.

46. Ахонин С. В., Березос В.А., Белоус В. Ю.. Разработка новых сплавов и технологии их получения методом электронно-лучевой плавки. *Титан 2018: Производство и применение в Украине: Тез. докл. Межд. конф./Киев: Между-народная ассоциация «Сварка», 2018, с. 38.*

47. Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Селин Р.В. Влияние предварительного подогрева на термический цикл аргоно-дуговой сварки экономно легированных титановых сплавов. Сб. тр. Восьмой межд. конф. «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах». 10-14 сентября 2018г. Одесса, Украина. С. 23-27.

48. Белоус В.Ю., Костин В.К., Селин Р.В., Григоренко С.Г. Влияние режима дуговой сварки на формирование метастабильных фаз в металле шва и

ЗТВ високопрочного псевдо β -титанового сплава ВТ19. Сб. тр. Восьмой межд. конф. «*Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах*». 10-14 сентября 2018г. Одесса, Украина. С. 28-30.

49. Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Селин Р.В., Вржижевский Э.Л., Петриченко И.К. Сварка и термобработка псевдо β -титановых сплавов. *Зварювання та споріднені технології сьогодення і майбутнє: Тези стенд. доп. /Міжнародна Асоціація «Зварювання»*. – Київ, 2018. – 136 с. С.23.

50. Akhonin S., Hryhorenko G., Berdnikova O., Hryhorenko S., Bilous V., Kushnarova O. Fine structure of heat-resistant titanium alloys welded joints. Proc. of the 2019 IEEE 9th Int. Conf. on Nanomaterials: *Applications & Properties (NAP-2019)*. Part 1. Odessa, Ukraine, September 15-20, 2019. Sumy, Sumy State University. 2019. Pp.1-5.

51. Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Селин Р.В., Вржижевский Э.Л., Петриченко И.К. ЭЛС и локальная термообработка экономно легированных титановых сплавов на основе β -фазы. Сб. трудов IX межд. конф. «*Лучевые технологии в сварке и обработке материалов*», 9-13 сентября 2019 г., Одесса, Украина. -Київ: Межд. Ассоциация «Сварка», 2019. С. 12-15.

52. Ахонін С.В., Білоус В.Ю., Селін Р.В., Петриченко І.В., Радченко Л.М. Аргонодугове зварювання високоміцного економнолегованого псевдо β -сплаву Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe. Тези доповідей міжнародної конференції . «*Сучасні технології з'єднання матеріалів*». 31 травня-2 червня 2021. м.Київ. – Київ: Міжн. Асоціація «Зварювання», 2021. –С.18.

53. Ахонін С.В., Білоус В.Ю., Селін Р.В., Вржижевський Е.Л., Петриченко І.В., Максимов С.Ю. Электронно-лучевая сварка и упрочняющая термообработка высокопрочных титановых сплавов на основе β -фазы. Збірка тез доповідей X Міжн. Конф. «*Променеві технології в зварюванні і обробці матеріалів*». 6-10 вересня 2021. м. Одеса. – Київ: Міжн. Асоціація «Зварювання», 2021. – С.12.

54. Ахонін С.В., Білоус В.Ю., Селін Р.В. Вплив попереднього підігріву на термічний цикл аргоно-дугового зварювання жароміцних титанових сплавів нового покоління. Збірка тез допов. наук. конф. «Зварювання та технічна діагностика для відновлення економіки України», 17 листопада 2022 р., м. Київ, Україна. -Київ: Міжн. Асоціація «Зварювання», 2022. С. 26.

Патенти України:

55. Ахонін С.В. Березос В.О., Білоус В.Ю., Пікулин О.М., Петриченко І.К., Селін Р.В., Єрохін О.Г. Високоміцний титановий сплав. Патент України 111002 С22С 14/00, С22В 34/12. - №а2014 06878, Зареєстровано 19.06.2014р. Опубл. Бюл. №5 від 10.03.2016.