

ВПЛИВ СТАНУ ПОВЕРХНІ НА ОПІР ВТОМИ ЗРАЗКІВ З ОТВОРОМ ЗІ СПЛАВУ VT22 ПРИ ВІДНОВЛЮВАЛЬНОМУ НАПЛАВЛЕННІ

А.О. Горпенко, О.І. Семенець

АТ «АНТОНОВ». 03062, м. Київ, вул. Академіка Туполєва, 1. E-mail: timanz.ag@gmail.com

Досліджено шість зразків з отвором, які були виготовлені з високоміцного титанового сплаву VT22 та пройшли втомні випробування. Дослідження проводилися на зразках, поверхня яких була відновлена методом дугового наплавлення в середовищі інертних газів під впливом зовнішнього магнітного поля з використанням присадного дроту зі сплаву СП15св. Отримані результати підтверджують значне поліпшення структури нанесеного шару та зниження негативного впливу дефектів зварювання. Подальша локальна термічна обробка (ЛТО) значно покращила механічні властивості зразків у зоні наплавлення. Зразки групи 2, які мали відносно рівномірну мікротвердість у зоні термічного впливу (ЗТВ), після ЛТО продемонстрували високу стійкість до руйнування, на відміну від зразків групи 1, які мали значні коливання мікротвердості в ЗТВ. Недотримання режимів ЛТО зразків групи 1 призвело до зменшення напрацювань у шість разів порівняно з групою 2. Виявлені поверхневі дефекти отворів групи 1 негативно вплинули на швидкість ініціювання тріщин. Отримані результати підтверджують важливість дотримання встановлених параметрів наплавлення, кінцевої обробки деталей і режимів ЛТО для підвищення ефективності та надійності процедури відновлення. Бібліогр. 11, табл. 5, рис. 11.

Ключові слова: високоміцний титановий сплав VT22, поверхневі дефекти, наплавлення, зона термічного впливу, циклічне навантаження

Вступ. Титан і його сплави є важливим матеріалом для авіаційної промисловості, оскільки вони поєднують у собі високу міцність ($\alpha+\beta$ -сплави, які після термічної обробки в середньому мають міцність в межах 1100...1150 МПа), низьку густину ($4,5 \text{ г/см}^3$), відмінну корозійну стійкість і здатність працювати при підвищених температурах [1–3]. Одним із найпоширеніших титанових сплавів, що застосовуються для виготовлення силових елементів літаків «Ан», є сплав VT22, який має високу міцність як у відпаленому, так і у термічно зміцненому стані [4]. Проте цей сплав має недолік – низькі антифрикційні властивості, що сприяє інтенсивному зношуванню поверхні деталей під час тертя. Цей недолік обумовлений значною пластичною деформацією, що прискорює руйнування оксидних плівок, а також активними окислювальними та дифузійними процесами, які відбуваються в поверхневих шарах деталей, що труться [5]. Також треба враховувати вплив дифузії газів з навколишнього середовища на характер тертя та зношування титану, який є хімічно активним металом з низькою теплопровідністю. У зв'язку з цим зносостійкість титанових сплавів в умовах тертя визначається не тільки вихідними характеристиками їхньої структури, а й вторинними властивостями, що формуються в процесі контактної взаємодії.

Зношені деталі літаків, що мають критичний вплив на безпеку польотів, зазвичай замінюються на нові, що призводить до збільшення витрат на

ремонт та обслуговування. Тому актуальним є пошук ефективних методів відновлення пошкоджених ділянок поверхні деталей з титанових сплавів.

Одним із таких методів є наплавлення з використанням присадних дротів, який дозволяє створити новий шар матеріалу на поверхні деталі за допомогою електричного дугового розряду [6]. Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України розробив технологію відновлення поверхні пошкоджених деталей методом наплавлення з використанням присадних дротів зі сплавів СП15св і VT22 у захисному середовищі інертних газів із застосуванням зовнішнього магнітного поля [7, 8]. Ця технологія була частково апробована на АТ «АНТОНОВ», де було відновлено поверхню габаритної деталі літака Ан-124 з титанового сплаву VT22, яка мала локальний знос на глибину більше 1,5 мм. Для покращення механічних властивостей відновленої деталі було застосовано локальну термічну обробку, яка полягала в швидкому нагріві до температур однофазного β -розчину та подальшому короткочасному відпалі [9–11].

Для вивчення впливу відновлювальної технології на втомні показники високоміцного титанового сплаву VT22 були виготовлені зразки з центральним отвором у наплавленому шарі, які були зруйновані під час проведення втомних випробувань.

Мета даної роботи полягала у дослідженні впливу технології місцевого відновлення поверхні зразків зі сплаву VT22, що пройшли локальну термічну обробку, на швидкість і характер заро-

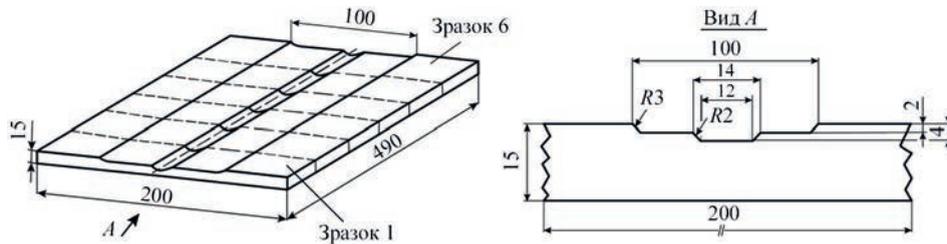


Рис. 1. Схема вирізки зразків і подальшої обробки поверхні для проведення відновлювального наплавлення

Таблиця 1. Параметри режиму наплавлення дослідних зразків

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

дження тріщин під час проведення випробувань на втому та у встановлені причин великої розбіжності кінцевих напрацювань зразків, поверхня яких була відновлена з використанням дроту СП15св (Ti-4,5Al-2,5Mo-2,5V-3,5Nb-1,5Zr).

Матеріали та методи досліджень. Для проведення втомних випробувань у плиті завтовшки 15 мм було виконано фрезерування для подальшого виготовлення шести стандартних зразків типу «лопатка». У центральній частині плити також додатково було знято поверхневий шар завглибшки 1...1,5 мм (рис. 1, а), що імітувало зношену поверхню реальних деталей, у межах якої було виконано відновлювальне наплавлення присадним дротом СП15св у середовищі аргону. Параметри режиму наплавлення підбиралися з урахуванням мінімізації глибини проплавлення та ЗТВ при заданій ширині наплавлення. Для регулювання цих параметрів використовували зовнішнє змінне магнітне поле, що дозволило керувати процесом формування шару. Розміри зразків і параметри режиму наплавлення наведенні в табл. 1 і на рис. 1 відповідно.

Наявність наплавленого шару в зразках немичуче супроводжується значним погіршенням усього комплексу механічних властивостей. Тому плита в подібному наплавленому стані була піддана локальній термічній обробці (ЛТО) у центральних зонах зразків. Для проведення ЛТО була використана експериментальна установка, що дозволяє проводити нагрів зразків завтовшки 10...12 мм одночасно з двох сторін. Швидкісний СВЧ нагрів під гартування до 900 ± 15 °C та охолодження на повітрі дав змогу прибрати макро- і мікроструктурну неоднорідність, що спостерігалася у вихідному наплавленому стані, а також нівелювати початкову відмінність у твердості. Під час гартування най-

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

Після проведення наплавлення та ЛТО було виконано вирізку та кінцеву обробку шести зразків типу «лопатка». Також після обробки в центральній зоні всіх зразків був виконаний отвір діаметром 6 мм з необхідною шорсткістю поверхні на рівні $R_a = 0,8$ мкм (рис. 2).

Випробування зразків здійснювали на гідравлічній машині УИМ-25 до їх повного руйнування з нульовим циклом ($R = 0$) з частотою 3 Гц з навантаженнями $P_{max \text{ розтяг.}} \approx 90$ кН та $P_{max \text{ стиск.}} \approx 60$ кН. Для зручності обробки отриманих результатів зразки були розділені на дві групи у відповідності до їх напрацювань. У першу групу ввійшли три зразки, що мали напрацювання менше 5000 циклів, у другу – більше 5000 циклів (табл. 2).

Структуру та поверхню руйнування зразків вивчали за допомогою оптичного (Neophot-21) і скануючого (TESCAN VEGA 3) мікроскопів. Мікротвердість зразків визначали методом інструментального індентування за Вікерсом (HV) на

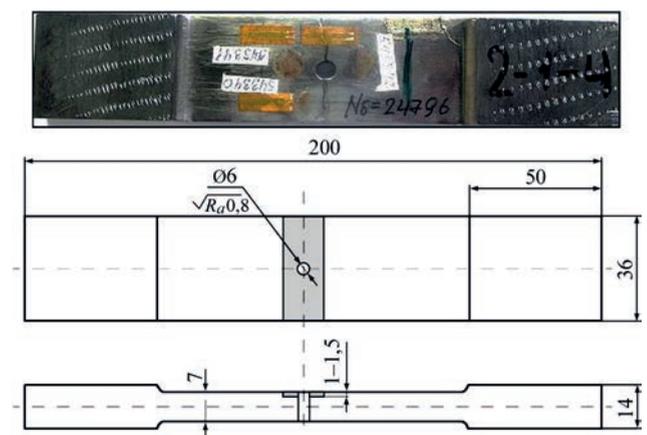


Рис. 2. Зовнішній вигляд і схема зразка з відновленою поверхнею, що пройшов втомні випробування

Таблиця 2. Напрацювання зразків після проведення втомних випробувань

Номер зразка		N, цикл.
Група 1	1	3132
	2	4482
	3	4455
Група 2	4	24796
	5	19192
	6	19086

мікротвердомірі QNESS 60A+EVO при навантаженні 0,3 Н. Шорсткість поверхні визначали за допомогою приладу SurfTest SJ-400.

Результати експериментів та їх обговорення. При дослідженні на оптичному мікроскопі на поверхні отворів першої групи зразків спостерігалися ризики та забоїни (рис. 3). Поверхня отворів зразків другої групи мала згладжений рельєф, без явно виражених поверхневих дефектів (рис. 4). Згідно з проведеними вимірюваннями шорсткості поверхні було встановлено, що шорсткість поверхні отворів першої групи зразків не відповідає вимогам креслення, на поверхні отворів фіксувалися ризики завглибшки 5,3...25 мкм. Шорсткість поверхні отворів другої групи зразків відповідала вимогам креслення, на поверхні зразків 5 і 6 фік-

сувались ризики завглибшки до 4,1 мкм. У табл. 3 наведено результати виконаних вимірювань.

Також було виявлено незначні відхилення у кінцевих розмірах наплавленого прошарку та глибини ЗТВ, що могли вплинути на кінцеві значення напрацювань зразків під час проведення втомних випробувань. У табл. 4 наведено середні значення розмірів цих зон.

При макрофрактографічному дослідженні встановлено, що руйнування всіх зразків має змішаний характер. У кожному зразку виявлено по дві тріщини, що розвинулись від поверхні отворів у районі ЗТВ. У зоні наплавленого шару фіксувалась незначна кількість пор, що утворились під час ремонтного наплавлення присадним дротом СП15св, діаметр яких для більшості зразків не перевищував 0,1 мм. Тільки зразок 3 мав одиничну пору діаметром ~ 0,25 мм, яка розташовувалась у середині зламу. По краях зламів спостерігалися так звані губи зрізу, що можуть утворюватися в зоні остаточного руйнування зразків.

У процесі дослідження зразків групи 1 було встановлено, що їх характер руйнування відповідає повторно-статичному механізму. Макрорельєф тріщин мав грукристалічну будову. Поблизу отворів і біля зони наплавлення спостерігалися також ділянки зі струмковим візерунком, характерним для



Рис. 3. Зовнішній вигляд отвору зразків групи 1



Рис. 4. Зовнішній вигляд отвору зразків групи 2

Таблиця 3. Стан поверхні отвору зразків після втомного руйнування

Номер зразка	Шорсткість поверхні отвору за параметром R_a	Глибина ризик в отворі, мкм
1	0,86...1,15	max 6,2
2	3,12...4,07	16,8...25
3	0,63...0,89	max 5,3
4	0,27...0,29	–
5	0,7...0,77	max 4,1
6	0,36...0,53	max 3,3

Таблиця 4. Середні значення зон, що утворилися під час відновлювального наплавлення

Номер зразка	N, цикл.	Середня глибина нанесеного шару, мм	Середня глибина ЗТВ, мм	Товщина зразка, мм
1	3132	1,3	4	6,7
2	4482	1,2	4,2	6,9
3	4455	1,3	3,9	6,8
4	24796	1,2	2,9	6,9
5	19192	1,2	4	6,7
6	19086	1,3	3,9	6,7

в'язкого руйнування, кількість і розміри яких значно зростали до кінця тріщини. На рис. 5, а наведено знімок і схему будови зламів зразка 1 першої групи.

Дослідження зразків групи 2 показали, що поверхня зламів має ділянки малоциклової втоми та зони крихкого міжзеренного руйнування. Зародження тріщин відбувалося від поверхні отвору та біля зони наплавлення. Макрорельєф зразків складався переважно з грубокристалічних міжзеренних фасеток крихкого руйнування та плоских фасеток внутрішньозеренного руйнування. На окремих транскристалічних фасетках спостерігалися слабкі концентричні лінії втомного просування. На рис. 5, б наведено знімок і схему зламів зразка 5 другої групи.

Дослідження зразків на скануючому електронному мікроскопі виявило наступні особливості їх руйнування. На початкових ділянках тріщин зразків групи 1 спостерігався переважно крихкий мікрорельєф, що чергувався з невеликими ділянками ямкового мікрорельєфу. Крихке руйнування переважно починалось від поверхневих дефектів отвору та відбувалось як інтеркристалітно по межах β-зерен, так і транскристалітно за елементами структури (рис. 6). Наприкінці тріщин поряд із переважаючим ямковим мікрорельєфом виявлялася невелика кількість фасеток крихкого руйнування.

У процесі дослідження було встановлено, що зразки групи 2 мають змішаний характер руйнування: повторно-статичний (малоциклова втома) і крихкий міжзерений. Зародження тріщин відбувалось від поверхні отвору (рис. 7). На окремих транскристалічних фасетках спостерігалися слабкі концентричні лінії втомного просування (рис. 8).

Для встановлення впливу ЛТО на кінцеву структуру та механічні властивості зразків було виготовлено шліфи у висотному напрямку. Виконано вимірювання мікротвердості всіх зразків у

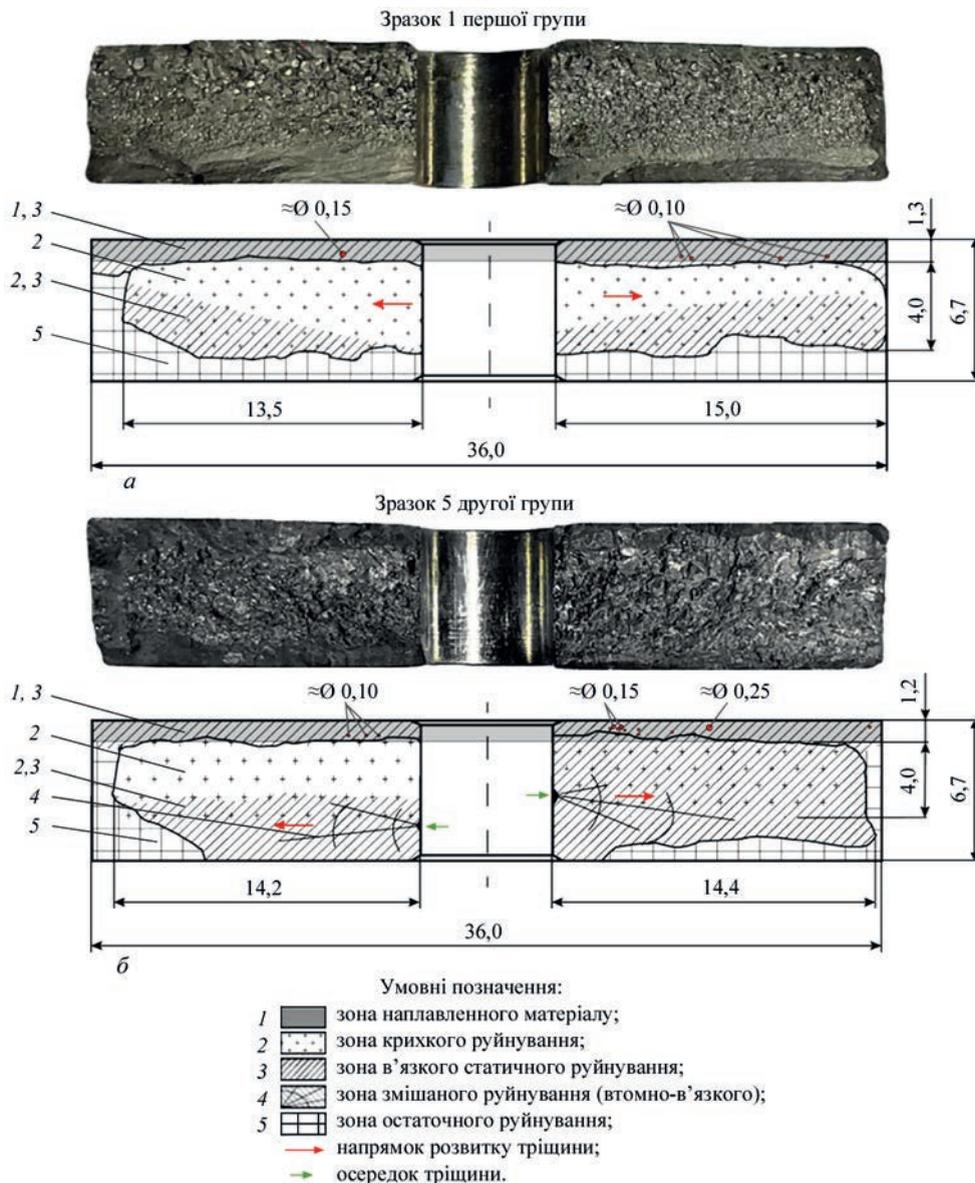


Рис. 5. Зовнішній вигляд і схема будови зламів зразків 1 (а), 5 (б)

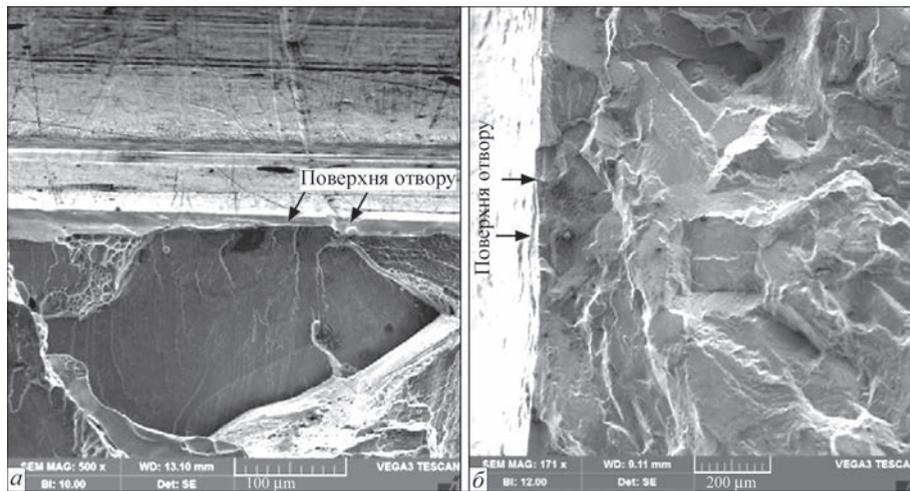


Рис. 6. Вид осередків тріщин зламів зразків 1 (а), 2 (б)

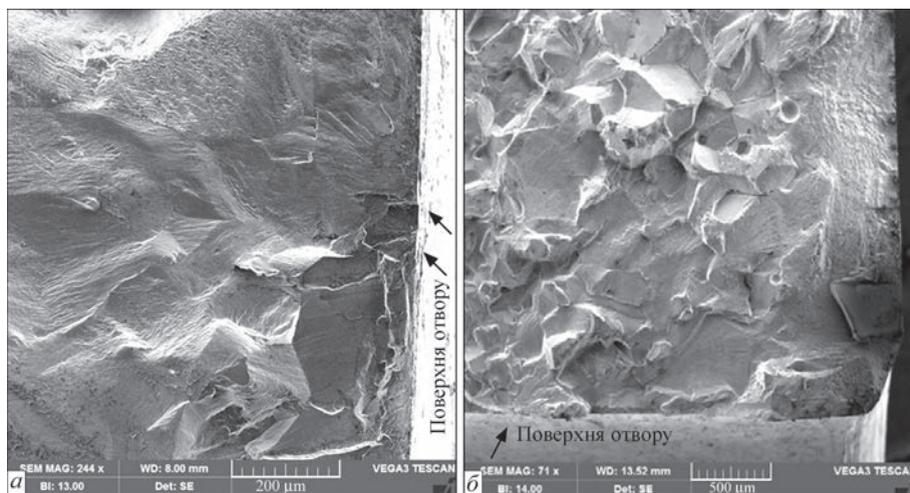


Рис. 7. Вид осередків тріщин зламів зразків 4 (а), 5 (б)

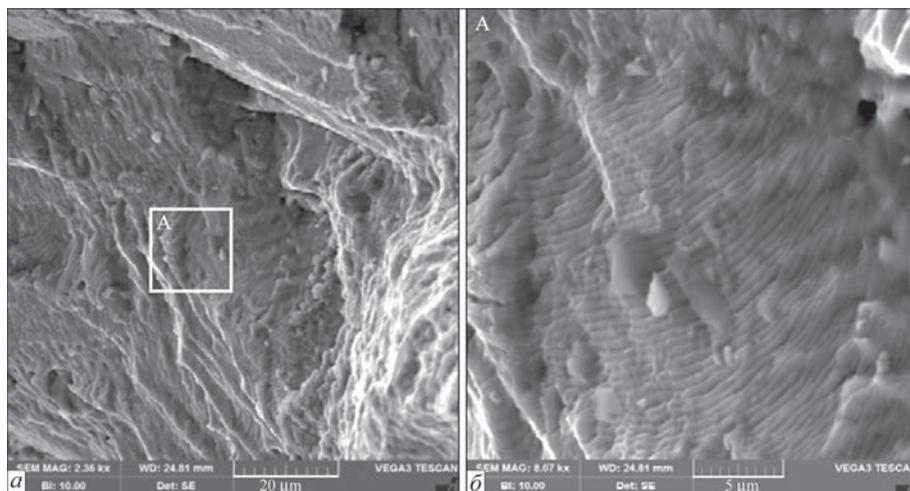


Рис. 8. Вид втомного мікрорельєфу зразка 6

трьох напрямках: у наплавленому шарі, ЗТВ та в основному металі. Отримані результати наведено в табл. 5.

Згідно з проведеними дослідженнями мікрошліфів були отримані наступні результати: зона наплавлення всіх зразків складалася з вели-

ких витягнутих β -зерен (500...600 мкм), орієнтованих у напрямку тепловідведення, з відманштованою структурою, яка утворилася внаслідок дифузійного перетворення в β -титані після ЛТО. Частина мартенситної α' -фази, що утворилася під час гартування, частково розкладалася, утво-

Таблиця 5. Середні значення мікротвердості зон, що утворилися під час наплавлення

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

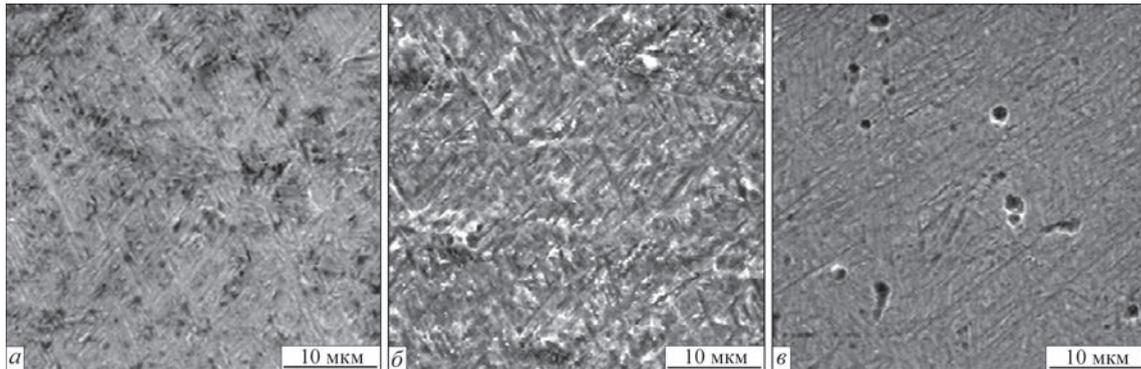


Рис. 9. Мікроструктура області наплавлення після ЛТО зразків 1 (а), 3 (б) першої групи та зразка 4 (в) другої групи

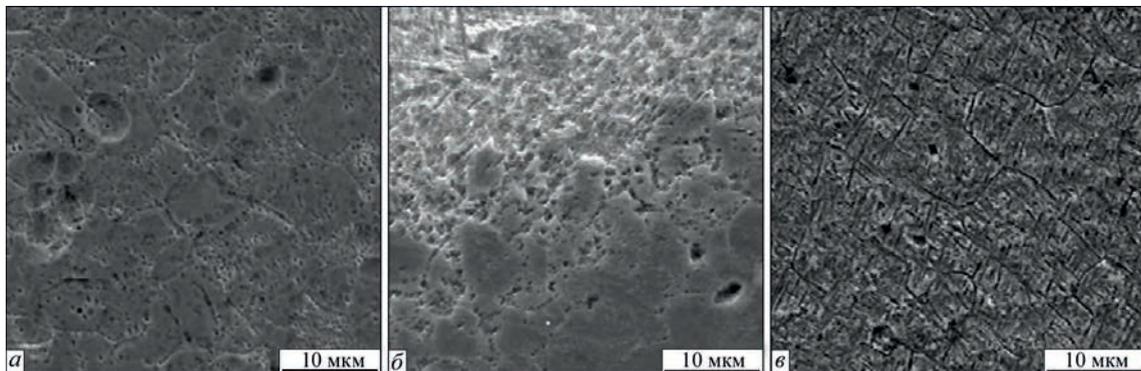


Рис. 10. Мікроструктура області ЗТВ після ЛТО: у центральній зоні зразка 1 (а), у перехідній зоні між наплавленням і ЗТВ зразка 3 (б) першої групи та в центральній зоні зразка 4 (в) другої групи

ривши тонкі пластини α -фази в матриці β -фази. Як видно з рис. 9, мікроструктура напавленого шару зразків двох груп дещо відрізнялася: α -пластини в напавленому шарі першої групи були збільшеними. Ці зміни можуть бути пов'язані зі збільшенням часу витримки під час ЛТО. Вимірювання мікротвердості напавленого шару показали, що середні значення для першої групи зразків становлять 400 HV, а для другої групи – 360 HV.

У більшості зразків у ЗТВ після ЛТО була сформована двофазна структура, що включала α - та β -фази. Формування двофазної структури є наслідком відносно повільного охолодження зразків на повітрі під час відпалу. Це сприяло перетворенню високотемпературної β -фази, що утворилася під час гартування, у рівноважну α -фазу та залишкову матрицю β -фази. Вимірювання показали

значні коливання значень мікротвердості зразків групи 1 у ЗТВ. Зокрема зразки 2 і 3 мали ділянки з підвищеною мікротвердістю на рівні 430 HV, тоді як зразок 1 мав найнижчі показники з усіх – на рівні 313 HV на всю глибину ЗТВ (рис. 11, а, б). На відміну від першої групи, друга група показала відносно рівномірні показники мікротвердості на всю глибину ЗТВ (рис. 11, в). Виявлені особливості можуть вказувати на температурні відхилення під час гартування, що не дозволило при подальшому відпалі розпастися високотемпературній β -фази на двофазну. Про це також свідчить слабка травимість поверхні мікрошліфа в ЗТВ у порівнянні з іншими зразками (рис. 10).

Висновки

Проведений фрактографічний і металографічний аналіз зруйнованих під час проведення втом-

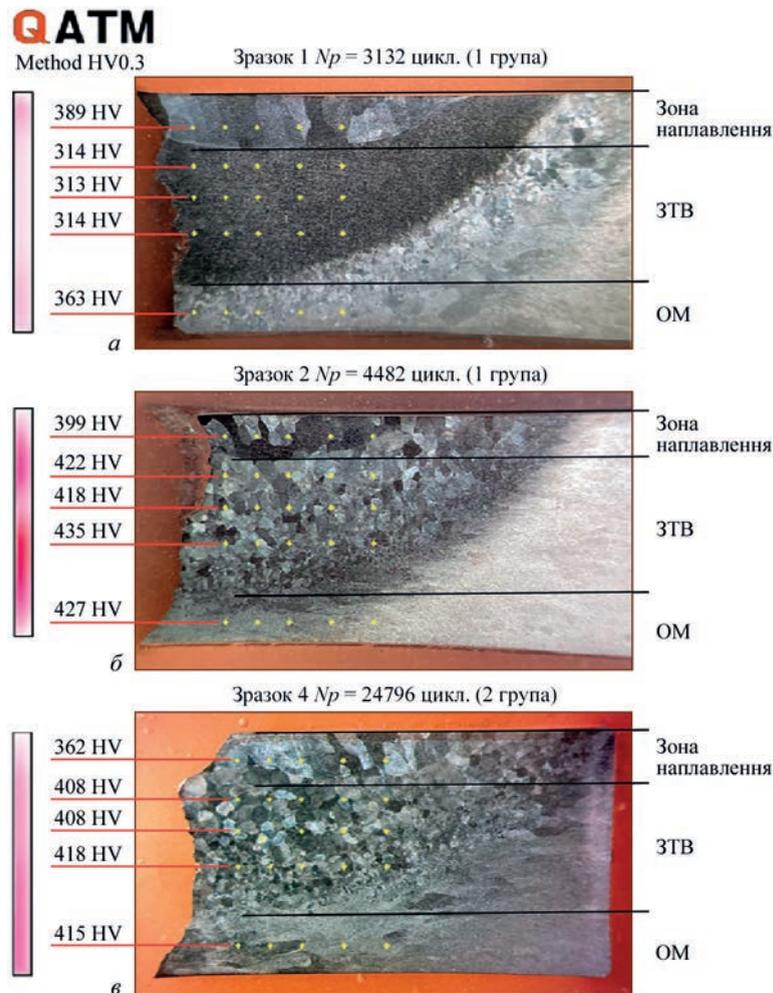


Рис. 11. Результати вимірювання мікротвердості зразків 1 (а), 3 (б) першої групи та зразка 4 (в) другої групи

них випробувань зразків зі сплаву ВТ22 дозволив зробити наступні висновки:

- розбіжності в кінцевих напрацюваннях зразків двох груп обумовлені тим, що зразки першої групи мали високу шорсткість поверхні отворів, що створювало додаткові концентрації напружень і сприяло швидшому зародженню тріщин. Глибокі риси та забої цієї групи значно знижували довговічність зразків;

- наплавлення присадним дротом СП15св у середовищі аргону під впливом зовнішнього змінного магнітного поля дозволило досягти задовільних результатів у сенсі мінімізації глибини проплавлення та ЗТВ. Незначна кількість пор (діаметр до 0,1 мм) свідчить про високу якість наплавлення. Виявлена поодинокі пора діаметром до 0,25 мм не вплинула на швидкість зародження тріщини у зразку, тому що розташовувалась на значній відстані від отвору;

- ЛТО позитивно вплинула на мікроструктуру зразків, зменшивши макро- і мікроструктурну неоднорідність. Фазова перекристалізація під час гартування знизил залишкові напруження до рівня відпаленого стану. Формування двофазного

($\alpha+\beta$)-стану після СВЧ-відпалу забезпечило стабільність механічних властивостей зразків другої групи, незважаючи на деяке збільшення мікротвердості в перехідній зоні.

У цілому, висока якість наплавлення та ефективність локальної термічної обробки позитивно вплинули на механічні властивості зразків другої групи, що забезпечило їх тривалу роботу. Натомість, перша група зразків демонструвала значні відхилення в структурі та властивостях, а наявні поверхневі дефекти отвору прискорили ініціювання тріщин, що спричинило їх швидке руйнування під час втомних випробувань.

Технологія відновлення поверхні з використанням наплавлення присадним дротом і ЛТО має великий потенціал для застосування не тільки в авіаційній промисловості, але й в оборонній сфері. Зокрема, вона може бути використана для ремонту та відновлення високонавантажених компонентів, таких як лопатки турбін, корпуси двигунів, броньовані елементи та інші критично важливі деталі. Використання цієї технології дозволяє знизити витрати на виробництво нових деталей шляхом ефективного відновлення існуючих, що може суттєво

знизити загальні експлуатаційні витрати. Крім того, відновлення деталей із використанням подальшого ЛТО сприяє покращенню надійності та бойової готовності військової техніки, що є критично важливим для забезпечення обороноздатності країни.

Список літератури

1. Глазунов С.Г., Моисеев В.Н. (1969) *Конструкционные титановые сплавы*. Москва, Металлургия.
2. Горынин И.В., Чечулин Б.Б. (1990) *Титан в машиностроении*. Москва, Машиностроение.
3. Цвиккер У. (1979) *Титан и его сплавы*. Москва, Металлургия.
4. Гуревич С.М., Замков В.Н., Блашук В.Е. и др. (1986) *Металлургия и технология сварки титана и его сплавов*. Киев, Наукова думка.
5. Войтович Р.Ф., Головка Э.И. (1984) *Высокотемпературное окисление титана и его сплавов*. Киев, Наукова думка.
6. Гуревич С.М., Замков В.Н., Кушниренко Н.А. (1980) Изыскание присадочного материала для сварки ($\alpha+\beta$)-титановых сплавов. Актуальные проблемы сварки цветных металлов. Киев, Наук. думка, сс. 314–320.
7. Прилуцкий В.П., Шваб С.Л., Петриченко И.К. и др. (2016) Аргодуговая сварка титанового сплава VT-22 с использованием присадочной порошковой проволоки. *Автоматическая сварка*, **9**, 10–14. DOI: <https://doi.org/10.15407/as2016.09.02>.
8. Прилуцкий В.П., Ахонин С.В., Шваб С.Л. и др. (2017) Восстановительная наплавка деталей из титанового сплава VT-22. *Автоматическая сварка*, **1**, 39–42. DOI: <https://doi.org/10.15407/as2017.01.05>.
9. Markovsky, P.E. (2010) Application of local rapid heat treatment for improvement of Microstructure and mechanical properties of titanium products. *Key Engineering Mater.*, **436**, 185–194. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.436.185>.
10. Івасишин О.М., Марковський П.С., Гавриш І.М., Карасевська О.П. (2014) Вплив швидкості охолодження під час гартування на старіння і формування механічних характеристик титанового сплаву VT-22. *Фіз.-хім. механіка матеріалів*, **1**, 60–66.
11. Горпенко А.О., Семенець О.І. (2023) Вплив дефектів зварювання на втомні показники зразків зі сплаву VT-22 при

застосуванні відновлювального наплавлення присадковими дротами. *Успіхи матеріалознавства*, **7**, 27–36. DOI: doi.org/10.15407/materials2023.07.003.

References

1. Glazunov, S.G., Moiseev, V.N. (1969) *Structural titanium alloys*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
2. Horynin, I.V., Chechulin, B.B. (1990) *Titanium in mechanical engineering*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
3. Zvikker, U. (1979) *Titanium and its alloys*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
4. Gurevich, S.M., Zamkov, V.N., Blashchuk, V.E. et al. (1986) *Metallurgy and welding technology of titanium and its alloys*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
5. Voytovich, R.F., Holovko, E.I. (1984) *High-temperature oxidation of titanium and its alloys*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
6. Gurevich, S.M., Zamkov, V.N., Kushnirenko, N.A. (1980) *Refinement of additive material for welding ($\alpha+\beta$)-titanium alloys. Current problems of non-ferrous metals*. Kyiv, Naukova Dumka, 314–320 [in Russian].
7. Prilutsky, V.P., Schvab, S.L., Petrichenko, I.K., Akhonin, S.V., Rukhansky, S.B., Radkevich, I.A. (2016) Argon arc welding of titanium VT22 alloy using filler flux-cored wire. *The Paton Welding J.*, **9**, 9–13 DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwg2016.09.02> [in Russian].
8. Prilutsky, V.P., Akhonin, S.V., Schvab, S.L., Petrichenko, I.K., Radkevich, I.A., Rukhansky, S.B., Antonyuk, S.L. (2017) Restoration surfacing of parts of titanium alloy VT22. *The Paton Welding J.*, **1**, 39–42 DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwg2017.01.05> [in Russian].
9. Markovskiy, P.E. (2010) Application of local rapid heat treatment for improvement of microstructure and mechanical properties of titanium products. *Key Engineering Mater.*, **436**, 185–194. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/kem.436.185>.
10. Ivasyshyn, O.M., Markovskiy, P.E., Havrish, I.M., Karasevska, O.P. (2014) Effect of cooling rate during quenching on aging and formation of mechanical characteristics of titanium alloy VT22. *Fiz.-Khimich. Mekhanika Materialov*, **1**, 60–66 [in Ukrainian].
11. Horpenko, A.O., Semenets, O.I. (2023) The influence of welding defects on the fracture mechanism of samples made of the VT-22 alloy, with the use of restorative surfacing with filler wires. *Uspihy Materialoznavstva*, **7**, 27–36. DOI: <https://doi.org/10.15407/materials2023.07.003> [in Ukrainian].

INFLUENCE OF THE CONDITION OF THE SURFACE ON THE FATIGUE RESISTANCE OF SAMPLES WITH HOLE FROM VT22 ALLOY AT RESTORATIVE SURFACING

A.O. Gorpenko, O.I. Semenets

«ANTONOV COMPANY». 1 Acad. Tupolev Str., 03062, Kyiv, Ukraine. E-mail: timanz.ag@gmail.com

Six samples with holes made from high-strength titanium alloy VT-22, which have passed fatigue tests, were studied. The tests were conducted on samples whose surfaces were restored by inert-gas arc surfacing using SP-15 alloy filler wire. Obtained results confirm a significant improvement in the deposited layer structure and a reduction in the negative impact of welding defects. Subsequent local heat treatment (LHT) markedly enhanced the mechanical properties of the samples in the weld zone. Samples of Group 2, which had relatively uniform microhardness in the heat-affected zone (HAZ), after LHT demonstrated high resistance to failure, unlike samples of Group 1, which showed significant microhardness variations in the HAZ. Non-compliance with LHT modes for Group 1 samples resulted in six times reduction in service life compared to Group 2. The detected surface defects of the holes in Group 1 samples negatively affected the crack initiation rate. The obtained results emphasize the importance of adhering to specified parameters of surfacing, final part treatment, and LHT modes to enhance the efficiency and reliability of the restoration procedure. 11 Ref., 5 Tabl., 11 Fig.

Keywords: high-strength titanium alloy VT-22, surface defects, surfacing, heat-affected zone, cyclic loading

Отримано 21.06.2024

Отримано у переглянутому вигляді 11.09.2024

Прийнято 22.10.2024



Передплата доступна
у друкованому та цифровому форматах!
Підпишіться сьогодні.
Тел./факс: (38044) 205-23-90
E-mail: journal@paton.kiev.ua