

DOI: <https://doi.org/10.33216/1998-7927-2025-287-1-12-20>

УДК 621.791.725

## ЛАЗЕРНЕ ЗВАРЮВАННЯ ТОНКОСТІННИХ ВИРОБІВ З ВІССЮ ОБЕРТАННЯ ТИПУ ТРУБА-ШТУЦЕР ВИГОТОВЛЕНИХ З КОРОЗІЙНОСТІЙКИХ ВИСОКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ

Юрченко Ю.В., Сіора О.В., Соколовський М.В., Гардер Д.А., Бернацький А.В.

## LASER WELDING OF THIN-WALLED PRODUCTS WITH A ROTATION AXIS OF THE PIPE-NIPPLE TYPE MADE OF CORROSION-RESISTANT HIGH-ALLOY STEELS

Yurchenko Yu.V., Siora O.V., Sokolovskyi M.V., Harder D.A., Bernatskyi A.V.

Тонкостінні вироби з віссю обертання, виготовлені з різномірних корозійностійких сталей, зокрема аустенітного та мартенситно-феритного класу, знаходять широке застосування в промисловості. Аустенітні сталі відзначаються високою корозійною стійкістю та механічними характеристиками при підвищених температурах, тоді як мартенситно-феритні сталі демонструють кращу стійкість до корозійного розтріскування та є більш економічною альтернативою для використання у водних середовищах. Зварювання таких різномірних матеріалів супроводжується складнощами, пов'язаними з відмінностями у фізичних, механічних і металургійних властивостях, що призводить до утворення зон з підвищеними напруженнями та можливими структурними дефектами. Лазерне зварювання забезпечує мінімізацію теплового впливу та дає змогу контролювати структуру зварного з'єднання, однак його застосування для зварювання тонкостінних виробів із різномірних сталей потребує подальших досліджень. Визначення впливу термічного циклу на властивості зварних з'єднань залишається актуальною проблемою, оскільки невідповідність геометричних параметрів зварного з'єднання може призвести до зниження втомної міцності деталей. У межах дослідження проведено зварювання стикових з'єднань тонкостінних виробів із віссю обертання, виготовлених із сталі 12X18H10T (труба) та сталі 14X17H2 (штуцер), із застосуванням Nd:YAG-лазера «DY044» (потужність 4,4 кВт, довжина хвилі 1,06 мкм). Був обраний наступний оптимальний режим зварювання: потужність лазерного випромінювання  $P = 1$  кВт, швидкість зварювання  $V_{зв} = 600$  мм/хв, величина розфокусування лазерного випромінювання  $\Delta F = +2$  мм. Для захисту зварного з'єднання були використані два захисні гази: аргон подавався знизу зварюваних деталей із витратою 14 л/хв, а гелій – зверху із витратою 30 л/хв. Визначено, що всі зразки демонструють руйнування в зоні зварного з'єднання під дією вібраційних навантажень у діапазоні напружень 14–28 кгс/мм<sup>2</sup>. Аналіз мікроструктури зламів підтвердив

розвиток втомного руйнування, яке починається в зоні зварного з'єднання, а в окремих випадках переходить у тіло труби. Виявлено дефекти геометрії зварного з'єднання, зокрема увігнутість кореня на глибину до 0,2 мм, що перевищує допустимі значення. Також зафіксовано перевищення ширини зварного з'єднання на окремих зразках (до 1,5 мм за нормативу 1–1,1 мм). Металографічні дослідження не виявили дефектів у вигляді пор, раковин чи шлакових включень, а мікроструктура матеріалу деталей оцінена як задовільна. Твердість матеріалу штуцерів становить HRC31, що відповідає технічним вимогам. Перегрів зони зварювання та високі внутрішні напруження під час зварювання визначено як ключові фактори, що сприяють виникненню тріщин. Для усунення виявлених дефектів рекомендовано оптимізацію параметрів лазерного зварювання, зокрема потужності випромінювання та швидкості зварювання. Крім того, запропоновано заходи для зменшення ймовірності утворення гарячих тріщин, зокрема подрібнення зерна шляхом введення мікролегуючих елементів (Ti, V), використання додаткового сканування лазерного випромінювання або ультразвукової вібрації під час зварювання.

**Ключові слова:** лазерне зварювання, тонкостінні вироби, різномірні сталі, деталі з віссю обертання, проблеми, дефекти.

**Вступ.** Тонкостінні вироби з віссю обертання з різномірних корозійностійких сталей, в тому числі сталями мартенситно-феритні та аустенітного класу, широко застосовуються в промисловості. Аустенітні корозійностійкі сталі широко застосовуються в хімічній, нафтохімічній, тепловій та атомній промисловості завдяки їхній високій стійкості до корозії та відмінним механічним

властивостям при високих температурах [1–2]. Мартенситно-феритні корозійностійкі сталі мають кращу стійкість до корозійного розтріскування під напруженням, ніж аустенітні, і є більш економічною альтернативою у водних середовищах, де є ризик появи корозії. Завдяки високій теплопровідності та низькому коефіцієнту теплового розширення мартенситно-феритні сталі особливо ефективні для використання в трубах і облицюванні теплообмінників [3–4]. Зварювання різнорідних сталей, таких як аустенітні та феритні, вимагає врахування відмінностей у їхніх фізичних, механічних і металургійних властивостях [5]. У зоні зварного з'єднання формується перехідна область, де можуть виникати небажані структурні зміни, зокрема утворення твердих фаз або крихких інтерметалідів. Це пов'язано з підвищенням вмісту хрому та нікелю в аустенітній сталі, що впливає на корозійну стійкість і міцність з'єднання [6]. Крім того, різниця у теплопровідності та тепловому розширенні між мартенситно-феритними та аустенітними сталями може призвести до напружень і деформацій у зоні зварного з'єднання [7]. Такі методи зварювання, як TIG, лазерне, електронно-променеве, плазмове, дозволяють знизити тепловий вплив на зону зварювання та забезпечити кращий контроль властивостей матеріалу [8–11]. Також важливо уникати утворення великих зерен у мартенситно-феритних сталях, що може погіршувати механічні властивості зварного з'єднання [12].

На даний момент лазерне зварювання в Україні починає все більше впроваджуватися на різних виробництвах. Однак, існує проблема його впровадження через недостатню визначеність оптимальних термічних циклів процесу і їх впливу на структуру і властивості зварних з'єднань та ЗТВ під час зварювання.

При цьому, незважаючи на такі переваги лазерного зварювання, як: не вимагає складних вакуумних камер, забезпечує найбільш локалізований термічний вплив, має малі розміри зони термічного впливу та мінімальні залишкові деформації, все ще є ряд завдань які потребують вирішення. До одного з завдань можна віднести формування необхідної мікроструктури зварного з'єднання з різнорідних корозійностійких сталей. У статті [13] розглянуто особливості зварювання різнорідних сталей, зокрема аустенітних (AISI 304) і феритних (AISI 430) сталей. Автори зазначають, що аустенітна сталь має нижчу

теплопровідність (приблизно 16–20 Вт/м·К) порівняно з феритною (близько 25–30 Вт/м·К), що призводить до різної поведінки цих сталей під час зварювання. У феритних сталях, завдяки більшій теплопровідності, тепло розповсюджується в напрямку, перпендикулярному до зварного з'єднання, що сприяє росту стовпчастих зерен, в той час як у аустенітних сталях утворюються рівновісні зерна. Стовпчасті зерна, характерні для феритної сталі, є результатом епітаксiального зростання, яке також спостерігається в інших зварних з'єднаннях різнорідних металів.

В свою чергу від мікроструктури зварного з'єднання залежать такі параметри як мікротвердість, механічні і корозійні властивості, схильність до утворення кристалізаційних тріщин.

У статті [14] досліджено корозійну стійкість зварних з'єднань різнорідних сталей феритного (AISI 430) та аустенітного (AISI 304) класу в 3,5% розчині NaCl при кімнатній температурі за допомогою потенціодинамічних поляризаційних кривих та електрохімічної імпедансної спектроскопії. В результаті досліджень були виявлені основні фактори, що впливають на корозійну стійкість зварних з'єднань, які включають хімічний склад (вміст Cr і Ni), співвідношення фаз фериту та мартенситу, а також частка границь фаз. Збільшення вмісту мартенситу призводить до зниження корозійної стійкості через утворення дефіцитних зон хрому, які служать осередками розвитку корозії. Крім того, більш високий вміст хрому в феритних фазах сприяє утворенню захисних пасивуючих плівок і покращує корозійну стійкість.

В дослідженні [15] було виявлено сильну періодичність утворення тріщин на рентгенівських знімках і сигналі коливання каналу проплавлення (так званий «keyhole») – обидва з однаковою частотою. Отже, існує взаємна взаємодія між енергією, що вводиться в канал проплавлення, утвореними при цьому вихорами потоку розплаву, зміною геометрії зварювальної ванни, що впливає на величину термоіндукованих напружень і деформацій та, як наслідок, на утворення кристалізаційних тріщин.

У результаті проведених досліджень [16] було встановлено, що параметри лазерного зварювання значно впливають на механічні властивості зварних з'єднань між феритними (AISI 420) та аустенітними (AISI 304) сталями. Зокрема, збільшення швидкості зварювання

призводить до зменшення розміру зони плавлення, що в свою чергу може спричинити утворення пористості та підвищення зернистості в зоні термічного впливу і зоні плавлення. Це негативно позначається на міцності з'єднання, оскільки зростає ймовірність утворення тріщин і зниження міцності зварного з'єднання, особливо у феритних сталях. Найвищу міцність і подовження продемонстрували зразки, виготовлені при низькій швидкості зварювання і високій енергії імпульсу, що сприяло зменшенню утворення пористості та більш стабільній мікроструктурі зварного з'єднання. Крім того, було виявлено, що тріщини зазвичай виникають у феритному зразку та в ЗТВ феритної сталі, де спостерігається більш груба мікроструктура фериту.

В дослідженні [17] було виявлено збільшення твердості обох основних сталей у напрямку до зони термічного впливу та зменшення її значення в зоні плавлення. Цей ефект є реакцією основних металів з присадним матеріалом, тобто AISI 304 і AISI 316, які є сплавами, багатими на хром, що призводить до стабілізації та осадження дельта-фериту, який затримується на границі зерен, залучаючи зерна аустеніту і підвищуючи твердість розплавленої зони. Значення твердості, що спостерігаються між цими областями, виникають через існуючі градієнти хімічного складу, оскільки в цій області відбувається часткове змішування між легуючими елементами під час затвердіння. Високі піки твердості в основному формуються в зоні термічного впливу.

Як видно з аналізу сучасних наукових робіт, вдосконалення технологічних підходів до лазерного зварювання тонкостінних виробів з віссю обертання виготовлених з різнорідних корозійностійких сталей є актуальним завданням для України в контексті сучасних проблем прикладного матеріалознавства та обробки матеріалів.

**Метою роботи** є дослідження втомної міцності при вібраційних навантаженнях, визначення характеру руйнування та мікротвердості тонкостінних стикових зварних з'єднань деталей з віссю обертання виготовлених з різнорідних високолегованих корозійностійких сталей, одержаних лазерним зварюванням.

**Вклад основного матеріалу дослідження.** Виконували зварювання стикових з'єднань деталей з віссю обертання. Деталі, що зварювалися, являли собою трубу діаметром 22

мм з товщиною стінки 1 мм та штуцер. Схема лазерного зварювання стикового з'єднання показана на рисунку 1.

Для виготовлення двох деталей, що зварювалися (труби та штуцера), використовували сталь 12X18H10T для труби та сталь 14X17H2 для штуцера. Сталь 12X18H10T – корозійностійка високолегована хромонікелетитанова аустенітна сталь, яка набула найбільшого поширення в промисловості через можливість успішного використання її в різноманітних експлуатаційних умовах. Вона має високу корозійну стійкість у низці рідких середовищ, стійка проти міжкристалітної корозії після зварювального нагріву, порівняно мало окрихчується в результаті тривалого впливу високих температур і може бути застосована як жароміцний матеріал за температур  $\sim 600^\circ\text{C}$ .

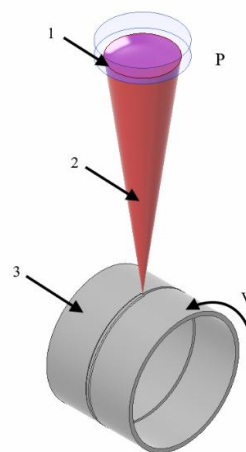


Рис. 1. Схема лазерного зварювання:  
1 – лінза, 2 – лазерне випромінювання,  
3 – деталі, що зварювалися

**Сталь 14X17H2** – корозійностійка мартенситно-феритна сталь. Має високу міцність (700–850 МПа), зносостійкість і стійкість до корозії в агресивних середовищах (кислоти, луги, морська вода). Використовується в хімічній, харчовій промисловості, машинобудуванні (насоси, вали, підшипники), а також у декоративних конструкціях.

Хімічний склад сталей (масова частка елементів (макс.), %), згідно ГОСТ 5632 – 72:

12X18H10T(AISI 321): C 0,12; Si 0,8; Mn 0,8; Ni 0,02; S 0,02; P 0,035; Cr 17- 19; Cu 0,3; Ti 0,015; Fe осн..

14X17H2(AISI 431): C 0,11-0,17; Si 0,8; Mn 0,8; Ni 1,5-2,5; S 0,025; P 0,03; Cr 16- 18; Cu 0,3; Ti 0,2; Fe осн..

У експериментах був використаний Nd:YAG-лазер «DY044» з потужністю випромінювання до 4,4 кВт та довжиною хвилі випромінювання  $\lambda=1,06$  мкм, виробництва фірми «Rofin-Sinar» (виробництва Німеччини).

Перед початком експериментів було обрано оптимальний режим зварювання: потужність лазерного випромінювання  $P = 1$  кВт, швидкість зварювання  $V_{зв} = 600$  мм/хв (9 об/хв), величина розфокусування лазерного випромінювання  $\Delta F = +2$  мм. В якості захисного газу було обрано 2 газу, аргон та гелій, які подавалися знизу та зверху зварюваних деталей відповідно. Витрата газу при цьому становила для аргону 14 л/хв, для гелію – 30 л/хв.

Після зварювання зразки були випробувані на опір втомній міцності при вібраційних навантаженнях комбінованим методом. Для цього зразки препарувалися дротовими терморезисторами типу 5ПЗ з базою 5 мм, згідно схеми препарування представленої на рисунку 2.

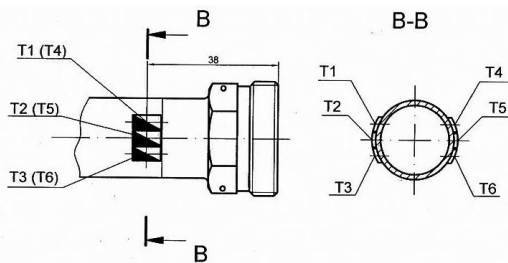


Рис. 2. Схема препарування зразків, закінцівка штуцерів

Для попередньої оцінки рівнів меж витривалості перша закінцівка партії випробовувалася методом ступеневого підвищення напружень до руйнування. Під час попереднього випробування методом ступеневого підвищення напружень до руйнування ступінь підвищення напружень становила до  $\Delta\sigma = 2$  кгс/мм<sup>2</sup>, а також початкові рівні навантаження призначалися індивідуально.

Для остаточного визначення меж витривалості зразків для ймовірності неруйнування  $P = 0,95$  випробування продовжувалися стандартним методом «на рівнях». Згідно з вимогами збірки зусилля затиснення для закінцівок становило 6 кгс/м. Випробування проводилися в умовах кімнатної температури під час згинальних

коливань за основним тоном із симетричним циклом навантаження за базового числа циклів  $N_6 = 10^7$ .

Після проведення випробувань на втомну міцність всі зразки були направлені на металографічні дослідження. Аналіз будови зламів розкритих тріщин проводили за допомогою біокулярного мікроскопа при збільшенні  $\times 25$ . Мікроструктура була досліджена за допомогою оптичного мікроскопа OLYMPUS IX70 при збільшеннях  $\times 50... \times 100$ .

За результатами досліджень втомної міцності при вібраційних навантаженнях з різними рівнями напружень від 14 до 28 кгс/мм<sup>2</sup> були отримані наступні результати (табл. 1).

Таблиця 1

Параметри та результати випробувань зразків

№	$\sigma$ , кгс/мм <sup>2</sup>	$f$ , Гц	N, циклів	Результат
1	22	165	$3,96 \times 10^5$	руйнування
2	18	166	$8,76 \times 10^5$	руйнування
3	20	166	$2,24 \times 10^6$	руйнування
4	14, 16, 18, 20, 22, 26	167	$10^7$ $3,9 \times 10^6$	без руйнування руйнування
5	18, 22, 24, 26, 28	165	$10^7$ $8,91 \times 10^5$	без руйнування руйнування

Під час візуального огляду виявлено, що руйнування всіх зразків відбулося по зварному з'єднанню (табл. 2). При цьому на зразках №№1, 3 тріщина поширюється через зону зварювання. На зразку №5 розвиток тріщини зі зварного з'єднання переходить у тіло труби. Довжина тріщин становить: на зразку №1 –  $\sim 45$ мм; на зразках №№2, 4 –  $\sim 30$ мм; №3, 5 –  $\sim 25$ мм. (табл.2).

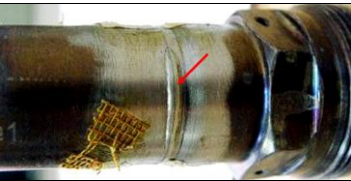
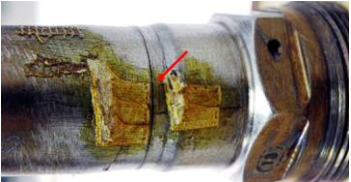
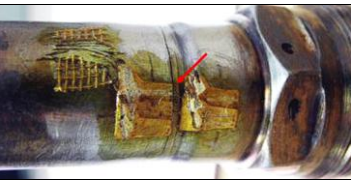


Під час аналізу будови зламів розкритих тріщин встановлено, що руйнування всіх зразків втомного характеру, з початком розвитку від лінійних осередків, розташованих в їх внутрішній поверхні, в зоні зварного з'єднання (табл. 3). Початок розвитку тріщин на зразках №№1, 2, 3, 4 походить від лінійних осередків, розташованих біля їхньої внутрішньої поверхні, в зоні зварного з'єднання. На зразку №5 виявлено двосторонній розвиток тріщини: довжиною  $\sim 12$ мм відзначається розвиток втомний від лінійних осередків біля внутрішньої поверхні за зварним з'єднанням, потім на  $\sim 13$ мм за матеріалом труби з початком від лінійних осередків біля зовнішньої поверхні зразка.

Для підтвердження місця руйнування (по зварному з'єднанню або основному матеріалу деталей), було виконано мікроскопічний аналіз

у поперечному перерізі зварних з'єднань, у зонах, що перетинають осередки в зламах.

Таблиця 2

## Результати візуального огляду зразків

№	Руйнування	Довжина тріщини, мм
1		~45
2		~30
3		~25
4		~30
5		~25






При цьому встановлено, що руйнування що зразки №№1, 2, 3, 4 зруйнувалися безпосередньо по зварному з'єднанню. У зв'язку з цим, перевірити геометричні параметри зварного з'єднання в зоні руйнування на відповідність вимогам не було можливим. Дослідження мікроструктури зламів розкритих тріщин показало, що дефекти зварювання відсутні.

Контроль якості зварювання зразків проводився в місцях, де збереглася геометрія зварних з'єднань (у зонах, протилежних тріщинам). Металографічним контролем перевірено розміри зварних з'єднань, а також наявність (відсутність) внутрішніх дефектів у матеріалі стикових з'єднань на відповідність технічним вимогам до таких з'єднань. При цьому встановлено, що в корені зварного з'єднання всіх зразків є увігнутість глибиною до 0,2 мм, що перевищує 5% товщини металу, що зварюється (1 мм), і є неприпустимим згідно

технічних вимог до таких з'єднань (рис. 3, б). Ця увігнутість має місце практично по всій протяжності зварних з'єднань, що також є неприпустимим відхиленням (згідно технічних вимог до таких з'єднань – не більше 20%). У мікроструктурі зразка №1 виявлена тріщина, яка поширюється від зовнішньої поверхні штуцера в зварне з'єднання на глибину 0,27 мм (рис. 3, а). Ширина зварного з'єднання на зразку №5 перевищує допустиму і становить 1,5 мм при вимогах  $d_c = 1 \dots 1,1$  мм (рис. 3, в).

Таблиця 3

## Зовнішній вигляд зламів розкритих тріщин зразків

№	Злами розкритих тріщин
1	
2	
3	
4	
5	

Дефекти зварних з'єднань у вигляді пор, раковин, шлакових та інших включень, не виявлено. Величина зерна матеріалу труби відповідає 10-му балу за ГОСТ 5639-82 як біля

зварного з'єднання, так і в основному матеріалі (рис. 4). При цьому мікроструктура основного матеріалу труб і штуцерів задовільна.

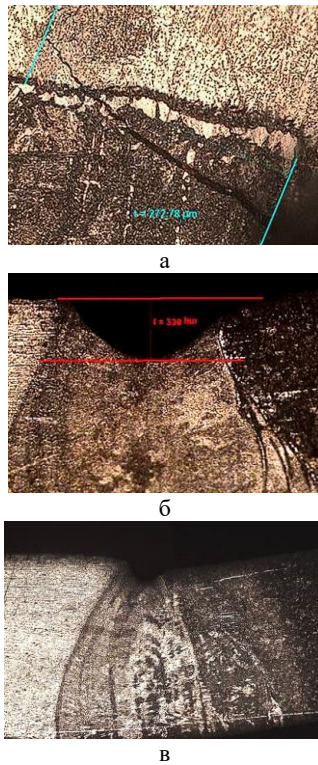


Рис. 3. Дефекти деяких зварних з'єднань зразків:  
а – №1, б – №2, в – №5

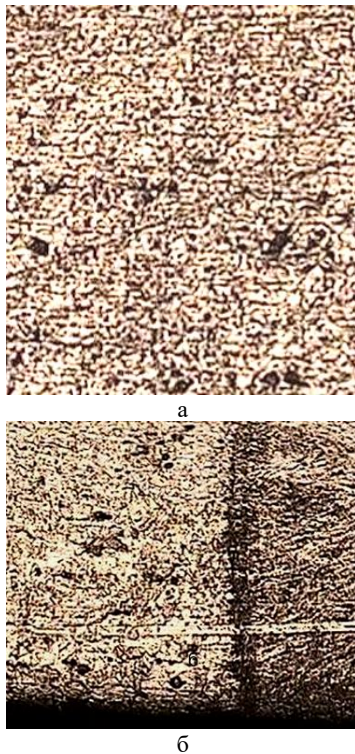


Рис. 4. Розмір зерна в мікроструктурі матеріалу труби: а – зона основного матеріалу;  
б – зона біля зварного з'єднання

Також була виміряна твердість матеріалу штуцерів, вона склала HRC31 за вимоги HRC 28...35, що є задовільним показником.

Основною причиною руйнування зразків під впливом вібраційних навантажень із рівнями напружень 14–28 кгс/мм<sup>2</sup> визначено недоліки геометрії зварних з'єднань, які суттєво знижують їхню втомну міцність. Усі зразки продемонстрували руйнування у вигляді тріщин втомного характеру, початок яких зафіксовано в зонах увігнутості кореня зварного з'єднання глибиною до 0,2 мм, що перевищує допустимі 5% товщини металу (1 мм). Увігнутість кореня виявлено по всій протяжності зварних з'єднань, що значно перевищує нормативно дозволені 20% довжини та не відповідає технічним вимогам до таких з'єднань. На зразках №1–4 руйнування відбулося по зварному з'єднанню, тоді як на зразку №5 відбувся двосторонній розвиток тріщини, вона перейшла зі зварного з'єднання в тіло труби, що вказує на складний характер руйнування. Металографічний аналіз підтвердив невідповідність ширини зварного з'єднання технічним вимогам на окремих зразках. Так, на зразку №5 ширина становила 1,5 мм за нормативного значення 1–1,1 мм, що вказує на недостатній контроль процесу лазерного зварювання. Під час мікроструктурних досліджень дефекти у вигляді пор, раковин чи шлакових включень не виявлено. Величина зерна матеріалу труб відповідає 10-му балу за ГОСТ 5639-82, що вважається задовільним показником. Твердість матеріалу штуцерів склала HRC31, що відповідає технічним вимогам (HRC 28–35). На зразку №1 виявлено тріщину, яка поширюється від зовнішньої поверхні штуцера в зварне з'єднання на глибину 0,27 мм, що, ймовірно, пов'язано з високими внутрішніми напруженнями, які виникли під час зварювання.

Для усунення вищеперелічених дефектів зварного з'єднання, багатьма дослідниками вже були прийняті міри, щодо можливості їх усунення. В роботі [18] досліджено утворення такого дефекту, як увігнутість кореня зварного з'єднання. Виявилось, що цей дефект спричинений усадкою більшої зварювальної ванни через надлишкову вхідну потужність лазерного випромінювання у напрямку товщини зварного з'єднання. Для усунення такого дефекту, як автори рекомендують контролювати формування області випаровування зварюваного металу, шляхом оптимізації робочих параметрів, таких як потужність

лазерного випромінювання та швидкість зварювання.

Перевищення допустимого розміру литої зони спричинене збільшенням енергії лазерного випромінювання, при цьому конвекція Марангоні, зумовлена поверхневим натягом, стає сильнішою, що значно прискорює потік металу розширюючи зварювальну ванну [19]. Автори дослідження також рекомендують оптимізувати потужність і швидкість зварювання для усунення даного дефекту.

Усунення такого дефекту, як утворення гарячих тріщин можна досягти шляхом подрібнення зерна, за допомогою додавання таких елементів як титан і бор, додаткове сканування лазерного випромінювання при зварюванні, вібрація зварюваного зразка за допомогою ультразвукових коливань, а також оптимізації параметрів лазерного зварювання [20].

**Висновки.** Недоліки геометрії зварних з'єднань, такі як увігнутість кореня зварного з'єднання глибиною до 0,2 мм (що перевищує допустимі 0,05 мм), та перевищення нормативної ширини зварного з'єднання до 1,5 мм за допустимого значення 1–1,1 мм, визначено ключовими факторами, що знижують втомну міцність зварних з'єднань за циклічних навантажень 14–28 кгс/мм<sup>2</sup>. Зональне поширення тріщин втомного характеру свідчить про концентрацію напружень у місцях увігнутості зварного з'єднання. Відсутність дефектів, таких як пори чи шлакові включення, підтверджує, що геометрія зварних з'єднань є основним фактором руйнування, а не якість зварного матеріалу. Встановлено, що наявність значної увігнутості по всій довжині зварного з'єднання (більше 20% дозволеної протяжності) є критичним відхиленням.

З огляду на отримані результати, подальші дослідження доцільно зосередити на оптимізації параметрів лазерного зварювання, а також розробці нового технологічного оснащення для точного складання зварюваних кромок зварюваних деталей з віссю обертання. Ці кроки повинні підвищити якість зварних з'єднань та усунути дефекти зварних з'єднань які представлені в даному дослідженні.

### Література

1. George, G., & Shaikh, H. Introduction to Austenitic stainless steels. In *Elsevier eBooks* 2002. Pp. 1–36. <https://doi.org/10.1533/9780857094018.37>

2. Sridhar, N., Thodla, R., Gui, F., Cao, L., & Anderko, A. Corrosion-resistant alloy testing and selection for oil and gas production. *Corrosion Engineering Science and Technology the International Journal of Corrosion Processes and Corrosion Control*, 53(sup1), 2017. 75–89. <https://doi.org/10.1080/1478422x.2017.1384609>

3. Cashell, K., & Baddoo, N. (2014). Ferritic stainless steels in structural applications. *Thin-Walled Structures*, 83, 169–181. <https://doi.org/10.1016/j.tws.2014.03.014>

4. Faes, W., Lecompte, S., Ahmed, Z. Y., Van Bael, J., Salenbien, R., Verbeken, K., & De Paepe, M. Corrosion and corrosion prevention in heat exchangers. *Corrosion Reviews*, 2019. 37(2), 131–155. <https://doi.org/10.1515/corrrev-2018-0054>

5. Giudice, F., Missori, S., Scolaro, C., & Sili, A. A review on fusion welding of dissimilar Ferritic/Austenitic Steels: Processing and weld zone Metallurgy. *Journal of Manufacturing and Materials Processing*, 2024. 8(3), 96. <https://doi.org/10.3390/jmmp8030096>

6. Shen, Z., Zhang, J., Wu, S., Luo, X., Jenkins, B. M., Moody, M. P., Lozano-Perez, S., & Zeng, X. Microstructure understanding of high Cr-Ni austenitic steel corrosion in high-temperature steam. *Acta Materialia*, 2022. 226, 117634. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2022.117634>

7. Li, S., Li, J., Sun, G., & Deng, D. Modeling of welding residual stress in a dissimilar metal butt-welded joint between P92 ferritic steel and SUS304 austenitic stainless steel. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023. 23, 4938–4954. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.02.123>

8. Kurc-Lisiecka, A., & Lisiecki, A. Laser welding of stainless steel. *Journal of Achievements of Materials and Manufacturing Engineering*, 2020. 1(98), 2–40. <https://doi.org/10.5604/01.3001.0014.0815>

9. Sökkalingam, R., Mastanaiah, P., Muthupandi, V., Sivaprasad, K., & Prashanth, K. G. Electron-beam welding of high-entropy alloy and stainless steel: microstructure and mechanical properties. *Materials and Manufacturing Processes*, 2020. 35(16), 1885–1894. <https://doi.org/10.1080/10426914.2020.1802045>

10. Guo, N., Hu, H., Tang, X., Ma, X., & Wang, X. The effect of TIG welding heat input on the deformation of a thin bending plate and its weld zone. *Coatings*, 2023. 13(12), 2008. <https://doi.org/10.3390/coatings13122008>

11. Haldar, V., Biswal, S. K., & Pal, S. Formability study of micro-plasma arc-welded AISI 316L stainless steel thin sheet joint. *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, 2022. 44(11). <https://doi.org/10.1007/s40430-022-03871-7>

12. Khattak, M. A., Zaman, S., Tamin, M. N., Badshah, S., Mushtaq, S., & Omran, A. A. B. Effect of welding

- phenomenon on the microstructure and mechanical properties of ferritic stainless steel-A review. *Journal of Advanced Research in Materials Science*, 2017. 32(1), 13-31.
13. Reddy, G. M., Mohandas, T., Rao, A. S., & Satyanarayana, V. V. Influence of welding processes on microstructure and mechanical properties of dissimilar austenitic-ferritic stainless steel welds. *Materials and Manufacturing Processes*, 2005. 20(2), 147–173. <https://doi.org/10.1081/amp-200041844>
  14. Wang, C., Yu, Y., Yu, J., Zhang, Y., Zhao, Y., & Yuan, Q. Microstructure evolution and corrosion behavior of dissimilar 304/430 stainless steel welded joints. *Journal of Manufacturing Processes*, 2019. 50, 183–191. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2019.12.015>
  15. Schaefer, M., Kessler, S., Scheible, P., Speker, N., & Harrer, T. Hot cracking during laser welding of steel: influence of the welding parameters and prevention of cracks. *Proceedings of SPIE, the International Society for Optical Engineering/Proceedings of SPIE*, 2017. 10097, 100970E. <https://doi.org/10.1117/12.2254424>
  16. Geng, Y., Akbari, M., Karimipour, A., Karimi, A., Soleimani, A., & Afrand, M. Effects of the laser parameters on the mechanical properties and microstructure of weld joint in dissimilar pulsed laser welding of AISI 304 and AISI 420. *Infrared Physics & Technology*, 2019b. 103, 103081. <https://doi.org/10.1016/j.infrared.2019.103081>
  17. De Oliveira, M. J. C., Conceição, J. G. L., Diniz, M. N., Da Cruz, D. L., Da Silva Moreira, C. E., De Souza Nascimento, M. V., De Mattos, F. N., & Ramos, R. Effect of welding parameters on the microstructure and mechanical behavior of dissimilar AISI 304/AISI 430 thin plates welded by gas Tungsten arc welding. *Observatório de la economía latinoamericana*, 2023. 21(9), 10640–10656. <https://doi.org/10.55905/oelv21n9-010>
  18. Jayanthi, A., Venkatramanan, K., & Kumar, K. S. An investigation on laser induced downward expanded vapour region in laser weld butt joint of AISI 316L stainless steel. *IOP Conference Series Materials Science and Engineering*, 574(1), 2019. 012020. <https://doi.org/10.1088/1757-899x/574/1/012020>
  19. Liu, S., Mi, G., Yan, F., Wang, C., & Jiang, P. Correlation of high power laser welding parameters with real weld geometry and microstructure. *Optics & Laser Technology*, 2017. 94, 59–67. <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2017.03.004>
  20. Norouzian, M., Elahi, M. A., & Plapper, P. A review: Suppression of the solidification cracks in the laser welding process by controlling the grain structure and chemical compositions. *Journal of Advanced Joining Processes*, 2023. 7, 100139. <https://doi.org/10.1016/j.jaip.2023.100139>

**Yurchenko Yu.V., Siora O.V., Sokolovskiy M.V., Harder D.A., Bernatskiy A.V. Laser welding of thin-walled products with a rotation axis of the pipe-nipple type made of corrosion-resistant high-alloy steels**

*Thin-walled products with a rotational axis made of different corrosion-resistant steels, including austenitic and martensitic-ferritic steels, are widely used in industry. Austenitic steels are characterized by high corrosion resistance and mechanical properties at elevated temperatures, while martensitic-ferritic steels demonstrate better resistance to corrosion cracking and are a more economical alternative for use in aqueous environments. Welding of such heterogeneous materials is accompanied by difficulties associated with differences in physical, mechanical and metallurgical properties, which leads to the formation of areas with increased stresses and possible structural defects. Laser welding minimizes the thermal impact and allows controlling the structure of the welded joint, but its application for welding thin-walled products made of dissimilar steels requires further research. Determining the effect of the thermal cycle on the properties of welded joints remains an urgent problem, since a mismatch in the geometric parameters of the welded joint can lead to a decrease in the fatigue strength of parts. As part of the study, butt welds of thin-walled products with a rotation axis made of AISI 321 steel (pipe) and AISI 431 steel (fitting) were performed using a DY044 Nd:YAG laser (power 4.4 kW, wavelength 1.06 μm). The following optimal welding mode was chosen: laser power  $P = 1$  kW, welding speed  $V_w = 600$  mm/min, laser defocusing value  $\Delta F = +2$  mm. To protect the welded joint, two shielding gases were used: argon was supplied from below the welded parts at a flow rate of 14 l/min, and helium was supplied from above at a flow rate of 30 l/min. It was determined that all samples demonstrate fracture in the welded joint zone under the influence of vibration loads in the stress range of 14-28 kgf/mm<sup>2</sup>. The analysis of the fracture microstructure confirmed the development of fatigue fracture, which begins in the welded joint zone and, in some cases, moves to the pipe body. Defects in the geometry of the welded joint were detected, in particular, the concavity of the root to a depth of 0.2 mm, which exceeds the permissible values. The width of the welded joint was also found to be excessive in some samples (up to 1.5 mm, while the standard is 1-1.1 mm). Metallographic tests did not reveal any defects in the form of pores, shells or slag inclusions, and the microstructure of the material of the parts was assessed as satisfactory. The material hardness of the fittings is HRC31, which meets the technical requirements. Overheating of the welding zone and high internal stresses during welding were identified as key factors contributing to the cracking. To eliminate the detected defects, it is recommended to optimize the laser welding parameters, in particular, the radiation power and welding speed. In addition, measures are proposed to reduce the likelihood of hot crack formation, such as grain refinement by introducing microalloying elements*



(Ti, B), using additional laser scanning or ultrasonic vibration during welding.

**Keywords:** laser welding, thin-walled products, dissimilar steels, parts with a rotation axis, problems, defects.

**Юрченко Юрій Вікторович** – аспірант, провідний інженер відділу №77 «Спеціалізована високовольтна техніка та лазерне зварювання», Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона Національної академії наук України (м. Київ) [yuriyyurchenko14@gmail.com](mailto:yuriyyurchenko14@gmail.com)

**Сіора Олександр Васильович** – науковий співробітник відділу №77 «Спеціалізована високовольтна техніка та лазерне зварювання», Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона Національної академії наук України (м. Київ) [siora\\_ov@ukr.net](mailto:siora_ov@ukr.net)

**Соколовський Микола Володимирович** – аспірант, провідний інженер відділу №77 «Спеціалізована високовольтна техніка та лазерне зварювання», Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона Національної академії наук України (м. Київ) [m\\_sokolovskyi@paton.kiev.ua](mailto:m_sokolovskyi@paton.kiev.ua)

**Гардер Дмитро Андрійович** – к.т.н., науковий співробітник відділу №77 «Спеціалізована високовольтна техніка та лазерне зварювання», Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона Національної академії наук України (м. Київ) [laser-77@online.ua](mailto:laser-77@online.ua)

**Бернацький Артемій Володимирович** – к.т.н., старший дослідник., зав. відділу №77 «Спеціалізована високовольтна техніка та лазерне зварювання», Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона Національної академії наук України (м. Київ) [bernatskyi@paton.kiev.ua](mailto:bernatskyi@paton.kiev.ua)

Стаття подана 26.01.25