

DOI: <https://doi.org/10.33216/1998-7927-2025-298-12-47-55>

УДК 621.791.725

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ПАРАМЕТРІВ ЛАЗЕРНОГО ЗВАРЮВАННЯ НА МІКРОСТРУКТУРУ СТИКОВИХ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ КОРОЗІЙНОСТІЙКОЇ СТАЛІ AISI 304

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

STUDY OF THE INFLUENCE OF LASER WELDING PARAMETERS ON THE MICROSTRUCTURE OF BUTT WELDED JOINTS OF AISI 304 STAINLESS STEEL

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

Корозійностійкі хромонікелеві аустенітні сталі займають провідне місце серед конструкційних матеріалів сучасної промисловості завдяки поєднанню високих механічних властивостей, корозійної стійкості та технологічності. Однією з найбільш поширених є сталь AISI 304, яка широко застосовується в енергетиці, хімічній та нафтохімічній промисловості, суднобудуванні та машинобудуванні. Разом з тим зварювання, зокрема лазерне, супроводжується реалізацією нерівноважних умов кристалізації, що істотно впливають на мікроструктуру металу шва, фазовий склад, формування зони термічного впливу та неметалевих включень. У роботі наведено результати експериментального дослідження впливу параметрів лазерного зварювання на мікроструктуру, фазовий склад і характер неметалевих включень у стикових з'єднаннях аустенітної корозійностійкої сталі AISI 304 товщиною 1,5 мм. Лазерне зварювання виконували Nd:YAG-лазером «DY044» на трьох режимах з однаковою погонною енергією 60 Дж/мм та величиною розфокусування лазерного випромінювання 0 мм при потужності лазерного випромінювання 1,5; 2,5 та 3,5 кВт і відповідних швидкостях зварювання 1,5; 2,5 та 3,5 м/хв. Мікроструктурні дослідження проводили методами оптичної мікроскопії у діапазоні збільшень $\times 50$ – $\times 500$, кількість δ -фериту визначали за допомогою приладу «Ferritgehaltmesser-1.053», оцінювання неметалевих включень здійснювали відповідно до ДСТУ ISO 4967:2017. Встановлено, що метал шва у всіх зразках характеризується дисперсною литою структурою з формуванням центральної комірчастої зони, зони стовбчастих кристалітів та

зони округлих зерен біля лінії сплавлення. Зі зростанням потужності лазерного випромінювання спостерігається звуження центральної комірчастої смужки, зменшення протяжності структурних зон і зниження інтенсивності взаємного затікання металу шва та основного металу. Вміст δ -фериту в металі шва має чітку тенденцію до зменшення від 1,7–1,8% до 0,8–0,9%, що свідчить про більш повну аустенітну стабілізацію при підвищених режимах зварювання. Найвища чистота металу за неметалевими включеннями зафіксована у зразку, звареному при потужності 3,5 кВт, де виявлено лише дисперсні точкові нітриди та оксинітриди з балом не вище №0,5. Зона термічного впливу у всіх випадках є вузькою, близько 600–900 мкм, без росту аустенітного зерна та зі збереженням структури прокату. Отримані результати підтверджують ефективність оптимізації параметрів лазерного зварювання для формування дрібнодисперсної мікроструктури, зниження вмісту δ -фериту та мінімізації неметалевих включень.

Ключові слова: лазерне зварювання, мікроструктура, тонколистий метал, стикові з'єднання, корозійностійкі сталі, AISI 304.

Вступ. Корозійностійкі хромонікелеві сталі займають одне з провідних місць серед конструкційних матеріалів, що застосовуються у сучасній промисловості. Вони широко використовуються в хімічній, газовій, нафтохімічній, харчовій, автомобільній, авіаційно-космічній галузях, а також у ядерній енергетиці, суднобудуванні та криогенній

техніці [1-3]. Таке поширення зумовлене поєднанням високих механічних характеристик та корозійної стійкості.

Серед усіх класів корозійностійких сталей домінуюче місце займають аустенітні корозійностійкі сталі з гранецентрованою кубічною кристалічною ґраткою (ГЦК), частка яких на ринку становить близько 70 % [4-6]. Однією з найбільш поширених сталей цієї групи є AISI 304, яка містить приблизно 18 % хрому та 8 % нікелю і характеризується аустенітною структурою. Завдяки такому хімічному складу сталь AISI 304 поєднує високу корозійну стійкість, високу границю міцності та текучості, вигідне співвідношення міцності до маси і водночас значну пластичність [6-8]. Це зумовлює її широке застосування як конструкційного матеріалу, зокрема для елементів трубопроводів, корпусів арматури та внутрішніх компонентів реакторів у ядерній енергетиці.

Разом з тим зварювання, як один з основних способів з'єднання деталей із корозійностійких сталей, суттєво впливає на їхню мікроструктуру та експлуатаційні властивості. Під час зварювання відбуваються складні металургійні процеси, пов'язані з мікросегрегацією легуючих елементів, виділенням вторинних фаз, утворенням пористості, гарячих тріщин, ростом зерна в зоні термічного впливу (ЗТВ) та втратами матеріалу внаслідок випаровування [9-12]. За умов рівноважної кристалізації мікроструктура сталі AISI 304 складається переважно з аустеніту (γ -Fe), однак при лазерному зварюванні реалізуються нерівноважні умови швидкої кристалізації. Високі швидкості охолодження можуть призводити до неповного перетворення $\delta \rightarrow \gamma$, унаслідок чого в структурі зварного шва зберігається метастабільний δ -ферит [13, 14]. Відомо, що співвідношення фериту та аустеніту істотно залежить від тепловкладення, яке визначається параметрами лазерного зварювання, зокрема потужністю лазерного випромінювання та швидкістю зварювання.

У статті [15] було досліджено вплив параметрів лазерного зварювання на мікроструктуру та якість стикових з'єднань листової аустенітної корозійностійкої сталі AISI 304 товщиною 2,0 мм. Дослідники встановили, що мікроструктура зварних з'єднань характеризується дуже вузькою ЗТВ шириною лише кілька мікрометрів та дрібнодисперсною дендритною будовою металу шва. У зоні сплавлення формуються епітаксialні

стовпчасті зерна, орієнтовані перпендикулярно до лінії сплавлення, з чітко вираженою лінією кристалізації в центрі шва. Зі зростанням тепловкладення збільшується міждендритна відстань, яка становить близько 5–7 мкм, тоді як при підвищених швидкостях зварювання формується більш дрібна мікроструктура.

У роботі [16] встановили, що під час лазерного зварювання сталі AISI 321 товщиною 2 мм у зоні плавлення спостерігається темна δ -Fe дендритна структура з вермікулярною морфологією в матриці аустеніту, що зумовлено високою швидкістю кристалізації та охолодження при низькому тепловкладенні. Ширина зони термічного впливу становить близько 60–80 мкм.

Мікроструктурні та механічні властивості зварних з'єднань сталі AISI 304, отриманих за допомогою TIG, лазерного та гібридного лазерно-TIG зварювання, досліджували у роботі [13]. Результати показали, що з'єднання, виконане лазерним зварюванням, мало найвищу міцність на розрив і найдрібнішу дендритну структуру порівняно з іншими методами.

Окремим фактором, що впливає на властивості зварних з'єднань корозійностійких сталей, є неметалічні включення. Вони неминуче формуються під час металургійних процесів унаслідок наявності розчиненого кисню та сторонніх домішок [17]. У корозійностійких сталях неметалічні включення мають особливе значення, оскільки в зоні локальної сегрегації навколо неметалічних включень відсутня суцільна пасивна плівка оксиду хрому, що сприяє ініціації пітингової корозії на межі «включення – матриця». Крім того, ці межі є чутливими до механічного відшарування під дією напружень, що негативно впливає на механічні властивості матеріалу [18].

В дослідженні [19] спробували проаналізувати зміни складу штучних сульфідних включень розміром до 1 мм, що складаються з NiS_2 , MnS або FeS , у корозійностійкій сталі AISI 304 після термічної обробки. Було виявлено, що вміст хрому в корозійностійкій сталі помітно зменшився навколо сульфідних включень. Ця зміна концентрації може бути спричинена реакціями обміну на межі розділу між сталлю та включеннями під час процесу охолодження. Збіднена хромом зона в корозійностійкій сталі може сприяти швидшій корозії матриці в поєднанні з утворенням шару осажденної сірки.

З аналізу наукових робіт видно, що швидке охолодження під час лазерного зварювання

забезпечує формування дрібнодисперсної мікроструктури з вузькою зоною термічного впливу та епітаксialними стовпчастими зернами, що підвищує механічні властивості та міцність зварних з'єднань. Водночас мінімізація неметалічних включень є необхідною, оскільки їх наявність призводить до збіднення на хром і підвищує ризик пітингової корозії. Таким чином, оптимальний вибір параметрів лазерного зварювання дозволяє досягти одночасно високої міцності та корозійної стійкості з'єднань.

Метою роботи є дослідження впливу параметрів лазерного зварювання на мікроструктуру стикових зварних з'єднань з тонколистової корозійностійкої високолегованої сталі AISI 304.

Виклад основного матеріалу дослідження.

Для дослідження мікроструктури було виконано стикові зварні з'єднання зразків зі сталі AISI 304 розміром $300 \times 200 \times 1,5$ мм. Крайки зразків були оброблені фрезеруванням для стикування без зазору та перед зварюванням знежирювали ацетоном.

Лазерне зварювання виконувалося з однаковою погонною енергією 60 Дж/мм та величиною розфокусування лазерного випромінювання на трьох режимах, де P – потужність лазерного випромінювання, V – швидкість зварювання, ΔF – величина розфокусування лазерного випромінювання:

- 1) $P=1,5$ кВт; $V=1,5$ м/хв; $\Delta F=0$ мм;
- 2) $P=2,5$ кВт; $V=2,5$ м/хв; $\Delta F=0$ мм;
- 3) $P=3,5$ кВт; $V=3,5$ м/хв; $\Delta F=0$ мм.

В якості захисного газу використовувався високочистий аргон з витратою $Q_{\text{корінь}} = 10$ л/хв, $Q_{\text{соло}} = 25$ л/хв, $Q_{\text{хвіст}} = 20$ л/хв.

Хімічний склад сталі AISI 304 згідно ASTM A480/A480M-22a (масова частка елементів (макс.), %): C 0,08; Si 0,8; Mn 2; Ni 9-11; S 0,02; P 0,035; Cr 17-19; Cu 0,3; Fe осн..

Як джерело лазерного випромінювання використовувався Nd:YAG-лазер «DY044» з потужністю випромінювання до 4,4 кВт та довжиною хвилі випромінювання $\lambda=1,06$ мкм, фірми «Rofin-Sinar» (виробництва Німеччини). Пост для лазерного зварювання зображено на Рис. 1.

Для металографічних досліджень зразків було проведено оптичну мікроскопію з використанням збільшень $\times 50$; $\times 100$; $\times 200$; $\times 500$ за допомогою металографічного оптичного мікроскопа «Neophot-32» та фотокамери «Olympus C-500». Кількість α -фази (δ -ферит) вимірювали за допомогою приладу

«Ferritgehaltmesser-1.053». Досліджені зразки були підготовані за допомогою високошвидкісних полірувальних кругів з використанням алмазних паст різної дисперсності до 14 класу чистоти поверхні. Дослідження були проведені на різних ділянках кожного із зразків «метал шва \rightarrow ЗТВ \rightarrow основний метал». Металографічне дослідження неметалевих включень в металі здійснювалось за шкалами ДСТУ ISO 4967:2017 «Сталь. Визначення вмісту неметалевих включень. Металографічний метод оцінювання за стандартними шкалами (ISO 4967:2013, IDT)».



Рис. 1. Пост для лазерного зварювання

Зразки виконані на обраних режимах зварювання: Зразок 1 ($P=1,5$ кВт; $V=1,5$ м/хв), Зразок 2 ($P=2,5$ кВт; $V=2,5$ м/хв) і Зразок 3 ($P=3,5$ кВт; $V=3,5$ м/хв) відрізняються за кількістю та розподілом неметалевих включень. У зразку 1 у шві спостерігаються точкові нітриди та оксинітриди з балом №0,5, у ЗТВ їх кількість дещо більша, але менша за бал №1. В основному металі включення досягають балу №1, зокрема рядкові нітриди. У зразку 2 включення такі ж, але їх менше, бал несуттєво перевищує №0,5. Зразок 3 має найвищу чистоту металу, при збільшенні $\times 1000$ проявляються лише дисперсні точкові нітриди та оксинітриди в невеликій кількості, бал яких не перевищує №0,5. Вища чистота зразка 3 може бути пов'язана з тим, що при потужності лазерного випромінювання 3,5 кВт неметалеві включення не встигають сформуватися й зафіксуватися в міждендритних ділянках, що забезпечує більшу чистоту мікроструктури зварного з'єднання.

Після досліджень на неметалеві включення було проведено виявлення структури металу зразків шляхом електролітичного травлення у 20% водному розчині сірчаноокислого амонію $(\text{NH}_4)_2\text{SO}_4$.

Загальний вигляд зразків після травлення зображено на Рис. 2.

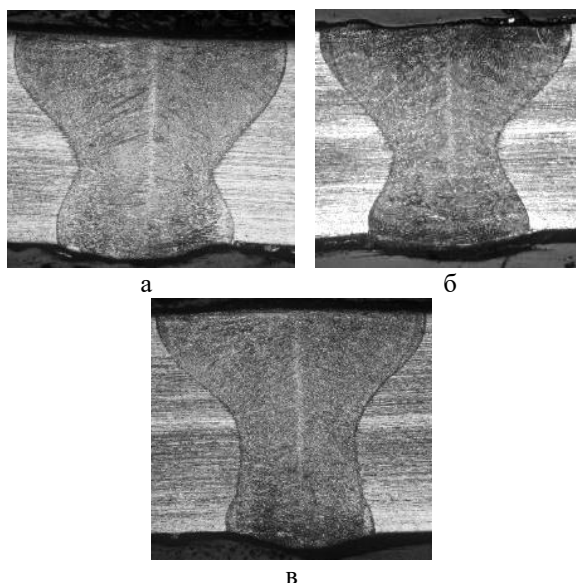


Рис. 2. Загальний вигляд стикових зварних з'єднань, $\times 50$: а – Зразок 1; б – Зразок 2, в – Зразок 3

Усі три зразки характеризуються дисперсною литою структурою металу шва з формуванням трьох характерних зон: центральної комірчастої, зони стовбчастих кристалітів та зони округлих зерен біля лінії сплавлення. Водночас між ними спостерігаються суттєві кількісні та морфологічні відмінності.

Зразок 1 має найбільш розвинену центральну смужку комірчастої структури, де розміри комірок досягають 5–18 мкм, а ширина смужки є максимальною серед усіх зразків (до 50 мкм у верхній частині шва). Зона стовбчастих кристалітів виражена чітко, з відносно більшими розмірами кристалітів. Смужка округлих зерен біля лінії сплавлення має середню ширину 25–30 мкм і виявляється локально (Рис. 3).

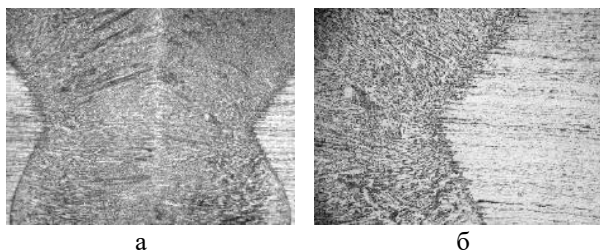


Рис. 3. Мікроструктура Зразка 1:
а – центральна частина, $\times 50$;
б – середня частина лінії сплавлення, $\times 200$

Зразок 2 відрізняється найбільш дрібнодисперсною центральною структурою: розміри комірок зменшуються до 2,5–8 мкм, а стовбчасті кристаліти мають найменшу ширину 2,5–5 мкм. Водночас зона округлих зерен біля

лінії сплавлення сягає 30–37 мкм та є найширшою серед усіх зразків, що свідчить про більш інтенсивні процеси перекристалізації в приповерхневій області шва (Рис. 4).

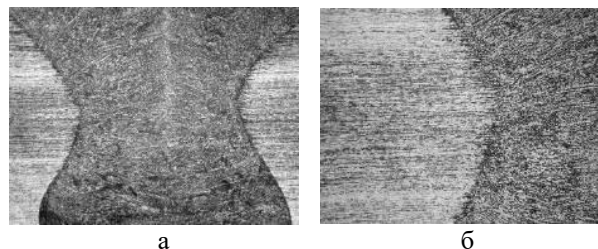


Рис. 4. Мікроструктура Зразка 2:
а – центральна частина, $\times 50$;
б – середня частина лінії сплавлення, $\times 200$

Зразок 3 характеризується найменшою шириною центральної комірчастої смужки, яка становить 15–25 мкм з подальшим звуженням та її частковим зникненням у нижній частині шва, що не спостерігалось у зразках 1 і 2. Розміри комірок займають проміжне положення з розміром 5–10 мкм. Зона округлих зерен є найвужчою (10–25 мкм) і додатково характеризується високим балом зерна №8–10, що вказує на більш дрібнозернисту та однорідну структуру поблизу лінії сплавлення (Рис. 5).

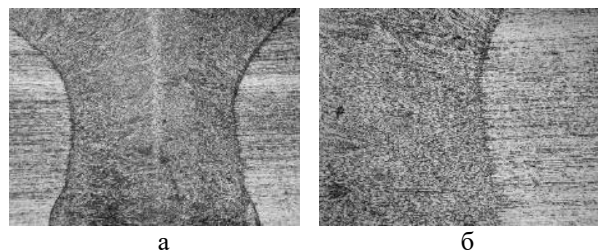


Рис. 5. Мікроструктура Зразка 3:
а – центральна частина, $\times 50$;
б – середня частина лінії сплавлення, $\times 200$

Узагальнюючи характеристику мікроструктури зразків можна сказати, що зразок 1 має найбільш грубу і протяжну центральну комірчасту зону, зразок 2 має найбільш дисперсну структуру в центрі шва та найширшу зону округлих зерен, тоді як зразок 3 вирізняється мінімальною шириною структурних зон, частковою деградацією комірчастої структури по висоті шва та найвищим ступенем подрібнення зерна біля лінії сплавлення.

У всіх трьох зразках лінія сплавлення чітко окреслена по всій висоті зварного з'єднання та характеризується взаємним затіканням металу шва й основного металу, однак інтенсивність і протяжність цього явища суттєво відрізняються.

Для зразка 1 ($P=1,5$ кВт; $V=1,5$ м/хв) характерне стабільне затікання металу шва в основний метал по всій висоті шва. Максимальна глибина затікання спостерігається в середній, найвужчій частині шва та становить 63–75 мкм, тоді як у верхній частині вона зменшується до 35–38 мкм, а в нижній частині зберігається на рівні до 25 мкм (Рис. 6).

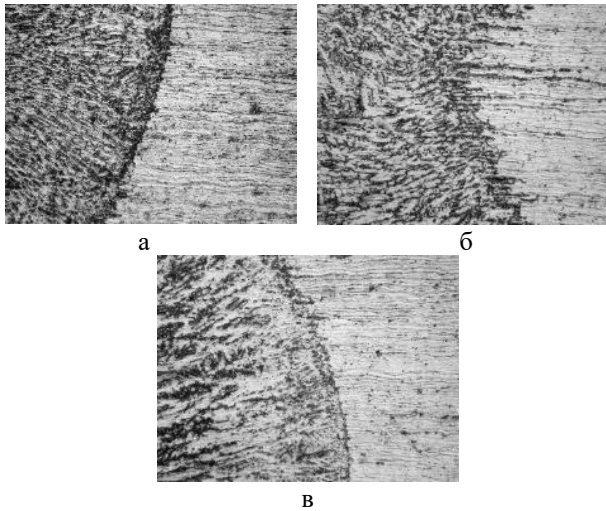


Рис. 6. Мікроструктура лінії сплавлення Зразка 1, $\times 500$: а – верхня частина; б – середня частина; в – нижня частина

У зразку 2 ($P=2,5$ кВт; $V=2,5$ м/хв) затікання є найбільш інтенсивним у центральній частині шва, де його глибина досягає 75–83 мкм, що є максимальним значенням серед усіх досліджених зразків. У верхній частині шва затікання зменшується до 34–37,5 мкм, а в нижній частині майже не проявляється і локально становить лише близько 10 мкм (Рис. 7).

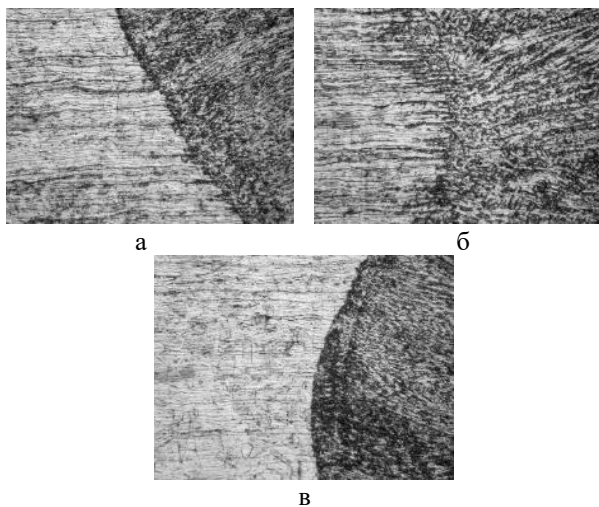


Рис. 7. Мікроструктура лінії сплавлення Зразка 2, $\times 500$: а – верхня частина; б – середня частина; в – нижня частина

Зразок 3 ($P=3,5$ кВт; $V=3,5$ м/хв) характеризується менш інтенсивним і більш локалізованим затіканням. У середній частині шва його величина становить 62–70 мкм, що є співставним зі зразком 1, проте у верхній частині шва затікання різко зменшується до 10–13 мкм, а в нижній частині повністю відсутнє (Рис. 8).

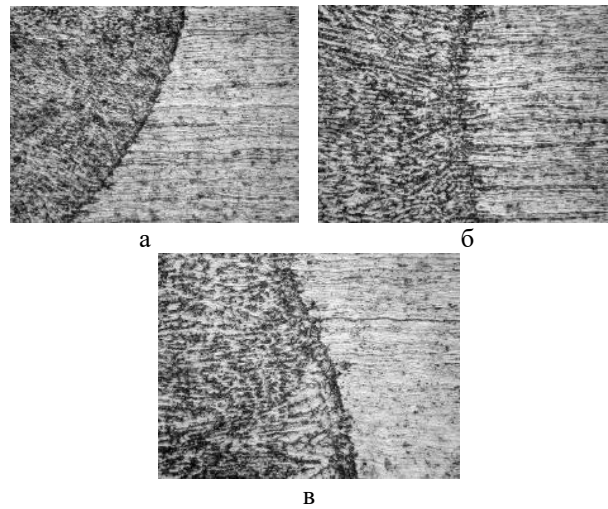


Рис. 8. Мікроструктура лінії сплавлення Зразка 3, $\times 500$: а – верхня частина; б – середня частина; в – нижня частина

Найбільш глибоке і концентроване затікання металу шва в основний метал спостерігається у зразку 2, зразок 1 демонструє найбільш рівномірний характер затікання по висоті шва, тоді як зразок 3 відзначається мінімальною інтенсивністю взаємного затікання, особливо у верхній та нижній частинах зварного з'єднання.

У досліджуваних зразках фазовий склад металу шва є подібним і представлений аустенітною матрицею з наявністю незначної кількості δ -фериту, однак його вміст має чітку тенденцію до зменшення від зразка 1 до зразка 3.

У зразку 1 зафіксовано найвищий вміст δ -фериту на рівні 1,7–1,8%, що свідчить про більш виражені умови кристалізації, сприятливі для його утворення. Для зразка 2 характерний проміжний рівень δ -фериту в межах 1–1,4%, що вказує на часткове зниження феритної складової порівняно зі зразком 1. Зразок 3 відрізняється мінімальним вмістом δ -фериту з часткою лише 0,8–0,9%, що свідчить про переважання аустенітної фази та більш повну аустенітну стабілізацію металу шва (Рис.9).

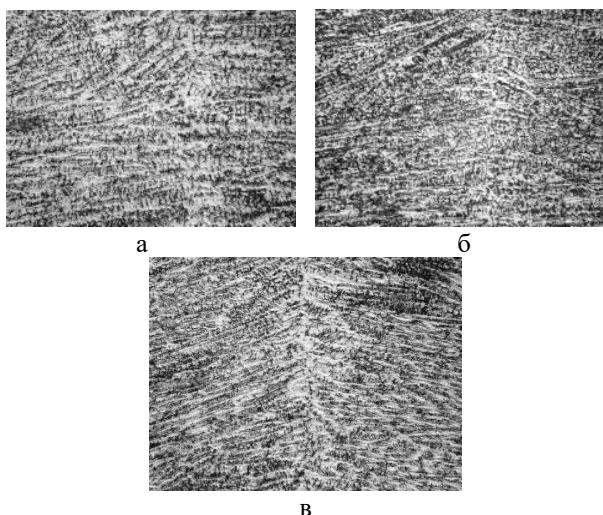


Рис. 9. Аустенітна матриця центральної частини зразків з незначною кількістю δ -фериту, $\times 500$:
а – Зразок 1; б – Зразок 2; в – Зразок 3

У всіх трьох зразках структура зони термічного впливу (ЗТВ) є подібною та візуально не відрізняється від структури основного металу. Аустенітне зерно має стабільний розмір, що відповідає №8–9 за шкалами ДСТУ, як безпосередньо біля лінії сплавлення, так і на віддаленні від неї, що свідчить про відсутність суттєвого перегріву та росту зерна.

Для зразків 1 і 2 ширина ЗТВ є однаковою та становить 600–900 мкм, тоді як у зразку 3 вона є дещо вужчою і більш рівномірною з розміром приблизно 600–650 мкм з однієї сторони шва і 600–700 мкм з іншої.

Фазовий склад ЗТВ у всіх випадках ідентичний фазовому складу основного металу і представлений аустенітною матрицею з невеликим вмістом δ -фериту. При цьому кількість δ -фериту має тенденцію до зменшення від зразка 1 до зразка 2: у зразку 1 вона становить 0,3–0,4%, у зразку 2 – до 0,2%, а у зразку 3 має проміжні значення 0,2–0,3%.

Важливою спільною ознакою для всіх зразків є збереження яскраво вираженої структури прокату як у металі ЗТВ, так і в основному металі, що підтверджує мінімальні структурні перетворення під дією тепла джерела зварювання (Рис. 10).

Порівняння отриманих результатів із даними дослідження [12] показує загальну узгодженість механізмів формування мікроструктури при лазерному зварюванні аустенітних сталей та окремі відмінності, зумовлені режимами зварювання.

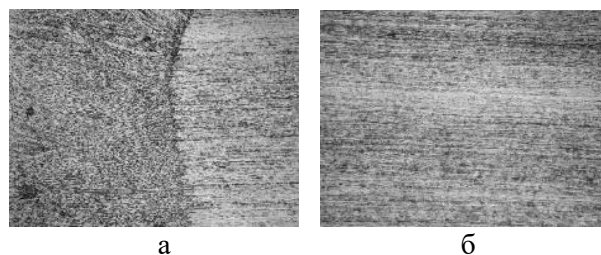


Рис. 10. Мікроструктура зразка 3, $\times 200$:
а – ЗТВ в середній частині, б – основний метал

У досліджених зразках метал шва має дрібнодисперсну литу структуру та поблизу лінії сплавлення спостерігається епітаксціальний ріст стовбчастих кристалітів, орієнтованих у напрямку тепловідведення. Розміри комірок і кристалітів 2,5–10 мкм добре корелюють з наведеним у роботі [12] вторинним міждендритним кроком 5–7 мкм, що підтверджує високі швидкості охолодження металу шва.

Водночас зафіксовано відмінність у ширині зони термічного впливу. У роботі [12] ширина ЗТВ становить близько 1,2 мм, тоді як у досліджених зразках вона є меншою і знаходиться в межах 600–900 мкм, що свідчить про більш локалізований термічний вплив та відсутність негативного ефекту на розмір зерна.

Описана у статті [12] кристалізаційна лінія в центрі шва відповідає в проведеному дослідженні центральній смужці комірчастої структури. Її звуження та часткове зникнення у зразку 3 потенційно зменшує ризик концентрації домішок і легкоплавких евтектик у центрі шва.

Висновки. На основі аналізу мікроструктури, фазового складу металу шва, лінії сплавлення та зони термічного впливу встановлено такі результати:

1. Зразок 1 ($P=1,5$ кВт; $V=1,5$ м/хв) характеризується найбільш розвиненою центральною комірчастою зоною та рівномірним взаємним затіканням металу шва й основного металу по всій висоті шва. Для зразка 2 ($P=2,5$ кВт; $V=2,5$ м/хв) підтверджено максимальну інтенсивність затікання у середній частині шва та найвищу дисперсність структури в центральній зоні, тоді як у зразку 3 ($P=3,5$ кВт; $V=3,5$ м/хв) зафіксовано мінімальну ширину структурних зон, локалізацію теплового впливу та часткове зникнення комірчастої структури в нижній частині шва.

2. Послідовне зменшення вмісту δ -фериту в металі шва від зразка 1 до зразка 3 (з 1,7–1,8% до 0,8–0,9%), що свідчить про зростання аустенітної стабільності металу шва. Показано, що лінія сплавлення є чіткою у всіх зразках, однак характер взаємного затікання істотно різниться: від рівномірного у зразку 1 до мінімального й локального у зразку 3.
3. Зона термічного впливу не зазнає суттєвих структурно-фазових змін. Зберігається дрібнозерниста аустенітна структура з балом зерна №8–9, незначний вміст δ -фериту (до 0,4%) та чітко виражена структура прокату. При цьому найменшу та найбільш рівномірну ширину ЗТВ зафіксовано у зразку 3, що підтверджує найбільш локалізований тепловий вплив.

Таким чином, досягнуто формування якісного зварного з'єднання з мінімальними структурними змінами в ЗТВ, а оптимальні мікроструктурні та фазові показники, з точки зору дисперсності структури, стабільності аустеніту та локалізації теплового впливу, реалізовані у зразку 3.

Перспективним напрямом подальших досліджень є вивчення тонкої структури металу швів методом електронної мікроскопії з метою детальнішого аналізу структури та можливих зон мікросегрегації легуючих елементів.

Література

1. Lisiecki A., Kurc-Lisiecka A. Automated laser welding of AISI 304 stainless steel by disk laser. *Archives of Metallurgy and Materials*. 2018. Vol. 63, no. 4. P. 1663–1672. URL: <https://doi.org/10.24425/amm.2018.125091> (date of access: 24.01.2026).
2. Reda A., Shahin M. A., Montague P. Review of material selection for Corrosion-Resistant Alloy Pipelines. *Engineered Science*. 2025. Vol. 33. 1373. URL: <https://doi.org/10.30919/es1373> (date of access: 24.01.2026).
3. Muazu Haliru Tadama, Umar Muazu Tadama. The Superiority of Super 13Cr Stainless Steels Alloys over the other Corrosion Resistance Alloys (CRAs) in the Oil and Gas Industry: A Review. *Journal of Scientific Development Research*. 2024. Vol. 6, no. 9. URL: <https://hummingbirdjournals.com/jsdr/article/view/256> (date of access: 24.01.2026).
4. Yurchenko Yu. Actual problems of laser welding of thin-walled products made of corrosion-resistant high-alloy steels (Review). *Avtomatychne Zvaryuvannya*. 2025. Vol. 6, P. 30–42. URL: <https://doi.org/10.37434/as2025.06.04> (date of access: 24.01.2026).
5. Malandrucolo A. Superaustenitic stainless steels. In *Engineering materials*. 2024. URL: <https://doi.org/10.1007/978-3-031-68744-0> (date of access: 26.01.2026).
6. Yurchenko Y., Siora O., Sokolovskyi M., Hryn A., Frolov M., Bernatskyi, A. Influence of laser welding parameters on the geometry of welded joints of thin-sheet stainless steel AISI 304. *Advances in mechanical engineering and transport*. (2025). Vol. 2, no. 25. P. 87–96. URL: <https://doi.org/10.36910/automash.v2i25.1914> (date of access: 24.01.2026).
7. Kumar N., Mukherjee M., Bandyopadhyay A. Study on laser welding of austenitic stainless steel by varying incident angle of pulsed laser beam. *Optics & Laser Technology*. 2017. Vol. 94. P. 296–309. URL: <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2017.04.008> (date of access: 24.01.2026).
8. Юрченко Ю., Сіора О., Соколовський М., Гардер Д. Бернацький А. Лазерне зварювання тонкостінних виробів з віссю обертання типу труба-штуцер виготовлених з корозійностійких високолегованих сталей. *ВІСНИК СХІДНОУКРАЇНСЬКОГО НАЦІОНАЛЬНОГО УНІВЕРСИТЕТУ Імені Володимира Даля*. 2025. Т. 1, № 287. С. 12–20. URL: <https://doi.org/10.33216/1998-7927-2025-287-1-12-20> (дата звернення: 24.01.2026).
9. Malandrucolo A., Menapace C., Giroletti I. Metallurgy, Properties and Applications of Superaustenitic Stainless Steels—SASSs. *Materials*. 2025. Vol. 18, no. 13. 3079. URL: <https://doi.org/10.3390/ma18133079> (date of access: 24.01.2026).
10. Юрченко Ю. В., Сіора О. В., Соколовський М. В., Набок Т. М., Бернацький А. В. Відпрацювання технології лазерного зварювання тонкостінних циліндричних виробів зі сталі 12X18H10T. *Shipbuilding & Marine Infrastructure*. 2025. Т.1ю С. 15–26. URL: [https://doi.org/10.15589/smi2025.1\(20\).02](https://doi.org/10.15589/smi2025.1(20).02) (дата звернення: 24.01.2026).
11. Lahiri A.K. Metallurgical Aspects of Welding. In: *Applied Metallurgy and Corrosion Control*. Indian Institute of Metals Series. Springer, Singapore. 2017. P. 141–176. URL: https://doi.org/10.1007/978-981-10-4684-1_7 (date of access: 24.01.2026).
12. Olanipekun A. T., Maledi N. B., Mashinini P. M. The synergy between powder metallurgy processes and welding of metallic alloy: a review. *Powder Metallurgy*. 2020. Vol. 63, no. 4. P. 254–267. URL: <https://doi.org/10.1080/00325899.2020.1807712> (date of access: 24.01.2026).
13. Yan J., Gao M., Zeng X. Study on microstructure and mechanical properties of 304 stainless steel joints by TIG, laser and laser-TIG hybrid welding. *Optics and Lasers in Engineering*. 2009. Vol. 48, no. 4. P. 512–517. <https://doi.org/10.1016/j.optlaseng.2009.08.009> (date of access: 24.01.2026).
14. Zhou X., Liu Y., Qiao Z., Guo Q., Liu C., Yu L., Li H. Effects of cooling rates on δ -ferrite/ γ -austenite formation and martensitic transformation in modified ferritic heat resistant steel. *Fusion Engineering and*

- Design*. 2017. Vol. 125. P. 354–360. URL: <https://doi.org/10.1016/j.fusengdes.2017.05.095> (date of access: 24.01.2026).
15. Kurc-Lisiecka A., Lisiecki A. Laser welding of stainless steel. *Journal of Achievements of Materials and Manufacturing Engineering*. 2020. Vol. 1, no. 98. P. 32–40. URL: <https://doi.org/10.5604/01.3001.0014.0815> (date of access: 24.01.2026).
 16. Hussain A., Hamdani A. H., Akhter R. CO₂ laser welding of AISI 321 stainless steel. *IOP Conference Series Materials Science and Engineering*. 2014. Vol. 60. 012042. URL: <https://doi.org/10.1088/1757-899x/60/1/012042> (date of access: 24.01.2026).
 17. Park J. H., Kang Y. Inclusions in Stainless Steels – a review. *Steel Research International*. 2017. Vol. 88, no. 12. URL: <https://doi.org/10.1002/srin.201700130> (date of access: 24.01.2026).
 18. Zhang L., Ren Y. *Handbook of Non-Metallic Inclusions in Steels*. 2025. URL: <https://doi.org/10.1007/978-981-97-9638-0> (date of access: 24.01.2026).
 19. Williams D. E., Zhu Y. Y. Explanation for initiation of pitting corrosion of stainless steels at sulfide inclusions. *Journal of the Electrochemical Society*. 2000. Vol. 147, no. 5. 1763. URL: <https://doi.org/10.1149/1.1393431> (date of access: 24.01.2026).
- ### References
1. Lisiecki A., Kurc-Lisiecka A. Automated laser welding of AISI 304 stainless steel by disk laser. *Archives of Metallurgy and Materials*. 2018. Vol. 63, no. 4. P. 1663–1672. URL: <https://doi.org/10.24425/amm.2018.125091> (date of access: 24.01.2026).
 2. Reda A., Shahin M. A., Montague P. Review of material selection for Corrosion-Resistant Alloy Pipelines. *Engineered Science*. 2025. Vol. 33. 1373. URL: <https://doi.org/10.30919/es1373> (date of access: 24.01.2026).
 3. Muazu Haliru Tadama, Umar Muazu Tadama. The Superiority of Super 13Cr Stainless Steels Alloys over the other Corrosion Resistance Alloys (CRAs) in the Oil and Gas Industry: A Review. *Journal of Scientific Development Research*. 2024. Vol. 6, no. 9. URL: <https://hummingbirdjournals.com/jsdr/article/view/256> (date of access: 24.01.2026).
 4. Yurchenko Yu. Actual problems of laser welding of thin-walled products made of corrosion-resistant high-alloy steels (Review). *Avtomatychne Zvaryuvannya*. 2025. Vol. 6, P. 30–42. URL: <https://doi.org/10.37434/as2025.06.04> (date of access: 24.01.2026).
 5. Malandrucolo A. Superaustenitic stainless steels. In *Engineering materials*. 2024. URL: <https://doi.org/10.1007/978-3-031-68744-0> (date of access: 24.01.2026).
 6. Yurchenko Y., Siora O., Sokolovskyi M., Hryn A., Frolov M., Bernatskyi, A. Influence of laser welding parameters on the geometry of welded joints of thin-sheet stainless steel AISI 304. *Advances in mechanical engineering and transport*. (2025). Vol. 2, no. 25. P. 87–96. URL: <https://doi.org/10.36910/automash.v2i25.1914> (date of access: 24.01.2026).
 7. Kumar N., Mukherjee M., Bandyopadhyay A. Study on laser welding of austenitic stainless steel by varying incident angle of pulsed laser beam. *Optics & Laser Technology*. 2017. Vol. 94. P. 296–309. URL: <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2017.04.008> (date of access: 24.01.2026).
 8. Yurchenko Yu., Siora O., Sokolovskyi M., Harder D., Bernatskyi A. Lazerne zvaryuvannya tonkostinnykh vyrobiv z vissiu obertannia typu truba-shtutser vyhotovlenykh z koroziiostiikykh vysokolehovanykh stali. *VISNYK SKhIDNOUKRAINSKOHO NATSIONALNOHO UNIVERSYTETU Imeni Volodymyra Dalia*. 2025. Vol. 1, no. 287. P. 12–20. URL: <https://doi.org/10.33216/1998-7927-2025-287-1-12-20> (date of access: 24.01.2026).
 9. Malandrucolo A., Menapace C., Giroletti I. Metallurgy, Properties and Applications of Superaustenitic Stainless Steels – SASSs. *Materials*. 2025. Vol. 18, no. 13. 3079. URL: <https://doi.org/10.3390/ma18133079> (date of access: 24.01.2026).
 10. Yurchenko Yu. V., Siora O. V., Sokolovskyi M. V., Nabok T. M., Bernatskyi A. V. Vidpratsiuvannya tekhnolohii lazernoho zvaryuvannya tonkostinnykh tsylindrychnykh vyrobiv zi stali 12Kh18N10T. *Shipbuilding & Marine Infrastructure*. 2025. Vol. 1. P. 15–26. URL: [https://doi.org/10.15589/smi2025.1\(20\).02](https://doi.org/10.15589/smi2025.1(20).02) (date of access: 24.01.2026).
 11. Lahiri A.K. Metallurgical Aspects of Welding. In: *Applied Metallurgy and Corrosion Control*. Indian Institute of Metals Series. Springer, Singapore. 2017. P. 141–176. URL: https://doi.org/10.1007/978-981-10-4684-1_7 (date of access: 24.01.2026).
 12. Olanipekun A. T., Maledi N. B., Mashinini P. M. The synergy between powder metallurgy processes and welding of metallic alloy: a review. *Powder Metallurgy*. 2020. Vol. 63, no. 4. P. 254–267. URL: <https://doi.org/10.1080/00325899.2020.1807712> (date of access: 24.01.2026).
 13. Yan J., Gao M., Zeng X. Study on microstructure and mechanical properties of 304 stainless steel joints by TIG, laser and laser-TIG hybrid welding. *Optics and Lasers in Engineering*. 2009. Vol. 48, no. 4. P. 512–517. <https://doi.org/10.1016/j.optlaseng.2009.08.009> (date of access: 24.01.2026).
 14. Zhou X., Liu Y., Qiao Z., Guo Q., Liu C., Yu L., Li H. Effects of cooling rates on δ -ferrite/ γ -austenite formation and martensitic transformation in modified ferritic heat resistant steel. *Fusion Engineering and Design*. 2017. Vol. 125. P. 354–360. URL: <https://doi.org/10.1016/j.fusengdes.2017.05.095> (date of access: 24.01.2026).
 15. Kurc-Lisiecka A., Lisiecki A. Laser welding of stainless steel. *Journal of Achievements of Materials and Manufacturing Engineering*. 2020. Vol. 1, no. 98. P. 32–40. URL: <https://doi.org/10.5604/01.3001.0014.0815> (date of access: 24.01.2026).

16. Hussain A., Hamdani A. H., Akhter R. CO₂ laser welding of AISI 321 stainless steel. *IOP Conference Series Materials Science and Engineering*. 2014. Vol. 60. 012042. URL: <https://doi.org/10.1088/1757-899x/60/1/012042> (date of access: 24.01.2026).
17. Park J. H., Kang Y. Inclusions in Stainless Steels – a review. *Steel Research International*. 2017. Vol. 88, no. 12. URL: <https://doi.org/10.1002/srin.201700130> (date of access: 24.01.2026).
18. Zhang L., Ren Y. *Handbook of Non-Metallic Inclusions in Steels*. 2025. URL: <https://doi.org/10.1007/978-981-97-9638-0> (date of access: 24.01.2026).
19. Williams D. E., Zhu Y. Y. Explanation for initiation of pitting corrosion of stainless steels at sulfide inclusions. *Journal of the Electrochemical Society*. 2000. Vol. 147, no. 5. 1763. URL: <https://doi.org/10.1149/1.1393431> (date of access: 24.01.2026).

Yurchenko Yu.V., Siora O.V., Lukashenko V.A., Harder D.A., Sokolovskyi M.V., Bernatskyi A.V.
Study of the influence of laser welding parameters on the microstructure of butt welded joints of aisi 304 stainless steel

Chromium–nickel austenitic stainless steels occupy a leading position among structural materials in modern industry due to the combination of high mechanical properties, corrosion resistance, and good manufacturability. One of the most widely used grades is AISI 304 steel, which is extensively applied in the energy sector, chemical and petrochemical industries, shipbuilding, and mechanical engineering. At the same time, welding, particularly laser welding, is associated with the implementation of nonequilibrium solidification conditions, which significantly affect the weld metal microstructure, phase composition, formation of the heat-affected zone, and non-metallic inclusions. This paper presents the results of an experimental study on the effect of laser welding parameters on the microstructure, phase composition, and characteristics of non-metallic inclusions in butt joints of austenitic stainless steel AISI 304 with a thickness of 1.5 mm. Laser welding was performed using an Nd:YAG laser “DY044” under three welding modes with the same linear energy of 60 J/mm and a laser beam defocusing value of 0 mm, at laser power levels of 1.5, 2.5, and 3.5 kW and corresponding welding speeds of 1.5, 2.5, and 3.5 m/min. Microstructural investigations were carried out by optical microscopy in the magnification range of ×50–×500. The δ-ferrite content was measured using a “Ferritgehaltmesser-1.053” device, while the evaluation of non-metallic inclusions was performed in accordance with DSTU ISO 4967:2017. It was established that the weld metal in all specimens is characterized by a dispersed cast structure with the formation of a central cellular zone, a zone of columnar crystallites, and a zone of equiaxed grains near the fusion line. With increasing laser power, a narrowing of the central cellular band, a reduction in the extent of structural zones, and a decrease in the intensity of mutual penetration between the weld

metal and the base metal are observed. The δ-ferrite content in the weld metal shows a clear tendency to decrease from 1.7–1.8% to 0.8–0.9%, indicating a more complete austenitic stabilization at higher welding modes. The highest weld metal purity with respect to non-metallic inclusions was recorded in the specimen welded at a laser power of 3.5 kW, where only dispersed point nitrides and oxynitrides with a rating not exceeding No. 0.5 were detected. The heat-affected zone in all cases is narrow, about 600–900 μm, without austenitic grain growth and with preservation of the rolled structure. The obtained results confirm the effectiveness of optimizing laser welding parameters for the formation of a fine-dispersed microstructure, reduction of δ-ferrite content, and minimization of non-metallic inclusions.

Keywords: laser welding, microstructure, sheet metal, butt joints, stainless steels, AISI 304.

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

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

Лукашенко Володимир 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) z_lyk@ukr.net

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

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

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

Стаття подана 12.11.2025.