

PACS numbers: 02.70.Dh, 44.05.+e, 52.77.Fv, 62.20.D-, 62.20.Qp, 81.20.Vj, 81.30.Kf

Вплив низькотемпературного перетворення аустеніту в металі зварних швів на залишковий напружений стан зварних з'єднань броньової криці

О. А. Сливінський*, В. В. Квасницький*, О. В. Прохоренко*,
А. О. Перепічай*, Є. В. Ілляшенко**, І. М. Лагодзінський*,
Д. С. Леонов***, О. Е. Дацюк*, В. М. Нестеренков**

**Національний технічний університет України*
«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»,
просп. Берестейський, 37,
03056 Київ, Україна

***Інститут електрозварювання імені Є. О. Патона НАН України,*
вул. Казимира Малевича, 11,
03150 Київ, Україна

****Технічний центр НАН України,*
вул. Покровська, 13,
04070 Київ, Україна

Викладено результати комплексного дослідження впливу структурно-фазових перетворень у металі зварних швів броньової криці надвисокої твердості MARS 600 на формування компонент залишкового напружено-

Corresponding author: Oleksiy Anatoliyovych Slyvinsky
E-mail: o.slyvinsky@gmail.com

**National Technical University of Ukraine ‘Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute’,*
37 Beresteiskyi Ave., UA-03056 Kyiv, Ukraine

***E. O. Paton Electric Welding Institute, N.A.S. of Ukraine,*
11, Kazymyr Malevych Str., UA-03150 Kyiv, Ukraine

****Technical Center, N.A.S. of Ukraine,*
13, Pokrovs'ka Str., UA-04070 Kyiv, Ukraine

Citation: O. A. Slyvinsky, V. V. Kvasnytskyi, O. V. Prokhorenko, A. O. Perepichay, Ye. V. Illiashenko, I. M. Lahodzinskyi, D. S. Leonov, O. E. Datsiuk, and V. M. Nesterenkov, The Influence of Low-Temperature Austenite Transformation in Weld Metal on the Residual Stress State of Welded Joints of Armor Steel, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 47, No. 12: 1295–1318 (2025), DOI: [10.15407/mfint.47.12.1295](https://doi.org/10.15407/mfint.47.12.1295)

© Publisher PH “Akademperiodyka” of the NAS of Ukraine, 2025. This is an open access article under the CC BY-ND license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nd/4.0>)

го стану металу стикових з'єднань завтовшки у 6 мм, виконаних за допомогою дугового зварювання топкою електродою у захисному газі (MAG) та плазмового зварювання (PAW). Методами електронної мікроскопії, спектральної аналізи, рентгенівської дифрактометрії, мікродюрометрії визначено фактичні фазовий і хемічний склади металу зварних швів; встановлено, що під час MAG-зварювання криці MARS 600 в металі шва формується аустенітно-мартенситна структура з твердістю, щонайменше в 1,7 разів нижчою за твердість основного металу, а під час PAW-зварювання — структура рейкового мартенситу з твердістю до $\cong 1,1$ разу більшою за твердість основного металу. З урахуванням фазових перетворень під час нагрівання й охолодження проведено порівняльну скінченно-елементну аналізу рівня компонент залишкового напруженого стану з'єднань з виконанням зварних швів на прохід (MAG і PAW1) і двома ділянками від середини до торців (PAW2). Встановлено, що для технологічної схеми зварювання PAW1 завдяки ефекту низькотемпературного перетворення аустеніту метал шва та небезпечних ділянок зони термічного впливу зазнає дії напружень стиску у поздовжньому та незначних за величиною напружень розтягу в поперечному напрямках. Показано, що зварювання за технологічною схемою PAW2 є небезпечним з точки зору тріщиноутворення внаслідок формування концентратора напружень в області стику двох ділянок шва.

Ключові слова: залишкові напруження, перетворення аустеніту, мікроструктура, мікротвердість, дугове зварювання в захисному газі, плазмове зварювання, броньова криця.

The results of a comprehensive study of the influence of structural and phase transformations in the metal of welds of MARS 600 ultra-high-hardness armour steel on the formation of components of the residual-stress state of the metal of 6 mm-thick butt joints, performed using arc welding with a consumable electrode in a protective gas (MAG) and plasma welding (PAW), are presented. The actual phase and chemical compositions of the weld metal is determined by electron microscopy, spectral analysis, x-ray diffractometry, and microdurometry; it is established that, during MAG welding of MARS 600 steel, an austenitic–martensitic structure with a hardness at least 1.7 times lower than the hardness of the base metal is formed in the weld metal, and during PAW welding, a rack martensite structure with a hardness up to $\cong 1.1$ times greater than the hardness of the base metal is formed. Taking into account phase transformations during heating and cooling, a comparative finite-element analysis of the component level of the residual-stress state of the joints is carried out, with the execution of welds in the penetration (MAG and PAW1) and in two sections from the middle to the ends (PAW2). As established for the PAW1 welding scheme, due to the effect of low-temperature austenite transformation, the weld metal and dangerous sections of the HAZ are subjected to compressive stresses in the longitudinal and insignificant tensile stresses in the transverse directions. As shown, welding according to the PAW2 technological scheme is dangerous from the point of view of crack formation due to the formation of a stress concentrator in the area of the junction of two sections of the weld.

Key words: residual stresses, austenite transformation, microstructure, mi-

crohardness, arc welding in a protective gas, plasma welding, armour steel.

(Отримано 12 листопада 2025 р.; остаточн. варіант — 12 листопада 2025 р.)

1. ВСТУП

Катані броньові криці надвисокої твердості, що задовольняють вимогам MIL-DTL-32332 [1] забезпечують більш високий рівень балістичного захисту у порівнянні з броньовими крицями високої твердості за MIL-DTL-46100 [2] та є перспективними матеріалами для застосування у зварювальному виробництві військової легкоброньованої техніки. Для одержання необхідних службових характеристик листовий прокат з броньових криць надвисокої твердості підлягає гартуванню з низькотемпературним відпуском і набуває твердості *HBW* 5,7–6,5 ГПа. Підвищений вміст Карбону (у середньому 0,40–0,44 ваг.%) істотно обмежує технологічну здатність до зварювання цих матеріалів через загрозу крихких руйнувань під впливом залишкових зварювальних напружень — холодних тріщин. Основною причиною утворення останніх є формування малопластичної структури невідпущеного мартенситу в металі зварювальної зони термічного впливу (ЗТВ) і високий рівень залишкових напружень розтягу [3]. Враховуючи високу чутливість броньових криць до перегріву, зумовлену зменшенням термообробленого на максимальну твердість основного металу [4], що в свою чергу унеможливорює попереднє підігрівання зварюваних деталей, єдиним на сьогоднішній день методом попередження холодних тріщин під час зварювання броньових криць є застосування високолегованих зварювальних матеріалів аустенітного класу [5]. У разі формування у металі зварного шва аустенітної структури, що не зазнає поліморфних перетворень під час його охолодження, характер напруженого стану в навіколошовній зоні сприяє зсуву початку мартенситного перетворення в область більш високих температур, внаслідок чого воно відбувається з самовідпуском. В свою чергу, структурні напруження, спричинені мартенситним перетворенням металу навіколошовної зони, можуть бути релаксовані пластичною деформацією аустенітного металу зварного шва.

Недоліком застосування аустенітних зварювальних матеріалів для з'єднання високоміцних гартівних криць є неможливість одержання в зварному шві еквівалентного з основним металом рівня твердості та міцності. Зокрема, у випадку зварювання броньових криць це вимагає спеціального конструктивного виконання зварних вузлів або нагрівання на поверхню зварного шва кулестійкого шару високої твердості [6].

Перспективним напрямом розвитку технологій зварювання високоміцних гартівних криць є розроблення зварювальних матері-

ялів, що реалізовуватимуть ефект низькотемпературного перетворення аустеніту (low-temperature transformation—LTT) в металі шва [7–11]. Це — низьковуглецеві високолеговані зварювальні матеріали системи Cr–Ni та Cr–Ni–Mn, що забезпечують затримку розпаду аустеніту до температури у 200°C і нижче. У цьому випадку мартенситне перетворення в ЗТВ зварюваної криці відбуватиметься за таких самих термодеоформаційних умов, що і під час зварювання аустенітними матеріалами, і тому зварювання допускається здійснювати без підігрівання. В свою чергу, повне або часткове мартенситне перетворення в металі шва дає змогу істотно підвищити його міцність і твердість й подекуди одержувати його механічні властивості на рівні основного металу [10]. Проте, основний очікуваний від застосування зварювальних матеріалів з LTT-ефектом результат полягає в мінімізації залишкових напружень розтягу або створенні високих напружень стиску через додавання до зварювальних напружень структурних напружень стиску під час низькотемпературного мартенситного перетворення, яке відбувається з локальним збільшенням об'єму [8]. Внаслідок цього вдається нівелювати головний чинник утворення холодних тріщин — високі залишкові напруження розтягу з одночасним підвищенням міцності металу шва.

Слід зазначити, що наразі відсутні опубліковані дані щодо використання для з'єднання броньових криць високої та надвисокої твердості матеріалів з LTT-ефектом, а наведені в наявних публікаціях результати переважно стосуються дугового зварювання у захисному газі криць з границею плинності у 690–960 МПа дослідними зразками зварювальних дротів [9–11]. У зв'язку з цим доцільно дослідити можливість одержання низькотемпературного мартенситного перетворення в металі зварного шва шляхом регулювання частки нагрітого металу й основного металу в ньому, використовуючи штатний, рекомендований для зварювання броньових криць дріт аустенітного класу. Для дугового зварювання у захисному газі топкою електродами це не представляється можливим, оскільки швидкість подавання електродного дроту жорстко прив'язано до величини зварювального струму, необхідної для досягнення певного протоплення. У цьому випадку досягти зменшення концентрації елементів-аустенітизаторів в зварному шві можна, лише збільшуючи їх вигорання через зростання концентрації активного газу в складі захисної суміші. Способи зварювання з незалежною відносно енергетичних параметрів джерела нагрівання швидкістю подавання присадного матеріалу, наприклад плазмове зварювання, уможливають більшою мірою вплинути на структурно-фазовий склад металу шва.

Загальновідомою особливістю всіх способів зварювання концентрованими джерелами теплової енергії, в тому числі й плазмового

процесу, є підвищені вимоги до складання деталей під зварювання, зокрема забезпечення постійного зазору між з'єднуваними крайками упродовж усього часу виконання зварного шва. У цьому випадку мінімізація переміщень з площини та поперечних по відношенню до осі шва переміщень досягається жорстким закріпленням зварюваних деталей у фіксувальному оснащенні [12], застосуванням відповідних технологічних схем виконання зварних швів, зокрема короткими ділянками від середини до країв складальної одиниці, обернено-ступінчастим способом тощо [13].

Таким чином, завданням даної роботи є мінімізація рівня залишкових напружень розтягу зварних з'єднань броньової криці надвисокої твердості, шляхом регулювання фазового складу металу зварних швів і вибору раціональної технологічної послідовності зварювання поряд з підвищенням рівня твердості та міцності зварних швів.

2. МЕТОДИКА ТА МАТЕРІЯЛИ ДОСЛІДЖЕНЬ

Досліджено стикові зварні з'єднання пластин із криці MARS 600 розмірами 300×250×6 мм дуговим зварюванням топкою електродами у захисному газі (MAG) та плазмовим зварюванням (PAW) з присадним дротом. В обох випадках застосовувався зварювальний дріт аустенітного класу ESAB OK Autrod 16.95 (18 8 Mn за EN ISO 14343) діаметром у 1,2 мм. Хімічний склад основного металу та зварювального дроту наведено у табл. 1. Параметри режимів зварювання обиралися з метою забезпечення повного протоплення з'єднань за один прохід з одночасною мінімізацією тепловкладення в основний метал (табл. 2).

У випадку MAG-зварювання через теплофізичні особливості електричної дуги топкої електроди якісне формування металу одностороннього зварного шва було одержано тільки за умови скосу крайки однієї зі з'єднуваних пластин. PAW-зварювання для обраної товщини основного металу завдяки більш високій концентрації теплової потужності забезпечувало формування шва з наскрізним протопленням без розкриття крайок.

Під час зварювання й охолодження з'єднувані пластини були жорстко зафіксовані вздовж напрямку зварювання за допомогою крицевих обміднених притискних пластин, віддаль між якими складала 60 мм. Зварювання виконувалося на мідній підкладинці розмірами 600×380×40 мм з фрезерованою канавкою радіусом у 3 мм для формування оберненого боку зварного шва за трьома технологічними схемами: схема PAW1-зварювання стикового шва напрохід; схема PAW2-зварювання стикового шва двома ділянками від середини з'єднання до торців (параметри режимів для PAW1 і PAW2 — ідентичні); схема MAG-зварювання стикового шва напро-

ТАБЛИЦЯ 1. Хемічний склад основного металу, зварювального дроту та металу зварних швів [ваг.%].**TABLE 1.** Chemical composition of base metal, welding wire, and weld metal [wt.%].

Елемент	Основний метал	Зварювальний дріт	Метал шва, MAG	Метал шва, PAW
C	0,43	0,06	0,262	0,419
Si	0,82	0,8	0,72	0,66
Mn	0,499	6,7	3,23	1,58
P	0,0054	0,02	0,02	0,02
S	0,0006	0,01	0,0067	0,02
Cr	0,15	18,2	10,13	3,85
Ni	1,881	8,1	5,47	3,09
Mo	0,33	0,1	0,29	0,26
Cu	0,03	0,2	—	—
Al	0,035	—	—	—
B	0,0028	—	—	—
Fe	Основа			

ТАБЛИЦЯ 2. Параметри режимів зварювання.**TABLE 2.** Welding mode parameters.

Спосіб зварювання	Зазор між пластинами b , мм	Зварювальний струм $I_{зв}$, А	Зварювальна напруга $U_{зв}$, В	Швидкість подачі дроту $v_{пл}$, м/хв	Швидкість зварювання $v_{зв}$, мм/с	Плазмоутворювальний / захисний газ	Ефективний коефіцієнт корисної дії нагрівання [14]	Погонна енергія зварювання Q , кДж/мм
MAG	2,0	235	27,4	7,2	5,25	—/Ar + 20% CO ₂	0,8	0,98
PAW	0,8	201	27,0	1,2	3,3	Ar/Ar + 18% CO ₂	0,5	0,82

хід.

Під час зварювання здійснювалися вимірювання термічних циклів за допомогою хромель-алюмелевих термопар в точках на віддалі у 75 мм від початку контрольних зварних швів у поздовжньому напрямку і у 25 мм у поперечному напрямку до осі зварних стиків

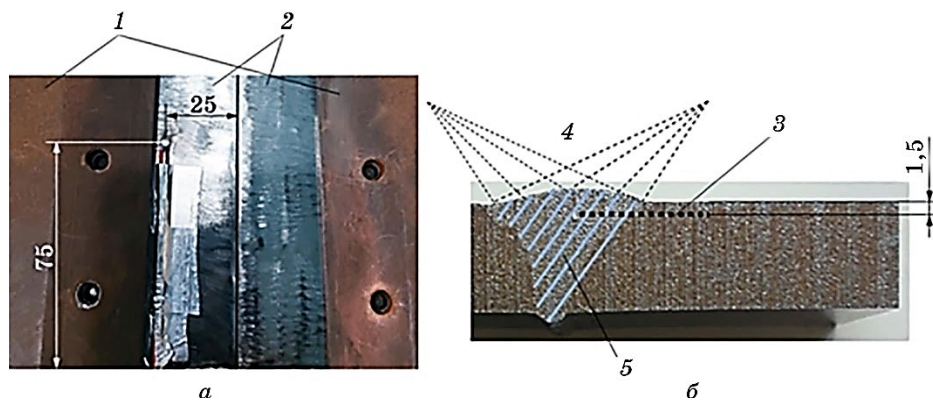


Рис. 1. Схема проведення експериментальних досліджень термічних циклів зварювання (а), дюрOMETричної, рентгеноструктурної та хемічної аналіз (б): 1 — притискні пластини, 2 — з'єднані деталі, 3 — напрямок вимірювання мікротвердості, 4 — область рентгєнівського дифрактометричного опромінювання, 5 — область мікроструктурних досліджень і хемічної аналізи.

Fig. 1. Scheme of experimental studies of thermal cycles of welding (a), durometric, x-ray structural and chemical analyses (b): 1—pressure plates, 2—connected parts, 3—direction of microhardness measurement, 4—area of x-ray diffractometric irradiation, 5—area of microstructural studies and chemical analysis.

(рис. 1, а). З'юти термопар розміщувались із заглибленням біля 0,5 мм від лицьової поверхні зварних зразків.

Зі зварних з'єднань електроерозійною методою у перпендикулярному до осі зварного шва напрямку вирізалися зразки для дюрOMETричних і структурно-фазових досліджень.

ДюрOMETрична аналіза проводилася методою за Віккерсом на мікротвердомірі «LHVS-1000Z» з навантаженням у 2,94 Н (300 г) з метою порівняння розподілу мікротвердості на віддалі у 1,5 мм від лицьової сторони зварних зразків, виконаних MAG- і PAW-способами (рис. 1, б).

Рентгєнодифрактометричною аналізою за допомогою дифрактометра 'Rigaku Ultima IV' визначався фазовий склад металу зварних швів, а також залишкові напруження 1-го роду за методикою $\sin^2\psi$ [15].

Фактичний вміст легувальних елементів і домішок в металі зварних швів (табл. 1) визначено методою енергодисперсійної рентгєнівської спектроскопії на електронному мікроскопі «TESCAN VEGA 3» та методом спалювання у потоці кисню за допомогою газоаналізатора «EMIA PRO».

Термодеформаційні процеси під час зварювання моделювали методом скінченних елементів з використанням програмного комплексу «Simufact Welding».

3. РОЗРАХУНКОВА СХЕМА І ВЛАСТИВОСТІ МАТЕРІЯЛІВ

Скінченно-елементний модель (рис. 2, *a*) зварного з'єднання (зварювані пластини «Plate1» і «Plate2» та шов «Weld») з оснащенням (підкладинка «Back-plate-mm» і притискні пластини «Clamp1-mm» і «Clamp2-mm») створено за допомогою твердотільного моделювання і складається з 29328 призматичних елементів. Сітка скінченних елементів зварного з'єднання — нерегулярна, зі збільшенням розмірів скінченних елементів за межами високонагрітої зони, для оптимізації витрат часу на розрахунки.

Крайові умови, що визначають теплообмін між поверхнею тіла та навколишнім середовищем, задано 2D-елементами у вигляді поверхні тепловіддачі, яка моделює конвекцію та променистий теплообмін під час зварювання. Траєкторію зварного шва задано 1D-елементами. Технологічне закріплення зварного з'єднання у процесі зварювання й охолодження моделювали, призначивши програмно жорстке притиснення пластин оснастки.

Початок правої прямокутної системи координат XYZ скінченно-елементного моделю зварного стикового з'єднання розміщено на нижній площині пластин у центральному вузлі; вісь Z спрямовано

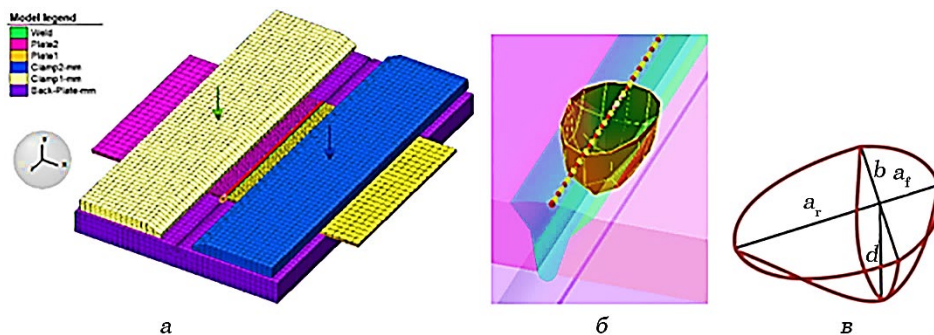


Рис. 2. Твердотільний скінченно-елементний модель стикового зварного з'єднання в оснащенні (*a*), модель зварювального джерела тепла (*б*) та її геометричні параметри (*в*): a_r , a_f — довжини хвостової та фронтальної частин ванни, b , d — її ширина та глибина відповідно.

Fig. 2. Solid-state finite-element model of a butt weld joint in the fixture (*a*), model of the welding heat source (*б*), and its geometric parameters (*в*): a_r , a_f — lengths of the tail and frontal parts of the bath, b , d — its width and depth, respectively.

вздовж зварного шва, вісь X — уперек зварного шва, вісь Y — вгору до лицьової поверхні пластини. Пластини протоплювали вздовж осі Z на всю товщину за один прохід.

Моделювання термодформаційних процесів під час зварювання й охолодження виконували з урахуванням хемічного складу основного металу й експериментально визначеного вмісту елементів у зварних швах для MAG- і PAW-зварювання (табл. 1), а також з урахуванням залежностей теплофізичних і механічних властивостей матеріалів від температури. Враховуючи той факт, що застосовані матеріали були відсутні в базі даних Simufact Welding, їхні залежності від температури значення теплопровідності, модуля пружності, питомої теплоємності, Пуассонова коефіцієнта, густини та коефіцієнта теплового розширення було розраховано у програмному забезпеченні JMatPro [16, 17] та імпортовано як модель матеріалу в Simufact Welding. В процесі моделювання фазовий склад матеріалу визначався опосередковано шляхом розрахунку фазових співвідношень, визначення властивостей для теоретично чистих фаз і використання лінійного правила змішання. Водночас фазові співвідношення під час охолодження розраховувалися для температури аустенізації у 1300°C за допомогою чисельно побудованих діаграм ізотермічного перетворення аустеніту, використання яких для неізотермічного перетворення здійснювалося шляхом декомпозиції на послідовні ізотермічні перетворення.

Розв'язок задачі термопружнєпластичності виконано шляхом одночасного розв'язування рівнянь теплового балансу та механіки твердого деформованого тіла з урахуванням крайових умов другого (густину теплового потоку теплопровідності задавали за допомогою моделю об'ємного джерела тепла за J. Goldak [18]), третього (умови конвективного теплообміну між поверхнею з'єднання та навколишнім середовищем задано відповідно до закону Ньютона-Ріхмана [19]) і четвертого роду (контактний теплообмін між з'єднанням, підкладкою та притискачами реалізовано через завдання коефіцієнта теплопередачі та температури контакту між поверхнями контакту [19]). Модель об'ємного джерела тепла за J. Goldak має максимально наближену до зварювальної ванни форму подвійного еліпсоїда (рис. 2, б), з відповідними геометричними параметрами (рис. 2, в, табл. 3), які призначалися на підставі аналізу макрошліфів зварних швів з'єднань, виконаних за режимами, вказаними у табл. 2.

Характерною особливістю моделю є те, що розподіл об'ємної густини потужності джерела задається незалежно для фронтальної та хвостової частин еліпсоїда. Відповідно встановлювалися наступні коефіцієнти f_f і f_r , що визначають співвідношення для тепла, внесеного у фронтальну та хвостову частину.

Валідацію скінченно-елементних моделей виконано через порів-

няння експериментальних і розрахункових параметрів, одержаних в результаті числового розв'язання задачі теплопровідності: геометричних параметрів зварювальної ванни та термічних циклів під час зварювання стикового шва напрохід MAG- та PAW-зварюванням (рис. 3, табл. 4).

Як видно з рис. 3 і табл. 4, геометричні параметри моделей з дос-

ТАБЛИЦЯ 3. Параметри моделей джерел тепла для PAW- і MAG-зварювання.

TABLE 3. Parameters of heat source models for PAW and MAG welding.

Спосіб зварювання	a_f , мм	a_r , мм	b , мм	d , мм	f_t	f_r
PAW	8	15	5	7	0,69	1,31
MAG	9	16	5,5	6,5	0,72	1,28

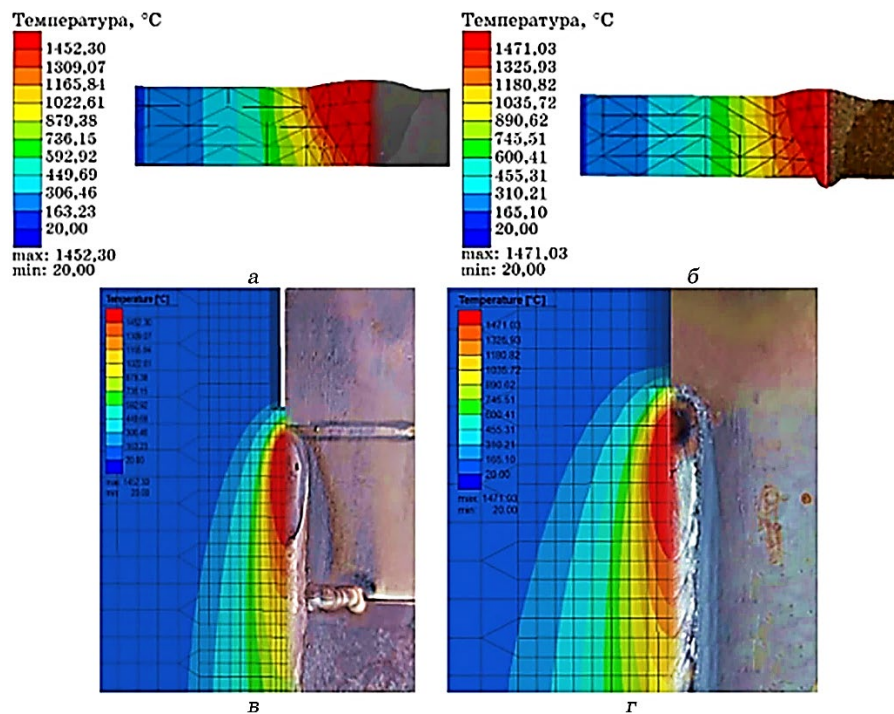


Рис. 3. Зіставлення параметрів зварювальної ванни для модельного й експериментального зразків: у поперечному перерізі для MAG- (а) і PAW- (б) з'єднань; вигляд зверху для MAG- (в) і PAW- (г) з'єднань.

Fig. 3. Comparison of weld pool parameters for model and experimental samples: in cross-section for MAG (a) and PAW (б) joints; in top view for MAG (в) and PAW (г) joints.

татньою для практичних цілей точністю збігаються з аналогічними параметрами експериментальних зварних зразків; похибка не перевищує 10%.

Порівняння розрахункових та експериментальних термічних циклів в точках MAG- і PAW-зварних з'єднань (див. рис. 1, *a*) показано на рис. 4. Видно, що значення максимальних температур термічних циклів змодельованих процесів зварювання практично збігаються зі значеннями, одержаними під час експерименту (відмінність не перевищує 6,4% для MAG і 2,6% для PAW). В обох випадках маємо високий збіг результатів моделювання й експерименту для висхідних гілок термічних циклів.

Для низхідних гілок спостерігається певна відмінність у величині розрахункових і експериментальних значень температур. Ймовірно, це пов'язане з відсутністю даних стосовно теплофізичних властивостей крицевих обміднених притискних пластин і заміною їхнього матеріалу в розрахункових моделях на чисту мідь. В свою чергу, розбіжність гілок охолодження для MAG-способу дещо бі-

ТАБЛИЦЯ 4. Геометричні параметри модельної і експериментальної зварювальних ванн для PAW- та MAG-зварних зразків.

TABLE 4. Geometric parameters of model and experimental weld pools for PAW and MAG welded specimens.

Спосіб зварювання	Довжина ванни, мм		Похибка, %	Ширина ванни, мм		Похибка, %
	Модель	Експеримент		Модель	Експеримент	
MAG	27,6	25,2	9,52	9,5	10,2	6,8
PAW	26,0	23,8	9,24	9,23	9,1	1,43

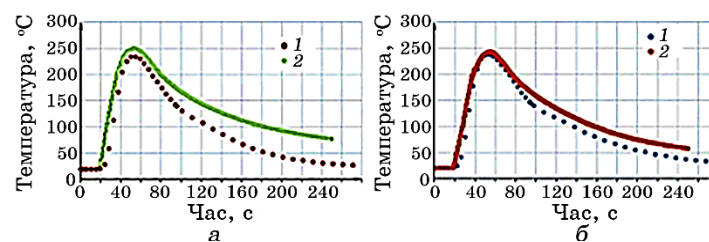


Рис. 4. Термічні цикли в точках MAG (*a*) і PAW (*б*) зварних з'єднань: 1 – розрахункові дані, 2 – експериментальні дані.

Fig. 4. Thermal cycles at the MAG (*a*) and PAW (*б*) points of welded joints: 1—calculated data, 2—experimental data.

льша, ніж для PAW-способу через менше значення погонної енергії (див. табл. 2) і більш високу сконцентрованість теплової потужності в плямі нагрівання для плазмового процесу у порівнянні з дуговим.

4. РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Результати мікродюриметричної аналізи (рис. 5) в межах ЗТВ з'єднань досліджених зварних зразків показують типову для зварювання загартовано-відпущених криць, зокрема і броньових, картину зміни твердості по мірі віддалення від зварного шва [20, 21]. Ділянки ЗТВ, що під час нагрівання зазнавали повної аустенізації, після охолодження від максимальної температури нагрівання мають гартівну структуру з твердістю, яка перебільшує твердість основного металу (мінімальну твердість основного металу для криці MARS 600 у термообробленому стані позначено на рис. 5 пунктирною лінією). Ділянки неповної перекристалізації та відпуску характеризуються пониженням твердості нижче від рівня основного металу внаслідок знеміцнення, зумовленого впливом зварювального тепла.

Очікувано, застосування висококонцентрованого плазмового джерела тепла зумовлює звуження як усієї ЗТВ, так і її окремих ділянок у порівнянні з MAG-зварюванням. Принципова відмінність

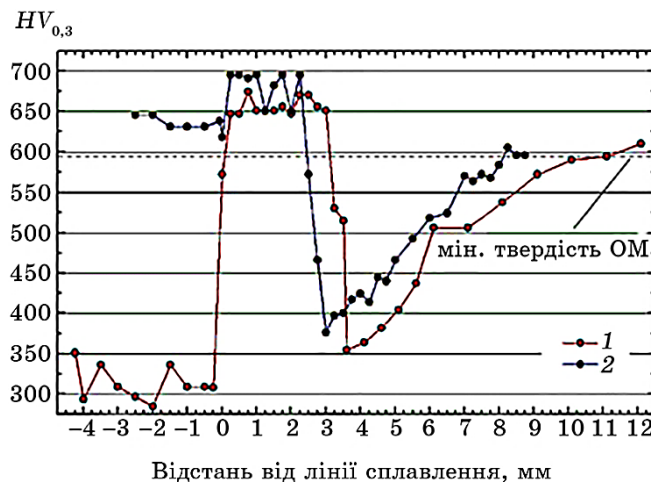


Рис. 5. Розподіл мікротвердості в поперечному перерізі зварних з'єднань криці MARS 600, виконаних MAG- (1) і PAW- (2) способами.

Fig. 5. Microhardness distribution in the cross-section of welded joints of MARS 600 steel made by MAG (1) and PAW (2) methods.

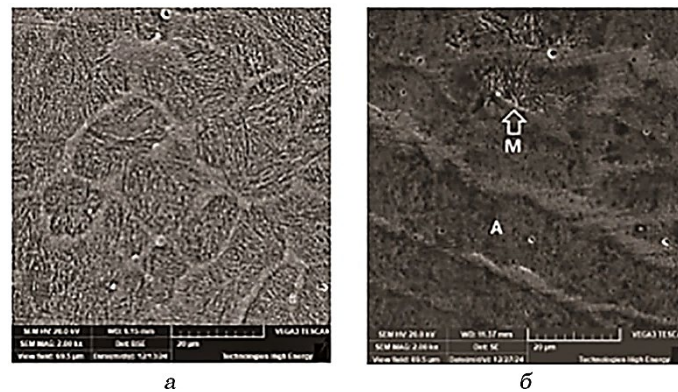


Рис. 6. Сканувальна електронна мікроскопія зварних швів, одержаних PAW- (*a*) і MAG- (*б*) зварюванням: М — мартенсит, А — аустеніт.

Fig. 6. Scanning electron microscopy of welds obtained by PAW (*a*) and MAG (*б*) welding: M—martensite, A—austenite.

показників твердості MAG- і PAW-зразків спостерігається для металу зварних швів (від’ємні віддалі від лінії стоплення на рис. 5). Зварний шов PAW-з’єднання має вищу твердість від основного металу на противагу істотно меншій твердості MAG-шва.

За результатами мікроструктурних досліджень можна бачити, що метал зварного шва PAW-з’єднання має дрібногочасту мартенситну структуру (рис. 6, *a*), в той час як у структурі шва MAG-з’єднання спостерігаються лише поодинокі краплі мартенситу (рис. 6, *б*).

Результати розв’язку методом скінченних елементів зв’язаної задачі термопружнوپластичності для трьох технологічних схем зварювання PAW1, PAW2 і MAG представлено на рис. 7–11.

Аналіза полів поздовжніх напружень показала, що під час зварювання за схемою PAW1 (рис. 7, *a*) у приповерхневій області на осі зварного шва утворюються напруження стиску до -890 МПа, які переходять у напруження розтягу з піковими значеннями до 1075 МПа в межах ЗТВ, з подальшим зменшенням до $\cong -15$ МПа на краях з’єднання. Формування напружень стиску на осі зварного шва пояснюється наявністю мартенситної структури в металі зварного шва, утворення якої супроводжується збільшенням об’єму металу [8], що і спричиняє стиск внаслідок неможливості вільного розширення металу шва. У прикінцевих областях зварного шва поздовжні напруження стиску склали -728 МПа і -528 МПа відповідно.

Для варіанту зварювання за схемою PAW2 (рис. 7, *б*) в залишковому стані на ділянках 1 і 2 у приповерхневій області утворюються поздовжні напруження стиску до -838 МПа і -756 МПа. У прикінцевих областях зварного з’єднання напруження досягли величин

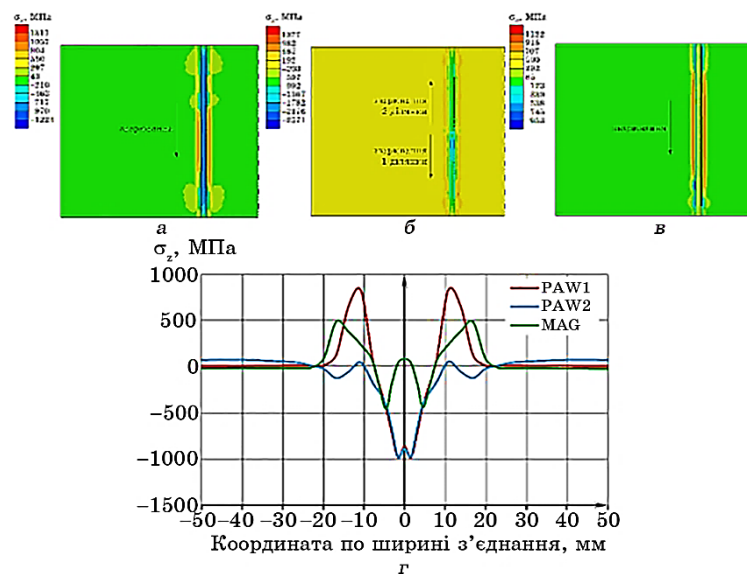


Рис. 7. Поля залишкових поздовжніх напружень σ_z для технологічних схем зварювання PAW1 (а), PAW2 (б) і MAG (в) та розподіл їх у середньому поперечному перерізі (г).

Fig. 7. Fields of residual longitudinal stresses σ_z for technological welding schemes PAW1 (a), PAW2 (b) and MAG (c), and their distribution in the average cross-section (d).

–198 МПа і –215 МПа для 1-ї і 2-ї ділянок відповідно. Крім того, після зварювання 2-ї ділянки на початку довжини 1-ї ділянки (завдовжки у ≈ 50 мм від місця стику ділянок) формується область значних напружень стиску у ≈ -2100 МПа, що сягають розрахованого в JMatPro за хемічним складом металу шва значення його границі міцності й є критичним показником для можливого розвитку тріщин у цій області з'єднання.

Для MAG-зварювання (рис. 7, в) у приповерхневій області шва утворюються напруження розтягу величиною до 160 МПа. Крім того, на віддалі від осі шва у ≈ 11 мм величина поздовжніх напружень розтягу сягає значень у 1082 МПа. За межами пластичної зони у середньому поперечному перерізі діють поздовжні напруження стиску величиною до –25 МПа, а у прикінцевих областях на початку і в кінці зварного шва напруження стиску змінюються на напруження розтягу; їхня величина дорівнює 225 МПа і 180 МПа відповідно.

Для детальної оцінки компонент залишкового напруженого стану додатково розглянуто розподіл поздовжніх напружень в середньому поперечному перерізі (рис. 7, г). Графіки побудовано на осно-

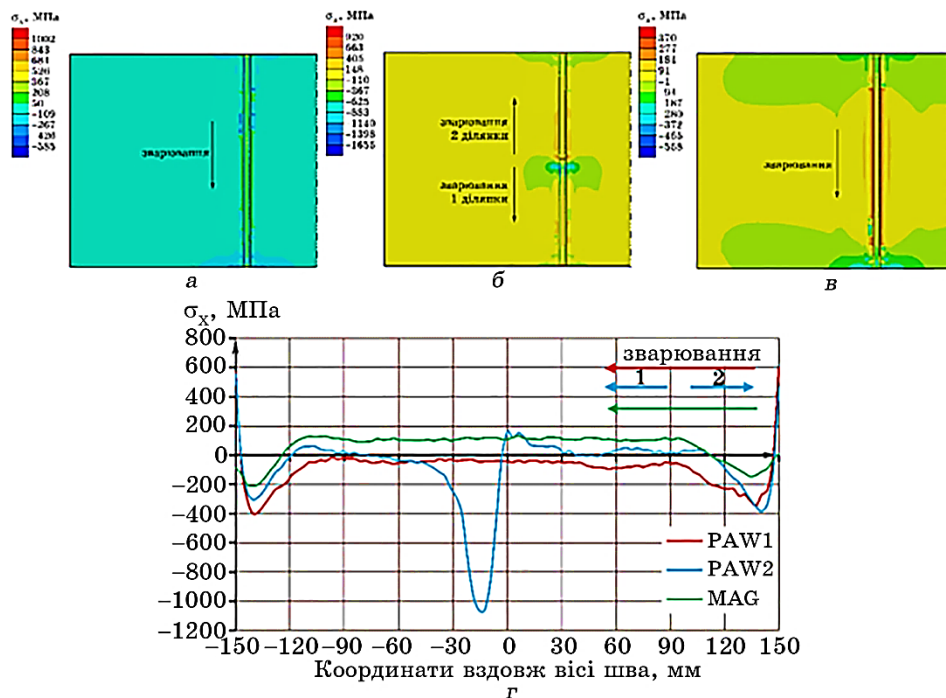


Рис. 8. Поля залишкових поперечних напружень σ_x для технологічних схем зварювання PAW1 (а), PAW2 (б) і MAG (в) та їх розподіл вздовж осей зварних швів (г).

Fig. 8. Fields of residual transverse stresses σ_x for technological welding schemes PAW1 (a), PAW2 (b) and MAG (c) and their distribution along the axes of the welds (d).

ві усереднення значень напружень, визначених для лицьової та оберненої поверхонь зварних з'єднань.

Для схеми PAW1 в межах зварного шва, ширина якого складала $\cong 9$ мм (табл. 4), діють напруження стиску від -860 до -1000 МПа. На ділянці стоплення значення напружень стиску зменшуються до $\cong -450$ МПа. «Розвантаження» металу зварного з'єднання зі значенням розрахункових поздовжніх залишкових напружень $\cong 0$ МПа спостерігається на віддалі $y \cong 7,5$ мм від осі шва, що відповідає ділянці максимального знеміцнення в межах ЗТВ (рис. 5). Максимальні напруження розтягу до 826 МПа утворюються на віддалі $y \cong 11,5$ мм від осі шва в металі ділянки низькотемпературного відпуску ЗТВ, механічні властивості якого мало відрізняються від властивостей основного металу.

Для схеми PAW2 в межах зони пластичних деформацій величина напружень розтягу не перевищує 50 МПа, однак на осі зварного

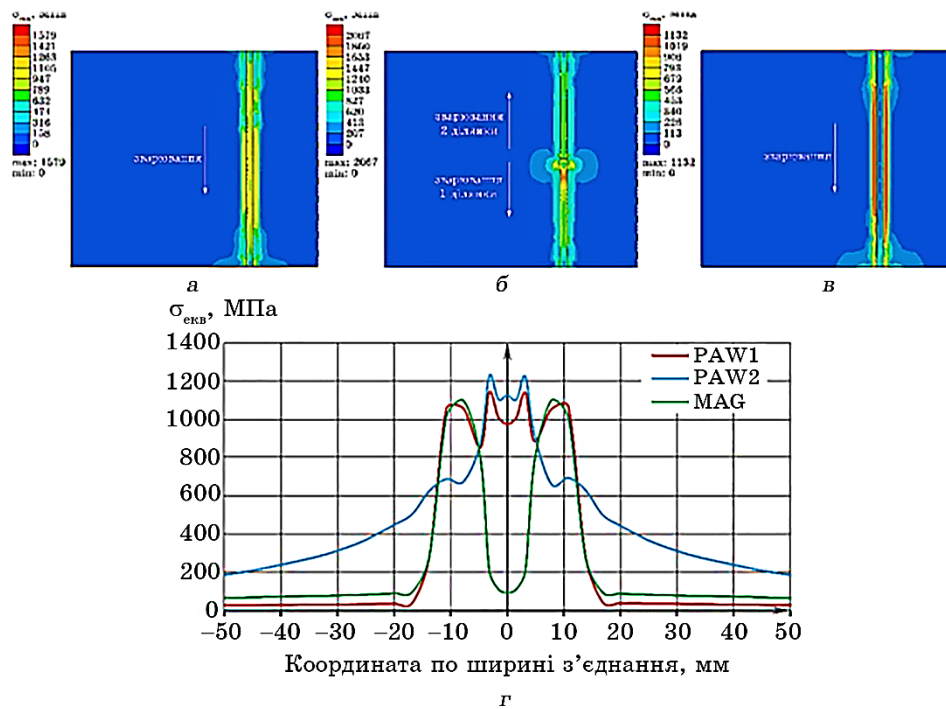


Рис. 9. Поля залишкових еквівалентних напружень $\sigma_{\text{екв}}$ для технологічних схем зварювання PAW1 (а), PAW2 (б) і MAG (в) та розподіл їх у середньому поперечному перерізі (г).

Fig. 9. Fields of residual equivalent stresses $\sigma_{\text{екв}}$ for technological welding schemes PAW1 (a), PAW2 (б) and MAG (в), and their distribution in the average cross-section (г).

шва, як і для схеми PAW1, утворюються значні поздовжні напруження стиску до -890 МПа.

Після MAG-зварювання на осі зварного шва, ширина якого складала ≈ 10 мм (табл. 4) формуються незначні до 81 МПа напруження розтягу з переходом у напруження стиску до -454 МПа на ділянці стоплення (≈ 5 мм від осі шва). Величина максимальних напружень розтягу сягає 486 МПа в основному металі за межами ЗТВ.

Характерні відмінності у розподілі поздовжніх напружень в межах пластичної зони для досліджуваних схем (рис. 7, г) зумовлено особливостями перебігу фазових перетворень у швах і перегрітих ділянках ЗТВ, а також технікою виконання зварного шва (напрохід або двома ділянками від центру до торців). Зокрема, визначений для технологічної схеми PAW1 розподіл поздовжніх залишкових напружень в перерізі зварного з'єднання за своїми характеристиками є аналогічним до наведених у [8] результатів досліджень на-

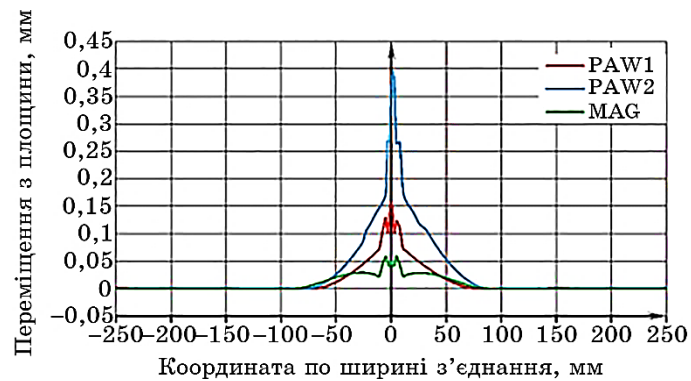


Рис. 10. Розподіл залишкових переміщень з площини у середньому поперечному перерізі стикового з'єднання для різних технологічних схем зварювання.

Fig. 10. Distribution of residual displacements from the plane in the average cross-section of the butt joint for different welding technological schemes.



Рис. 11. Розподіл залишкових переміщень з площини вздовж осі зварного шва стикового з'єднання для різних технологічних схем зварювання.

Fig. 11. Distribution of residual displacements from the plane along the axis of the weld of the butt joint for different welding technological schemes.

пруженого стану зварних з'єднань гартівних криць, виконаних зварювальними матеріалами, що забезпечують LTT-ефект.

Визначено, що для всіх трьох технологічних схем в межах пластичної зони у приповерхневій області формуються залишкові поперечні напруження розтягу (рис. 8) незначної величини (менше 300 МПа). У прикінцевих областях на початку та в кінці зварного шва утворюються поперечні напруження стиску (подекуди до $\cong -400$ МПа).

Крім того, для зварювання за схемою PAW2 (рис. 8, б) на довжині $y \cong 28$ мм від початку завареної ділянки 1 після завершення зварювання ділянки 2 формується область поперечних напружень до -1060 МПа, зумовлена неможливістю розширення металу у поперечному напрямку вже охолодженої ділянки 1 і утворенням концентратора напружень — стику двох ділянок.

З наведеного на рис. 8, з розподілу поперечних напружень вздовж осей зварних швів видно, що для схеми PAW1 та MAG він має рівномірний характер без локальних екстремумів. За винятком приторцевих областей, вздовж осі шва PAW1 формуються незначні напруження стиску до -88 МПа, вздовж осі MAG-шва — напруження розтягу не вище 130 МПа. У приторцевих областях швів напруження змінюють знак; водночас, для схеми PAW1 формуються пікові значення поперечних напружень розтягу до 600 МПа, для MAG-з'єднання напруження стиску не перебільшують -87 МПа.

Для схеми PAW2 величина напружень у середній частині обох ділянок шва є меншою за 60 МПа; приторцеві області шва, аналогічно до схеми PAW1, зазнають впливу напружень розтягу $y \cong 550$ МПа. Водночас, на довжині $y \cong 28$ мм від початку завареної ділянки 1 після завершення зварювання ділянки 2 формується область стискальних поперечних напружень стиску до -1063 МПа, наявність якої зумовлено неможливістю розширення металу у поперечному напрямку вже охолодженої ділянки 1 і формуванням концентратора напружень — стику двох ділянок.

З огляду на те, що в роботі досліджується формування компонент напружено-деформованого стану листової конструкції, — симетричного стикового зварного з'єднання невеликої товщини (до 10 мм), — визначенням розподілу напружень по товщині σ_y можна нехтувати через їхню незначну роль у можливому тріщиноутворенні. Однак, зважаючи на те, що небезпечний стан матеріалу залежить не від величини окремих компонент тензора напружень, а від їхньої комбінації, для оцінки настання граничного стану необхідно використовувати еквівалентні напруження за Мізесом, розрахунок яких ґрунтується на оцінці кількості питомої потенціальної енергії формозміни, накопиченої zdeформованим об'єктом [22]. Аналіза розподілу полів еквівалентних напружень у приповерхневій області з'єднань показала, що після зварювання за схемою PAW1 (рис. 9, а) максимальні напруження утворюються на осі шва до $\cong 915$ МПа, що складає $\cong 0,43$ від розрахункової границі міцності металу шва цього з'єднання (2108 МПа). В межах пластичної зони величина напружень швидко зменшується і на межах пластичної зони становить $\cong 180$ МПа; у закріплених під час зварювання областях з'єднання еквівалентні залишкові напруження мінімальні і не перевищують 30 МПа. У областях на початку та в кінці зварного шва величина залишкових еквівалентних напружень склала 450 МПа і

427 МПа відповідно.

Для варіанту зварювання за схемою PAW2 (рис. 9, б) величина еквівалентних напружень у приповерхневій області на осі шва сягає ≈ 890 МПа. На межах пластичної зони діють напруження на рівні ≈ 560 МПа. Крім того, на початку 1-ї і 2-ї ділянок формується область підвищених напружень до 1480 МПа з піковими значеннями до 1894 МПа, які становлять $\approx 0,90$ від розрахункової границі міцності металу зварного шва (2108 МПа). У прикінцевих областях ділянок 1 і 2 напруження становлять 240 МПа і 293 МПа відповідно.

Стикове з'єднання напрохід за допомогою MAG-зварювання (рис. 9, в) приводить до формування у приповерхневій області еквівалентних залишкових напружень величиною у 123 МПа. На початку і в кінці зварного шва величина еквівалентних напружень сягає 237 МПа і 336 МПа відповідно. Крім того, для цієї технологічної схеми спостерігається різке збільшення до 1098 МПа еквівалентних напружень на віддаль $y \approx 7,8$ мм ліворуч і праворуч від осі зварного шва.

З розподілу залишкових еквівалентних напружень по ширині ЗТВ в серединній ділянці зварних з'єднань (рис. 9, г) можна бачити, що зварювання за технологічною схемою PAW2 супроводжується найвищою концентрацією напружень, яка обмежується виключно металом зварного шва. Величина залишкових еквівалентних напружень вздовж осі шва склала 1126 МПа чи то 0,53 від розрахункової границі міцності металу цієї ділянки з'єднання (2108 МПа), з двома локальними максимумами до 1227 МПа на віддалі $y \approx 3$ мм від осі шва ліворуч і праворуч, що сягає 0,58 розрахункової границі міцності металу шва.

Для технологічної схеми PAW1 в межах зварного шва рівень залишкових еквівалентних напружень змінюється від 975 МПа вздовж його осі до 1141 МПа в периферійних ділянках шва або від 0,46 до 0,54 його розрахункової границі міцності. Також мають місце 2 локальних мінімуми залишкових еквівалентних напружень у 852 МПа на віддаль $y \approx 4,5$ мм по обидва боки від осі шва. Відповідно до результатів мікродюрометрії (рис. 5) зазначеним віддальям відповідає ділянка стоплення ЗТВ. Повторне збільшення залишкових напружень утворює ще два локальних максимума (1057 МПа) на віддаль $y \approx 11,5$ мм від осі шва в металі ділянки низькотемпературного відпуску ЗТВ (рис. 5), механічні властивості якого незначно відрізняються від властивостей основного металу.

У стиковому з'єднанні, виконаному MAG-зварюванням, рівень залишкових еквівалентних напружень в межах зварного шва є мінімальним і не перевищує 200 МПа або 0,18 від максимальної розрахункової границі міцності металу шва для цієї технологічної схеми (1090 МПа). Проте, в межах ЗТВ на віддаль ≈ 8 мм від осі

шва утворюються локальні максимуми напружень у 1099 МПа. Відповідно до розподілу мікротвердості, це — ділянка максимального знеміцнення, зумовленого високотемпературним відпуском вихідної структури з'єднуваного металу. Розрахункове значення границі міцності металу цієї ділянки складає 1275 МПа; таким чином, концентрація еквівалентних залишкових напружень в металі цієї області зварного з'єднання може сягати до 0,86 його розрахункової границі міцності. Проте в крицях з незначною кількістю елементів-карбідоутворювачів, таких як MARS 600, пластичність металу зазначеної ділянки достатньо висока.

Враховуючи встановлену для з'єднання за схемою PAW2 небезпечну концентрацію залишкових напружень в металі першої ділянки шва (рис. 7, б, 8, б, з, 9, б) доцільно також порівняти розподіл залишкових переміщень у поздовжніх і поперечних перерізах в межах пластичної зони зварних з'єднань.

Характер розподілу переміщень з площини по ширині з'єднання (рис. 10) свідчить, що під час зварювання за досліджуваними схемами утворюються нульові переміщення з площини для областей, де діяло оснащення, а найбільші переміщення формуються на осі зварного шва: до 0,4 мм — для схеми PAW2, до 0,16 мм — для схеми PAW1 і до 0,06 мм — для MAG-зварювання.

Натомість, з рис. 11 видно, що максимальний вигин зварного шва ($\cong 0,6$ мм) утворюється під час зварювання за схемою PAW2 поблизу стоплення зварюваних ділянок шва. За MAG-зварювання вигин з площини з'єднання є мінімальним ($\cong 0,06$ мм) і не змінюється на всій довжині шва. Зварювання за схемою PAW1, хоч і приводить до формування нерівномірного вигину з площини по довжині шва, проте його максимальне значення не перебільшує 0,23 мм.

Порівняння розрахункових результатів скінченно-елементного моделювання та рентгенодифрактометричної аналізи фазового складу та напруженого стану зварних швів, утворених PAW- і MAG-зварюванням, наведено у табл. 5.

За допомогою рентгенофазової аналізи встановлено, що у зварних швах утворюються однорідні тверді розчини з графцетрованою кубічною ґратницею (аустеніт) у випадку MAG-зварювання та об'ємноцентрованою кубічною ґратницею за PAW-зварювання. В останньому випадку, враховуючи результати аналізу хемічного складу металу шва (табл. 1), мікротвердості (рис. 5) і мікроструктури (рис. 6, а), можна остаточно стверджувати про структуру рейкового, за класифікацією [23], мартенситу. Наявність другої фази в структурі обох швів дифрактометричними дослідженнями не підтверджено. Ймовірно, це пов'язане з неоднаковою повнотою фазових перетворень у різних областях зварних швів, адже під час дифрактометричних досліджень рентгенівському опромінюванню підлягали лише поверхневі шари їх з лицьового боку з'єднань (рис. 1, б).

ТАБЛИЦЯ 5. Параметри фазового складу та залишкового напруженого стану зразків зварних швів, одержаних PAW- та MAG-зварюванням.**TABLE 5.** Parameters of phase composition and residual-stress state of weld samples obtained by PAW and MAG welding.

Шов	Дифрактометрія			Розрахунок	
	Тип кристалічної ґратниці	Параметер ґратниці, Å	Залишкові напруження у приповерхневому шарі (метод $\sin^2\psi$), МПа	Вміст фази, ваг. %	Залишкові напруження по товщині σ_y , МПа
PAW	кубічна	2,8756	-83	мартенсит: 93, аустеніт: 7	-93
MAG	кубічна	3,5926	-147	мартенсит: 21, аустеніт: 79	-132

В свою чергу, це дало змогу уникнути долучення до сканованої поверхні зразків частини ЗТВ (що було б неможливим у разі дифрактометрії поперечного перерізу з'єднань).

Разом із цим, визначені за методом $\sin^2\psi$ залишкові (в напрямку опромінювання) напруження в зварних швах добре узгоджуються за порівняння їх з розрахунковими значеннями напружень по товщині σ_y у точках скінченно-елементних моделей, координати яких відповідають розташуванню зразків, вирізаних для структурно-фазових досліджень (табл. 5).

За даними [7, 9] найбільш позитивний вплив на залишковий напружений стан та експлуатаційні властивості, зокрема втомну міцність, стикових з'єднань високоміцних криць мають зварювальні матеріали з ЛТТ-ефектом, що забезпечують температуру початку мартенситного перетворення в металі зварного шва біля 190–200°C. Застосування параметричного рівняння [24] для розрахунку температури початку мартенситного перетворення M_s , °C: $M_s = 561 - 474C - 33Mn - 21Mo - 17Ni - 17Cr$, де C, Mn, Mo, Ni, Cr — вміст відповідних елементів [ваг.%], для хемічного складу металу шва за PAW-зварювання й основного металу (табл. 1) дає наступний результат: M_s (шва) $\cong 187^\circ\text{C}$; M_s (основного металу) $\cong 299^\circ\text{C}$.

Показано, що високі залишкові напруження стиску у зварному шві та прилеглих ділянках ЗТВ з'єднань, одержаних плазмовим

зварюванням, зумовлено низькотемпературним перетворенням аустеніту в металі зварного шва, спричиненим високою часткою основного металу в ньому.

5. ВИСНОВКИ

1. Визначено, що застосування суміші $\text{Ar} + 20\% \text{CO}_2$ для MAG-зварювання броньової криці MARS 600 зварювальним дротом типу G 18 8 Mп може спричинити часткове перетворення аустеніту в металі шва з виникненням поодиноких вкраплень мартенситної фази. Твердість металу шва водночас щонайменше в 1,7 разів менша від твердості основного металу.

2. Встановлено, що за PAW-зварювання криці MARS 600 аналогічної товщини завдяки зменшенню витрат зварювального дроту в $\cong 4$ рази частка основного металу у металі шва зростає, внаслідок чого шов набуває структури дрібногочастого рейкового мартенситу з твердістю, до $\cong 1,1$ рази більшою від твердості основного металу.

3. Показано, що, незважаючи на мартенситну структуру металу шва, PAW-зварювання на визначених раціональних параметрах режиму забезпечує якісне формування стикового зварного з'єднання без утворення холодних тріщин завдяки особливому характеру його залишкового напруженого стану, зумовленому низькотемпературним перетворенням аустеніту. Зокрема, за технологічною схемою PAW1 в межах зварного шва, а також ділянок стоплення та перегріву ЗТВ, які в зварних з'єднаннях гартівних криць зазвичай виступають осередками холодних тріщин, створюються поздовжні напруження стиску. В свою чергу, поздовжні напруження розтягу діють у віддалених від шва ділянках ЗТВ, метал яких внаслідок відпуску вважається стійким до уповільненого крихкого руйнування.

4. Порівняння розподілу еквівалентних напружень у середньому поперечному перерізі зварних з'єднань показує, що для технологічних схем PAW1 і PAW2 найвищі напруження формуються у зварних швах з локальними максимумами не більше 0,53 і 0,58 від розрахункової границі міцності металу шва відповідно. Для MAG-з'єднання рівень залишкових еквівалентних напружень у межах зварного шва незначний, проте в області ділянки високого відпуску ЗТВ їхній рівень може сягати до 0,86 розрахункової границі міцності металу цієї ділянки, запас пластичності якого водночас вважається достатньо високим.

5. Зварювання за технологічною схемою PAW2 (двома ділянками від середини з'єднання до торців) приводить до формуванням концентратора напружень — стику двох ділянок і, як наслідок, до утворення в осевій частині зварного шва області великих залишкових напружень стиску як у поздовжньому, так і в поперечному

напрямку, величина яких може сягати границі міцності металу шва. Як наслідок, вигин з площини металу цієї області шва в 4 рази більший у порівнянні зі зварюванням з ідентичними параметрами режиму за технологічною схемою PAW1. Таким чином, застосування схеми PAW2 з метою мінімізації формозміни зварних конструкцій у виробничих умовах є небезпечним з точки зору тріщиноутворення.

6. Удосконалена технологія PAW-зварювання криці MARS 600, у порівнянні з MAG-способом, має переваги щодо одержання стикових з'єднань з вузьким зазором: зменшення металомісткості складальних робіт, пониження тепловкладення у зварюваний матеріал, заощадження зварювального дроту, завдяки ефекту низькотемпературного перетворення аустеніту зумовлює бездефектне утворення мартенситної структури в металі шва з високим рівнем твердості та міцності. В свою чергу, витривалість подібної структури під впливом високошвидкісних ударних навантажень, з погляду на достатньо високий вміст Карбону в металі шва, потребує додаткових досліджень.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА—REFERENCES

1. U. S. Military Specification, MIL-DTL-32332A (MR), 'Armor Plate, Steel, Wrought, Ultra-High-Hardness' (U.S. Army Research Laboratory, APG, MD, 28 November 2018).
2. U. S. Military Specification, MIL-DTL-46100E (MR), 'Armor Plate, Steel, Wrought, High-Hardness' (U.S. Army Research Laboratory, APG, MD, 9 July 2008).
3. G. Magudeeswaran, V. Balasubramanian, and G. Madhusudhan Reddy, *Journal of Material Science and Technology*, **25**, No. 4: 516 (2009).
4. B. Hanhold, S. S. Babu, and G. Cola, *Science and Technology of Welding and Joining*, **18**, Iss. 3: 247 (2013).
5. O. A. Gaivoronskyi, V. D. Poznyakov, A. V. Zavdoveyev, A. V. Klapatyuk, and A. M. Denisenko, *The Paton Welding Journal*, **5**: 3 (2023).
6. I. Garašić, M. Jurica, D. Iljkić, and A. Barišić, *Engineering Review*, **39**, Iss. 2: 186 (2019).
7. W. Wang, L. Huo, Y. Zhang, D. Wang, and H. Jing, *Mater. Science Technol.*, **18**, No. 6: 527 (2002).
8. A. Kromm, J. Dixneit, and T. Kannengiesser, *Welding in the World*, **58**: 729 (2014).
9. E. Harati, L. Karlsson, L.-E. Svensson, and K. Dalaei, *International Journal of Fatigue*, **97**: 39 (2017).
10. X. Chen, P. Wang, Q. Pan, and S. Lin, *Crystals*, **8**, No. 7: 293 (2018).
11. Z. Feng, X. Di, S. Wu, and N. Ma, *Science and Technology of Welding and Joining*, **26**, No. 2: 144 (2021).
12. V. V. Kvasnytskyi, A. O. Perepichai, O. V. Prokhorenko, O. A. Slyvinskyi, and I. M. Lagodzinskyi, *Strength of Materials*, **56**, No. 2: 258 (2024).
13. B. Q. Chen and C. Guedes Soares, *The International Journal of Advanced Man-*

- ufacturing Technology*, **86**: 3145 (2016).
14. J. N. DuPont and A. R. Marder, *Welding Journal*, **74**, No. 12: 406s (1995).
15. E. Macherauch and P. Muller, *Zeitschrift für Angewandte Physik*, **13**: 305 (1961).
16. N. Saunders, Z. Guo, X. Li, A. P. Miodownik, and J.-P. Schillé, *JOM*, **55**: 60 (2003).
17. Z. Guo, N. Saunders, A. P. Miodownik, and J.-P. Schillé, *International Journal of Metallurgical Engineering*, **2**, No. 2: 198 (2013).
18. J. A. Goldak and M. Akhlaghi, *Computational Welding Mechanics* (New York: Springer: 2005).
19. C. P. Kothandaraman and S. Subramanyan, *Heat and Mass Transfer Data* (New Delhi: New Age International: 2018).
20. O. Slyvinsky, Y. Chvertko, and S. Bisyk, *High Temperature Material Processes*, **23**, Iss. 3: 239 (2019).
21. O. A. Slyvins'kyi, V. V. Kvasnyts'kyi, I. A. Vladymyrskyi, S. P. Bisyk, Ye. P. Chvertko, and V. L. Kovalenko, *Metallophys. Adv. Technol.*, **46**, No. 7: 663 (2024).
22. R. von Mises, *Nachrichten von der Gesellschaft der Wissenschaften zu Göttingen. Mathematisch-Physikalische Klasse*, **1**: 582 (1913).
23. G. Thewlis, *Mater. Sci. Technol.*, **20**, Iss. 2: 143 (2004).
24. W. Steven and A. G. Haynes, *Journal of the Iron and Steel Institute*, **183**, No. 8: 349 (1956).