

УДК 621.791.72

Шелягін В. Д., Сіора О. В., Бернацький А. В., Шуба І. В.

**ДОСЛІДЖЕННЯ СТРУКТУРИ ТА МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ  
ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ, ВИКОНАНИХ ЛАЗЕРНИМ ЗВАРЮВАННЯМ НА СТАЛІ  
09Г2С У РІЗНИХ ПРОСТОРОВИХ ПОЛОЖЕННЯХ**

На сьогодні найбільш розповсюдженими способами зварювання кореневого шву при монтажі магістральних трубопроводів є аргонодугове зварювання та зварювання плавким електродом [1–2]. Нещодавно з'явився новий спосіб зварювання корневих швів, запатентований компанією «Lincoln Electric» (США), так званий «Surface Tension Transfer» (STT-процес) [1–6]. Він являє собою різновид напівавтоматичного зварювання з періодичними короткими замкненнями. Особливістю цього процесу є те, що при зварюванні способом STT перенесення електродного металу до зварювальної ванни здійснюється при мінімумі дії на краплю електродинамічної сили, тобто перехід краплі до зварювальної ванни здійснюється за рахунок сил поверхневого натягу розплавленого металу на поверхню краплі. STT-процес має низку переваг і недоліків [1–6]. До переваг можна віднести: можливість здійснювати зварювання корневих проходів зварних з'єднань, наприклад, трубопроводів, із зовнішньої частини з'єднання; мінімальне розбризкування при зварюванні; можливість виконувати зварювання з мінімальним перемішуванням металу шва із основним металом; мінімальне жодження металокопункцій при зварюванні через зниження тепловкладення у деталі, що зварюють. До недоліків відносяться: висока вартість складної інверторної зварювальної техніки; складне та відносно дороге програмування параметрів зварювального режиму при необхідності зварювання у нестандартному для певного обладнання режимі і складність технічного обслуговування; управління зварювальним апаратом здійснюється зміною циклограми струму зварювальної дуги, що обумовлює неможливість використання імпульсних режимів і низьку надійність при використанні довгих приєднувальних кабелів (більш 25 м від джерела живлення до подаючого механізму), що в свою чергу накладає значні технологічні обмеження; зниження продуктивності зварювального процесу щонайменше на 25 % через зменшення часу горіння зварювальної дуги і наявності значної кількості коротких замкнень.

Як бачимо, частина переваг і недоліків STT-процесу співпадає із аналогами, характерними для лазерного процесу зварювання [1, 7]. Можна додати, що на відміну від STT-процесу при лазерному продуктивність збільшується, управління зварювальним апаратом спрощується, а структура швів і ЗТВ зварних з'єднань подрібнюється, що підвищує термін їх експлуатації в агресивних середовищах. Також, на відміну від аргонодугового зварювання або використання дуги плавкого електроду, лазерний процес зварювання не має настільки значних проблем із формуванням зворотного валика підсилення. Таким чином, виникає перспектива впровадження лазерного зварювання для рішення задачі монтажу корневих швів неповоротних стиків магістральних трубопроводів із зовнішньої частини з'єднання. Це дозволить локалізувати термічний вплив, підвищити якість одержуваних з'єднань, збільшити продуктивність зварювання, знизити собівартість зварних конструкцій.

Мета даної роботи – дослідити особливості структури та визначити рівень механічних характеристик стикових зварних з'єднань, одержаних під час модельного відпрацювання технологічних прийомів лазерного зварювання у різних просторових положеннях кореневого шва неповоротних стиків магістральних трубопроводів, виготовлених зі сталі 09Г2С.

Відпрацювання технологічних прийомів зварювання лазерним випромінюванням з довжиною хвилі  $\lambda=1,06$  мкм (лазер «DY 044») стикових з'єднань в різних просторових положеннях проводили однопроменевим способом на сталі 09Г2С (номінальною товщиною 9,9 мм та довжиною до 400 мм) знизу-вгору й згори-вниз, а також у горизонтальному й нижньому положеннях. Як основні критерії оцінки приймали показники в'язких властивостей металу зварних з'єднань, його структурні характеристики й твердість.

Хімічний склад сталі 09Г2С класу міцності К50, що використовується для виробництва газопровідних труб невідповідального призначення, наведений у табл. 1 [8].

Таблиця 1

## Хімічний склад сталі 09Г2С [8]

Масова частка елементів, %								
С	Si	Mn	Al	Ti	V	Nb	S	P
0,092	0,568	1,48	0,009	0,008	<0,02	<0,002	0,014	0,012

Мікроструктура сталі 09Г2С являє собою ферито-перлітну суміш із об'ємною часткою перлітної складової 25–30%, смугастістю 3–4 бали ряд Б за ГОСТ 5640. Величина феритного зерна сталі оцінюється переважно 6–7 номером; перлітного зерна, близького до полідрічної форми, – 8–9 номером за ГОСТ 5639. У мікроструктурі сталі іноді виявляється осьова неоднорідність у вигляді більш стовщених смуг перлітної складової. Твердість сталі 09Г2С становить 174-194 НВЗН.

Зразки зварювали: №693 – у вертикальному положенні згори-донизу; №707 – у вертикальному положенні знизу-догори; №709 – у горизонтальному положенні; №719 – в нижньому положенні. Режими одержання стикового з'єднання були наступними: швидкість зварювання варіювалась у межах  $V_{зв} = 16–24$  м/г; величина розфокусування становила  $\Delta F = -3$  мм; потужність лазерного випромінювання  $P = 4,4$  кВт; погонна енергія складала  $0,792–0,980$  кДж/мм; витрати захисного газу  $Q_{CO_2}/Q_{O_2} = 18/2$  л/хв. Для всіх просторових положень були отримані зварні з'єднання, в яких було сформовано стабільне проплавлення із добрим формуванням кореня шву, утягування зверху складало близько 1,0 мм.

Як показали виміри, дійсна товщина сталі 09Г2С, що застосовувалася при зварюванні стикових з'єднань становила  $\approx 9,9$  мм, тому випробування на ударну в'язкість проводили на зразках розміром  $7,5 \times 10 \times 55$  мм відповідно ГОСТ 6996-66 (тип X). Ударні зразки виготовляли в такий спосіб: з поверхні сталі з боку кореня лазерного шва знімали тонкий шар металу (у межах 0,2-0,3 мм), а з боку верхньої зони – шар металу товщиною приблизно 2,4 мм (до одержання необхідної висоти ударного зразка – 7,5 мм). Після травлення заготівель, робили розмітку зразків для нанесення V-подібного надрізу, що виконували по центру шва й лінії сплавлення. Останній (позначуваний як FL) наносили згідно стандарту DNV 0S-F101 таким чином, щоб робочий перетин ударного зразка включав 50% частки металу шва й 50% частки металу зони термічного впливу.

Ударну в'язкість визначали при температурі  $-20$  °С,  $-40$  °С,  $-60$  °С. Випробовували по три зразки з надрізом по центрі шва й FL для кожної температури. Результати випробувань наведені в табл. 2 і табл.3. У табл. 3 для порівняння також дані результати випробування на ударну в'язкість власне сталі 09Г2С.

Таблиця 2

Ударна в'язкість металу шва зварних з'єднань, виконаних лазерним зварюванням у різних просторових положеннях. Сталь 09Г2С,  $\delta = 9,9$  мм

Маркування зразків	Просторове положення лазерного зварювання	Ударна в'язкість (зразок тип X), Дж/см <sup>2</sup>		
		-20°С	-40°С	-60°С
693	зварювання знизу-вгору	не випробовували	<u>138, 0-151,3-188,8</u> 159,8	<u>91, 7-110,5-131,8</u> 111,3
707	зварювання згори-вниз	<u>100, 2-159,2-171,6</u> 144,0	<u>113, 2-138,9-159,0</u> 137,0	<u>71, 2-79,8-88,5</u> 79,8
709	зварювання в горизонтальному положенні	<u>143, 3-172,9-221,3</u> 179,2	<u>130, 4-137,8-150,8</u> 139,7	<u>73, 7-90,4-96,8</u> 86,7

Наведені в табл. 2 дані свідчать про досить високу в'язкість металу швів досліджених зварних з'єднань. Так, навіть при температурі випробувань мінус 60°C значення KCV були на рівні 79,8–111,3 Дж/см<sup>2</sup>. Як буде показано нижче, такі високі значення ударної в'язкості металу швів обумовлені, насамперед, дрібнозернистістю його структури. Рівень в'язкості металу ЗТВ на зразках з надрізом FL (табл. 3) набагато нижче в порівнянні з металом швів досліджених зварних з'єднань. Крім того, виявлена значна різниця в рівні в'язкості цієї зони при лазерному зварюванні в різних просторових положеннях. Так, значення KCV-60 при зварюванні знизу-вгору були в межах 87,1–157,7 Дж/см<sup>2</sup>, а при зварюванні згори-вниз – лише 16,4–37,6 Дж/см<sup>2</sup>. Можна припустити, що такий розкид значень ударної в'язкості при випробуванні зразків з надрізом FL зв'язаний, насамперед, зі зміною положення цього надрізу щодо окремих ділянок структурно-гетерогенного зварного з'єднання й різним напрямком розвитку тріщини при ударному вигині.

Таблиця 3

Ударна в'язкість металу ЗТВ зварних з'єднань, виконаних лазерним зварюванням у різних просторових положеннях. Сталь 09Г2С,  $\delta = 9,9$  мм

Маркування зразків	Просторове положення лазерного зварювання	Ударна в'язкість (зразок тип X), Дж/см <sup>2</sup>		
		-20°C	-40°C	-60°C
693	зварювання знизу-вгору	не випробували	<u>49, 5-112,8-179,8</u> 114,3	<u>87, 1-144,8-157,7</u> 129,8
707	зварювання згори-вниз	<u>57, 7-67,6-71,0</u> 65,4	<u>29, 3-33,0-39,8</u> 34,0	<u>16, 4-23,2-37,6</u> 25,7
709	зварювання в горизонтальному положенні	<u>63, 0-64,0-78,8</u> 68,6	<u>40, 3-54,9-63,1</u> 52,8	<u>33, 9-55,3-69,8</u> 53,0
Основний метал - сталь 09Г2С, $\delta=9,9$ мм		<u>32, 1-32,1-42,0</u> 35,4	<u>19, 3-20,7-22,4</u> 20,8	<u>8, 9-8,9-12,9</u> 10,2

Одержані дані свідчать про досить високу в'язкість металу швів досліджених зварних з'єднань. Так, навіть при температурі випробувань мінус 60 °С значення KCV були на рівні 79,8–111,3 Дж/см<sup>2</sup>. Як буде показано нижче, такі високі значення ударної в'язкості металу швів обумовлені, насамперед, дрібнозернистістю його структури. Рівень в'язкості металу ЗТВ на зразках з надрізом FL набагато нижче в порівнянні з металом швів досліджених зварних з'єднань. Крім того, виявлена значна різниця в рівні в'язкості цієї зони при лазерному зварюванні в різних просторових положеннях. Так, значення KCV-60 при зварюванні знизу-вгору були в межах 87,1–157,7 Дж/см<sup>2</sup>, а при зварюванні згори-вниз – лише 16,4–37,6 Дж/см<sup>2</sup>. Можна припустити, що такий розкид значень ударної в'язкості при випробуванні зразків з надрізом FL зв'язаний, насамперед, зі зміною положення цього надрізу щодо окремих ділянок структурно-гетерогенного зварного з'єднання й різним напрямком розвитку тріщини при ударному вигині. Аналіз отриманих результатів випробувань на ударну в'язкість зразків з надрізом FL вимагає додаткових досліджень. Проте, слід зазначити, що в'язкість металу ЗТВ досліджених лазерних зварних з'єднань значно вище в порівнянні з в'язкістю власне сталі 09Г2С. Так, значення KCV-60 для сталі перебували в межах 8,9–12,9 Дж/см<sup>2</sup>.

Мікроструктуру металу, а також розмірні параметри власне шва й зони термічного впливу зварних з'єднань вивчали після травлення шліфів в 4% розчині азотної кислоти в етиловому спирті – ніталі, первинну структуру металу швів – після травлення в насиченому водянному розчині пікринової кислоти з рідким миючим засобом. Дослідження мікроструктури, а також розмірів шва й ЗТВ проводили на оптичному мікроскопі «Neophot-2» при збільшенні 25-600 крат. Твердість металу шва й зони термічного впливу визначали на твердомірі М-400 «Лесо» при навантаженні 3Н (300 г) по умовних лініях, положення яких щодо поверхні ос-

новного металу не фіксували. При визначенні твердості металу в ЗТВ відстань між відбитками від уколів твердоміра становила приблизно 100 мкм, у металі швів - приблизно 500 мкм.

Особливості формування швів і їхні розміри визначали за допомогою оптичного мікроскопа зі збільшенням 25 і 100 крат. Для однопрохідних швів при лазерному зварюванні в різних просторових положеннях можна виділити три зони: верхню, центральну й кореневу, які мають відмінності у формі й схемі кристалізації. Лінія сплавлення центральної зони цих швів за формою близька до прямої. Для більше широких кореневої й, особливо, верхньої зон швів лінія сплавлення має опуклу кривизну. Всі досліджені шви в центральній зоні мали невелику ширину. У загальному випадку форма й розміри швів, виконаних лазерним зварюванням у різних просторових положеннях, досить близькі. При цьому, на відміну від інших швів, для швів, зварених згори-вниз і в нижньому положенні, характерна ввігнута форма посилення. У цілому, можна вважати, що досліджувані шви мають досить високу стійкість проти утворення кристалізаційних тріщин завдяки зміні схеми кристалізації по висоті шва, відсутності єдиної межкристалітної границі, зміщеними відносно одна одної осями центральних ячеек і взаємному проростанню дендритів.

У металі швів при лазерному зварюванні в різних просторових положеннях формується досить близька, дрібнозерниста, порівняно однорідна по перетині структура, що представляє собою суміш різних форм фериту й окремих бейнітних фракцій, частіше із зернистою карбідною фазою. Переважною в структурі є суміш дрібногочастого фериту з відношенням сторін 1:(2–6), у тому числі з ділянками, що характеризуються високим кутом розорієнтування зерен по типу «плетіння кошика», і дрібнозернистого полігонального фериту різної морфології із дрібними виділеннями МАК-фази. Виявлені також утворення пластинчастого фериту з подовженою МАК-фазою, одиничні більші зерна масивного фериту розміром, наприклад, 20×39 мкм і 71×39 мкм, часто з виділеннями МАК-фази різної морфології, а також окремі скупчення дрібних феритних зерен 9–11 номера.

Кількість міжзеренного полігонального фериту через дрібнозернистість структури значна й оцінюється в різних зонах досліджених швів у межах 12–30%. Цей тип фериту виділяється по границях зерен у вигляді суцільних прошарків шириною переважно 5–8 мкм (в одному з варіантів до 12 мкм), часто із зубчастими границями, і порівняно коротких ланцюжків зерен, у більшості випадків, витягнутих, що відповідають 9–11 номеру.

У структурі металу швів необхідно виділити значні утворення бічного пластинчастого фериту, у тому числі типу «риб'ячий скелет», частка яких становить 20–50% від загального вмісту міжзеренного полігонального фериту. Відзначається також збагачення полігонального фериту цього типу переважно пластинчастими виділеннями МАК-фази, які розташовуються як по тілу феритного утворення, так і по його границях. Варто відзначити, що, на відміну від дрібнозернистих швів, зварених лазером, зазначений вміст міжзеренного полігонального фериту (МПФ), у тому числі зі значними ділянками бічного пластинчастого фериту, у структурі металу швів, виконаних дуговим зварюванням, є одним з факторів, що істотно знижує в'язкі властивості металу шва. Полігонізаційних границь у металі досліджених швів не виявлено.

Структура металу досліджуваних швів, виконаних лазерним зварюванням у різних просторових положеннях, відрізняється, насамперед, вмістом МПФ, у тому числі утворень бічного пластинчастого фериту. При цьому вміст останнього в структурі металу швів, виконаних лазерним зварюванням знизу-вгору і в горизонтальному положенні, незважаючи на розходження в погонній енергії, рівної відповідно 0,79 і 0,98 кДж/мм, практично однаковий і оцінюється 11–12% у верхній зоні шва при долі бічного пластинчастого фериту, рівної 30% від загального вмісту МПФ. У металі шва при зварюванні згори-вниз частка МПФ помітно збільшується, причому його розподіл по перетині шва нерівномірний. У верхній зоні шва вміст міжзеренного полігонального фериту досягає 30–31% при долі бічного пластинчастого фериту 50%. У центральній і кореневій частинах шва кількість міжзеренного полігонального фериту менш значна й оцінюється  $\approx 16\%$ .

У металі шва при лазерному зварюванні в нижньому положенні, що характеризується більшим у порівнянні з іншими швами обсягом ячеїстої дрібнозернистої структури, розподіл міжзеренного полігонального фериту по висоті шва також нерівномірний і оцінюється в межах 12–26%, при цьому більш інтенсивні виділення МПФ зафіксовані у верхній зоні шва (25–26%). Цей тип фериту виділяється по границях дрібних зерен у вигляді більш широких (до 12 мкм) прошарків, ланцюжків дрібних зерен 9–11 номера, а також ділянок бічного пластинчастого фериту, частка якого становить  $\approx 30\%$  від загального вмісту МПФ. У центральній і кореневій зонах шва ширина прошарків цього типу фериту зменшується до 5–6 мкм при загальному вмісті полігонального фериту до 15–16% у середній зоні й 12–13% у корені шва. Одночасно знижується частка ділянок бічного пластинчастого фериту до 20%.

Довжина ЗТВ зварних з'єднань, як і при використанні інших зварювальних процесів, змінюється по висоті шва. У цілому, розміри ЗТВ досліджених зварних з'єднань перебувають у межах 1,24–3,45 мм. При цьому довжина ЗТВ зварних з'єднань при лазерному зварюванні знизу-нагору й згори-вниз, які виконані з однаковою погонною енергією (0,79 кДж/мм), досить близька й становить відповідно 1,24–2,99 і 1,43–3,12 мм. При збільшенні погонної енергії зварювання до 0,98 кДж/мм (зварювання в горизонтальному положенні) розміри ЗТВ дещо зростають і становлять 1,56–3,45 мм. Зниження погонної енергії зварювання до 0,66 кДж/мм (зварювання в нижньому положенні) приводить до деякого зменшення довжини ЗТВ (1,76–2,8 мм).

Твердість металу швів перебуває в межах 207–242 HV3N, при цьому для швів, виконаних лазерним зварюванням знизу-вгору і згори-вниз, твердість практично не змінюється по висоті шва й становить у середньому відповідно 232–242 HV3N та 221–236 HV3N. Деякий розкид у значеннях твердості металу можна пояснити різною часткою структурних складових у місці нанесення відбитка. Твердість металу при зварюванні в горизонтальному положенні ( $q/V = 0,98$  кДж/мм) у верхній і центральній зонах шва перебуває на тому же рівні й дорівнює 225–236 HV3N. Помітне зниження твердості до 207 HV3N зафіксовано в кореневій зоні цього шва. Причини таких низьких значень твердості металу цієї зони не встановлені. При зварюванні в нижньому положенні ( $q/V = 0,66$  кДж/мм) має місце плавна зміна твердості металу по висоті шва, при цьому її значення у верхній зоні рівняються 218–227 HV3N, а в центральній і кореневій зонах – 237–249 HV3N. Твердість металу у зоні крупного зерна (ЗКЗ) безпосередньо біля границі сплавлення на різній відстані по висоті досліджуваних швів оцінюється в межах 247–315 HV3N. Більш низький рівень твердості металу ЗКЗ, рівний у середньому 240–265 HV3N, зафіксований при зварюванні в горизонтальному положенні ( $q/V = 0,98$  кДж/мм). При зварюванні в нижньому положенні з меншою погонною енергією ( $q/V = 0,66$  кДж/мм) твердість металу ЗКЗ вище й становить у середньому 280–300 HV3N.

При зварюванні знизу-вгору більш висока твердість (294 HV3N), зафіксована в металі ЗКЗ кореневого шва, а при зварюванні згори-вниз (315 HV3N) – у металі ЗКЗ верхньої ділянки шва. Така різниця в значеннях твердості металу ЗКЗ пов'язана, цілком ймовірно, із зміною швидкості його охолодження по висоті зварного з'єднання залежно від просторового положення при зварюванні.

## ВИСНОВКИ

Узагальнюючи результати досліджень зварних з'єднань, виконаних на сталі 09Г2С товщиною 9,9 мм лазерним зварюванням у різних просторових положеннях, можна відзначити наступне. У ряді публікацій [9, 10] відзначалося, що зварним з'єднанням на трубній сталі, виконаним лазерним зварюванням, властива підвищена схильність до формування в металі шва й біляшовної зони гартівних структур з високою твердістю. Відмінними рисами таких зварних з'єднань були відносно більша швидкість зварювання (60–120 м/г) й мінімальні питомі тепловкладення (0,23–0,60 кДж/мм).

У дослідженнях, результати яких викладені в цій статті, при імітації процесу виконання кореневого шва швидкість лазерного зварювання обмежили 16–24 м/г. Це призвело до принципових змін структури металу шва. На відміну від гартівних структур з різною часткою мар-

тенситної й бейнітної складових, що спостерігаються у металі лазерних швів, зварених з високою швидкістю, у досліджених швах формувалася дрібнозерниста суміш різних типів фериту з переважаючими виділеннями голчастого фериту й внутрішньозеренного полігонального фериту, а також значної частки міжзеренного полігонального фериту з ділянками бічного пластинчастого фериту. Обсяг гартівних структур (зокрема, бейніту) у металі швів невеликий. У результаті за структурою шви, виконані лазерним зварюванням, наближаються до швів, характерних для дугових процесів зварювання. Зазначені зміни структури, включаючи її дрібнозернистість, впливають на показники ударної в'язкості металу швів, які істотно зростають.

У той же час зниження швидкості лазерного зварювання не дозволило повністю виключити присутність гартівних структур у металі ЗТВ сталі 09Г2С. Домінуючою в структурі ЗКЗ зварних з'єднань була суміш верхнього й нижнього бейніту з карбідною фазою пластинчастого й зернистого типу різної щільності розподілу. Виділення міжзеренного полігонального фериту по границях попереднього зерна аустеніту практично повністю відсутні. Величина зерен у металі ЗКЗ менша в порівнянні з дуговим зварюванням і обмежена розмірами 0,088–0,044 мм, що відповідають 4-6 номеру за ГОСТ 5639. При цьому, незважаючи на дрібнозернисту структуру, низькі значення KCV (менш 40 Дж/см<sup>2</sup>) на зразках зварних з'єднань із надрізом FL отримані вже при температурі мінус 40 °С. Необхідно, однак, відзначити, що при випробуванні власне сталі 09Г2С зафіксовані ще більш низькі значення KCV ударної в'язкості.

Результати вимірів твердості досить чітко відображають структурні особливості металу зварних з'єднань. Так, твердість металу швів при всіх варіантах лазерного зварювання перебувала на рівні 225–240 HV3Н і лише одиничні значення твердості досягали 250 HV3Н. Твердість металу ЗТВ зварних з'єднань вище. Максимальне значення твердості металу ЗКЗ рівнялося 315 HV3Н, мінімальні – 260 HV3Н. Виявлена також різниця у твердості металу ЗКЗ верхньої ділянки зварних з'єднань, виконаних з однаковою погонною енергією (0,79 кДж/мм) зварюванням згори-вниз і знизу-вгору (315 і 275 HV3Н, відповідно), що свідчить про перерозподіл тепловкладення при лазерному зварюванні в різних просторах положеннях.

#### СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

1. Latifi H. *Advanced orbital pipe welding [Електронний ресурс] / H. Latifi. – Master's Thesis. – Lap-reenranta University of Technology. – 2012. – p.140. – Режим доступу : <https://www.doria.fi/bitstream/handle/10024/90160/Adaptive%20Orbital%20Pipe%20Welding%20-%20Hamidreza%20Latifi.pdf?sequence=1>. – Назва з екрана.*
2. *Формирование корневого слоя шва на подкладной ленте при сварке под флюсом / Н.В. Коберник, Г.Г. Чернышев, А.А. Линник, П.П. Гвоздев // Известия ВУЗов. Сер. «Машиностроение». – 2012. – № 7. – С. 61–66.*
3. *Жерносеков А.М. Тенденции развития управления процессами переноса металла в защитных газах (Обзор) / А.М. Жерносеков // Автоматическая сварка. – 2012. – № 1. – С. 33–38.*
4. *Влияние параметров импульсной сварки методом STT на тепловыделение и структуру соединения / О.В. Зябкин, В.Н. Кусков, Д.А. Потапов, А.П. Крылов // Заготовительные производства в машиностроении (кузнечно-штамповочное, литейное и другие производства). – 2009. – № 4. – С.13–16.*
5. *A study on prediction of the optimal process parameters for GMA root-pass welding in pipeline / J.-S. Kim, J.-P. Lee, M.-H. Park, C.-K. Park, I.-S. Kim // Procedia Engineering. – Volume 97. – 2014. – P.723–730.*
6. *Pandzic A. Advantages of MAG-STT Welding Process for Root Pass Welding in the Oil and Gas Industry / A. Pandzic, I. Hajro, P. Tasic // TEM Journal. – 2016. – Volume 5. – Issue 1. – P. 76–79.*
7. *Шелягин В.Д. Перспективы применения лазерной и гибридной технологий сварки сталей для повышения эксплуатационного ресурса трубопроводов / В.Д. Шелягин, В.Ю. Хаскин, А.В. Бернацкий, А.В. Суора // Автоматическая сварка. – 2010. – № 10. – С. 37–40.*
8. *Марочник сталей и сплавов / Под общ. ред. А.С. Зубченко. – М. : Машиностроение. – 2003. – 784 с.*
9. *Roepke C. Hybrid laser arc welding of HV-80 steel / C. Roepke, S.Liu // Supplement to the Welding Journal – 2009. – Volume 88. – P. 159–167.*
10. *Tolkemit H.-J. Qualitätssicherung beim laserstrahlschweißen von rohren / H.-J. Tolkemit, B.-M. Peters // Blech Rohre Profile. – 39. – 1992. – №3. – P. 200–203.*