

ПІДВИЩЕННЯ ТРІЩИНОСТІЙКОСТІ БАНДАЖОВАНИХ ОПОРНИХ ВАЛКІВ ПРИ ВИСОКОШВИДКІСНОМУ НАПЛАВЛЕННІ НА НИЗЬКІЙ ПОГОННІЙ ЕНЕРГІЇ

С.В. Щетинін, В.І. Щетиніна, С.П. Десятський

Приазовський державний технічний університет, 87555, м. Маріуполь, вул. Університетська, 7.
E-mail: shchetynin.sergey2012@gmail.com

Метою роботи є підвищення тріщиностійкості наплавленого металу і розробка процесу високошвидкісного наплавлення на низькій погонній енергії бандажованих опорних валків. Для досягнення поставленої мети розроблено процес підвищення тріщиностійкості за рахунок високошвидкісного наплавлення бандажованих опорних валків на низькій погонній енергії. Відповідно до рівняння процесу розповсюдження тепла при високошвидкісному наплавленні на низькій погонній енергії з підвищенням швидкості наплавлення зменшується тепловкладення, ширина ізотерм плавлення і зона термічного впливу. Розрахунково-експериментальним шляхом встановлено, що при підвищенні швидкості наплавлення в результаті зменшення тепловкладення знижуються деформації і зварювальні напруги, скорочується зона термічного впливу, в якій утворюються холодні тріщини, що запобігає відшаруванню наплавленого металу. Швидкість розплавлення і кристалізації зростають, зменшується час перебування ванни в рідкому стані, що запобігає витіканню рідкого металу зі зварювальної ванни і покращує формування наплавленого металу. На підставі встановлених закономірностей розроблено процес високошвидкісного наплавлення на низькій погонній енергії, при якому знижуються тепловкладення і зварювальні напруги, скорочується зона термічного впливу і запобігається відшарування наплавленого металу, підвищуються швидкість розплавлення і кристалізації, зменшується час перебування ванни в рідкому стані і підвищується тріщиностійкість бандажованих опорних валків. Розроблений процес високошвидкісного наплавлення на низькій погонній енергії бандажованих опорних валків забезпечує зниження тепловкладення і зварювальних напруг, зменшення зони термічного впливу, збільшення швидкості розплавлення і кристалізації, підвищення стійкості до утворення тріщин, відсутність відшарування наплавленого металу та полумок бандажів. Бібліогр. 11, рис. 6.

Ключові слова: високошвидкісне наплавлення на низькій погонній енергії, ізотерми плавлення, тепловкладення, зварювальні напруги, зона термічного впливу, тріщиностійкість, бандажовані опорні валки

При виготовленні бандажованих опорних валків, шляхом посадки бандажа на вісь з натягом, в бандажі виникають напруги, тому при наплавленні необхідно забезпечувати мінімальні залишкові зварювальні напруги, які, підсумовуючись з власними напругами, не можуть привести до руйнування бандажа. Бандаж виготовляється з високовуглецевої сталі 90ХФ, схильної до утворення гарячих і холодних тріщин. Тому підвищення тріщиностійкості бандажованих опорних валків є важливою науково-технічною проблемою.

Опір утворенню холодних і гарячих тріщин в значній мірі визначається швидкістю і погонною енергією процесу наплавлення. Загальновідомо, що при зменшенні погонної енергії, внаслідок збільшення швидкості охолодження, підвищується ймовірність утворення холодних тріщин [1, 2]. Однак М.М. Прохоров [1] зазначає, що значне зменшення погонної енергії і збільшення швидкості охолодження можуть привести до зниження ймовірності утворення холодних тріщин.

Для підвищення тріщиностійкості велике значення мають роботи по дослідженню напружено-деформаційного стану зварних конструкцій

[3–5], які представляють значний теоретичний і практичний інтерес.

Бандажовані опорні валки стану 3000, з діаметром бочки 2,1 м, довжиною бочки 3 м, масою 120 т, виготовляються шляхом натягу нагрітого бандажа на вісь, при цьому діаметр бандажу збільшується, а після охолодження зменшується, що забезпечує посадку бандажа на вісь з натягом. При цьому в бандажі виникають власні залишкові напруги.

Опорні валки, які запобігають прогин і поломку чавунних робочих валків, експлуатуються в умовах високих питомих тисків, що призводить до зносу і зменшення діаметра. Тому, після експлуатації, для зміцнення і відновлення, проводиться електродугове наплавлення.

Внаслідок власних залишкових напруг і наплавлення бандажа зі сталі 90ХФ, схильної до утворення тріщин, при наплавленні необхідно забезпечувати мінімальні залишкові зварювальні напруги, які, підсумовуючись з власними залишковими напругами, можуть привести до поломки бандажа.

Як встановлено, при електродуговому наплавленні бандажованих опорних валків на високій погонній енергії 2,2 МДж/м, після термообробки

та уповільненого охолодження бандаж зламався до постановки в прокатний стан. Характер руйнування – крихке, бандаж тріснув, шматок бандажа летів як снаряд з великою кінетичною енергією. Енергія, внесена в бандаж, при наплавленні з великою погонною енергією, перетворилася в кінетичну енергію.

Ефективним способом підвищення тріщиностійкості є високошвидкісне наплавлення на низькій погонній енергії, вплив якої на тріщиностійкість наплавленого металу досліджено недостатньо [6–8].

Мета досліджень – підвищення тріщиностійкості наплавленого металу і розробка процесу високошвидкісного наплавлення на низькій погонній енергії бандажованих опорних валків, що забезпечує запобігання поломок бандажів.

Високошвидкісне наплавлення на низькій погонній енергії відповідає схемі наплавлення валика на масивне тіло потужною швидкорухаючою дугою, при якій температурне поле описується розробленим М.М. Рикалініним [9] рівнянням процесу розповсюдження тепла:

$$T(X, Y, Z) = \frac{q_{\text{н}}}{2\pi\lambda(-X)} e^{-\frac{VY^2}{4a(-X)}}, \quad (1)$$

де $q_{\text{н}}$ – ефективна теплова потужність дуги ($q_{\text{н}} = 0,24IU\eta_{\text{н}}$, 5356,8 кал/с); λ – коефіцієнт теплопровідності, 0,1 кал/см·с·°С; a – коефіцієнт температуропровідності (0,1 см²/с); V – швидкість наплавлення (2,08; 1,39; 0,695 см/с); X – абсциса вздовж напрямку наплавлення, см; Y – ордината перпендикулярно напрямку наплавлення, см; I – величина струму (800 А); U – напруга на дузі (31 В); $\eta_{\text{н}}$ – ефективний ККД (при зварюванні під флюсом 0,9).

Для поверхні тіл $Z = 0$ рівняння процесу розповсюдження тепла, при високошвидкісному наплавленні на низькій погонній енергії має вигляд:

$$\frac{2\pi\lambda T(-X)}{q_{\text{н}}} = e^{-\frac{VY^2}{4a(-X)}}, \quad (2)$$

тоді:

$$\begin{aligned} -\frac{VY^2}{4a(-X)} &= \ln \frac{2\pi\lambda T(-X)}{q_{\text{н}}} \\ Y^2 &= -\frac{4a(-X)}{V} \ln \frac{2\pi\lambda T(-X)}{q_{\text{н}}} \\ Y &= \sqrt{-\frac{4a(-X)}{V} (\ln \frac{2\pi\lambda T}{q_{\text{н}}} + \ln(-sX))}. \end{aligned} \quad (3)$$

Розрахунок ізотерм, при наплавленні дрютяним електродом, проводиться на персональному комп'ютері за спеціально розробленою програмою, для поверхні основного металу ($Z = 0$), тепловий стан якої визначає формування швів.

Адекватність рівняння процесу розповсюдження тепла при високошвидкісному наплавленні на низькій погонній енергії підтверджена доброю збіжністю розрахункових і експериментальних даних ізотерм плавлення і ширини шва, отриманих при високошвидкісному наплавленні дрютом ПД-Нп 25Х5ФМС діаметром 3,6 мм, під флюсом АН-26П на пластини зі сталі Ст 3, розміром 30×300×400 мм. Електродугове наплавлення проводилось на режимі: величина струму 750...800 А, напруга на дузі 30...32 В, швидкість 0,7; 1,4; 2,1 см/с. При цьому, погонна енергія становила 3,3; 1,65; 1,1 МДж/м. Як джерело живлення використовували випрямляч ВДУ 1604.

Як встановлено, при підвищенні швидкості наплавлення ширина ізотерм плавлення зменшується (рис. 1), що добре узгоджується з експериментальними даними ширини шва, внаслідок зниження тепловкладення і погонної енергії.

При електродуговому наплавленні, під дією теплового збудження, в наплавленому металі виникають вакансії [1], оскільки енергія активації виникнення вакансій менше енергії утворення міжвузлових атомів. У зоні виникнення вакансій порушується статична рівновага сил міжатомної взаємодії, що призводить до зміщення сусідніх атомів з їх рівноважних положень, мікроспотворенням кристалічної решітки, мікронапругам, підвищенню щільності дислокацій і залишкових зварювальних напруг.

Тріщини утворюються, коли зварювальні напруги стають більше міжатомних зв'язків [6], тому для запобігання поломок бандажів, при наплавленні бандажованих опорних валків необхідно забезпечити мінімальні залишкові зварювальні напруги, які визначаються тепловкладенням і деформаціями.

Для дослідження впливу швидкості наплавлення на деформацію в поздовжньому напрямку виконували наплавлення на пластини (8×120×900)·10⁻³ м і (30×120×900)·10⁻³ м, складовим електродом з різною швидкістю.

Залежність залишкових зварювальних напруг від швидкості наплавлення, згідно з літературними даними [8]:

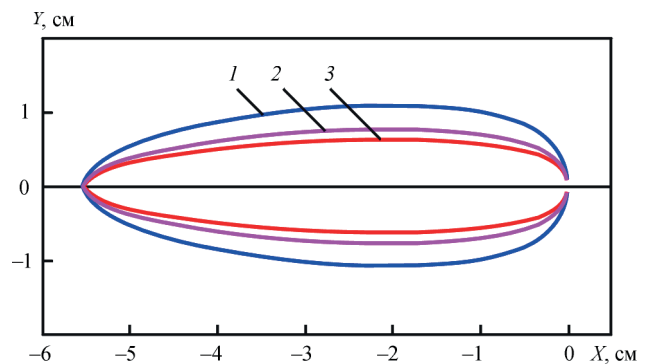


Рис. 1. Залежність ізотерм плавлення від швидкості наплавлення: 1 – 25 м/год; 2 – 50; 3 – 75

$$\sigma \geq \mu E \frac{q_{\text{н}}}{VF}, \text{ Па}, \quad (4)$$

де μ – коефіцієнт Пуассона (для вуглецевої сталі $\mu = 0,33$); E – модуль пружності (для вуглецевої сталі $E = (2,0 \dots 2,1) \cdot 10^5$ МПа); $q_{\text{н}}$ – ефективна тепла потужність (Дж/с); V – швидкість наплавлення, м/с; $q_{\text{н}}/V$ – погонна енергія, МДж/м; F – поперечний переріз пластини, м².

Поздовжня пластична деформація пластин залежить від залишкових зварювальних напруг [8]:

$$f = 0,613l \sqrt{\frac{\sigma - \sigma_{\text{кр}}}{E}}, \text{ м} \quad (5)$$

де l – довжина пластини, м; $\sigma_{\text{кр}}$ – критичне значення зварювальних напруг, Па.

Критичне значення залишкових зварювальних напруг, яке приводить до пластичної деформації, [8]:

$$\sigma_{\text{кр}} = \frac{\pi^2 E}{12} \left(\frac{\delta}{l} \right)^2, \text{ Па} \quad (6)$$

де δ – товщина пластини, м.

При нарузі більше критичної відбувається пластична деформація пластини.

З наведених виразів випливає, що залишкові зварювальні напруги прямо пропорційні деформації пластини [8]:

$$\sigma = \frac{f^2 E}{0,613^2 l^2} + \frac{\pi^2 E}{12} \left(\frac{\delta}{l} \right)^2, \text{ МПа} \quad (7)$$

Як встановлено, при збільшенні швидкості наплавлення і зменшенні погонної енергії, внаслідок зменшення тепловкладення деформація основного металу і залишкові зварювальні напруги знижуються (рис. 2), що значно підвищує тріщиностійкість.

Тріщиностійкість наплавленого металу до холодних тріщин, в значній мірі, визначається залишковими зварювальними напругами, які при напавленні підсумовуються, що призводить до утворення тріщин. Напавлення зносостійкого шару проводиться за п'ять і більше проходів, тому зварювальні напруги різко зростають, і товщина наплавленого шару на радіус обмежена величиною 0,025 м, перевищення якої призводить до значного зростання залишкових зварювальних напруг і відшаровування наплавленого металу по зоні сплаву з основним металом. Це підтверджено при напавленні робочих валків стану 1700, коли при напавленні 0,04 м на радіус, наплавлений метал відшарувався від основного металу. Тому дослідження проводилися при п'ятислойному напавленні. Властивості металу шва визначали шляхом вимірювання зони термічного впливу, яку визначали за ізотермами плавлення 1539 °С та при температурі 1100 °С.

Як встановлено (рис. 3, 4), зі збільшенням швидкості наплавлення і зниженням погонної

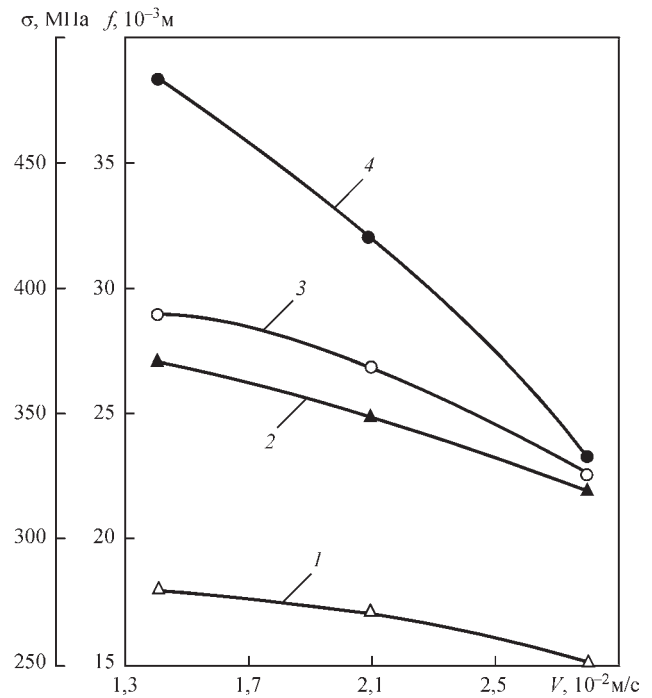


Рис. 2. Закономірність впливу швидкості наплавлення V на деформації f (1, 2) та зварювальні напруги σ (3, 4) в пластинках $(30 \times 120 \times 900) \cdot 10^{-3}$ м (1, 3), $(8 \times 120 \times 900) \cdot 10^{-3}$ м (2, 4)

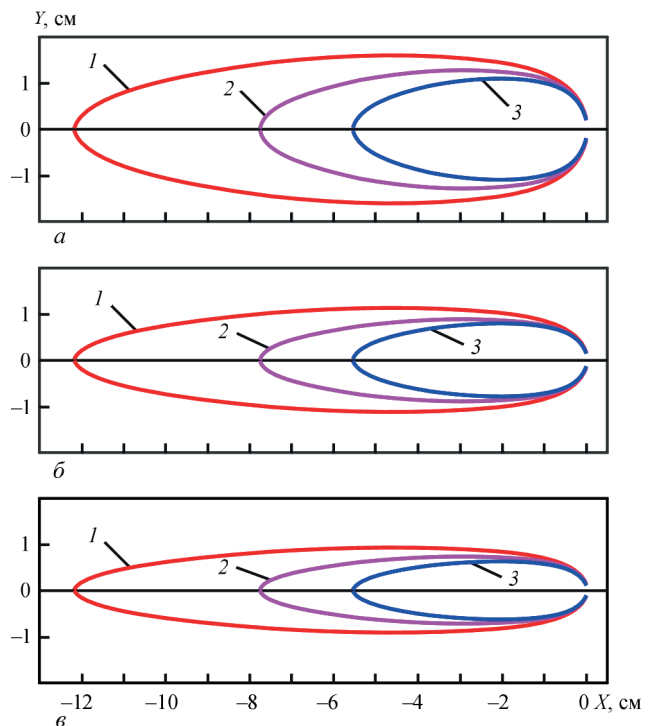


Рис. 3. Температурне поле при напавленні зі швидкістю 25 (а), 50 (б), 75 м/год (в): 1 – $T = 700$ °С; 2 – 1100; 3 – 1539 енергії зменшується тепловкладення і зона термічного впливу, що забезпечує зниження схильності до утворення холодних тріщин і запобігас відшаровуванню наплавленого металу.

У кратері зварювальної ванни дуга розплавляє основний метал зі швидкістю зварювання на осі, яка з підвищенням швидкості зварювання зростає з 25 до 50 та 75 м/год (рис. 5). У міру розплавлення основного металу в кратері, в області біч-

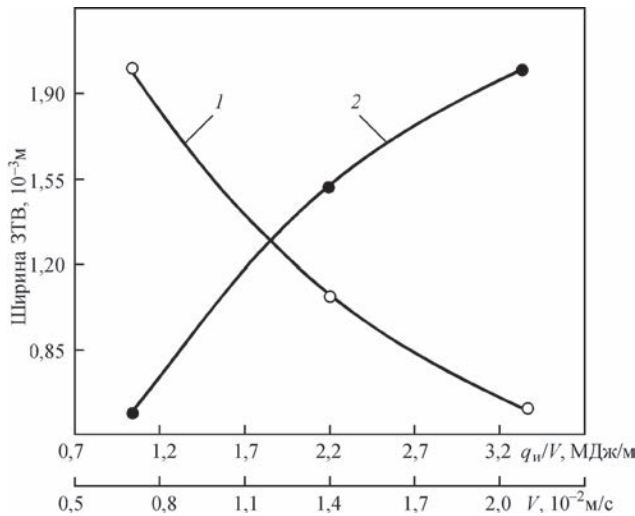


Рис. 4. Залежність ширини зони термічного впливу від швидкості наплавлення V (1) та погонної енергії q_n (2)

них крайок, швидкість знижується від швидкості зварювання до нуля в області переходу кратера до хвостової частини зварювальної ванни, де швидкість кристалізації рідкого металу зварювальної ванни зростає від нуля, в області бічних крайок, до швидкості зварювання на осі хвостової частини ванни.

Збільшення швидкості нагріву в 3 рази, від 200 до 600 °С, більше впливає на подрібнення аустенітного зерна, ніж підвищення швидкості охолодження в 25 разів, від 10 до 250 °С [10], що необхідно враховувати при дослідженні схильності до крихкого руйнування і утворення холодних тріщин.

Закономірність зміни швидкості розплавлення основного металу в кратері зварювальної ванни та швидкості кристалізації в хвостовій частині ванни збігається з ізотермою плавлення, відповідно до рівняння процесу розповсюдження тепла при ви-

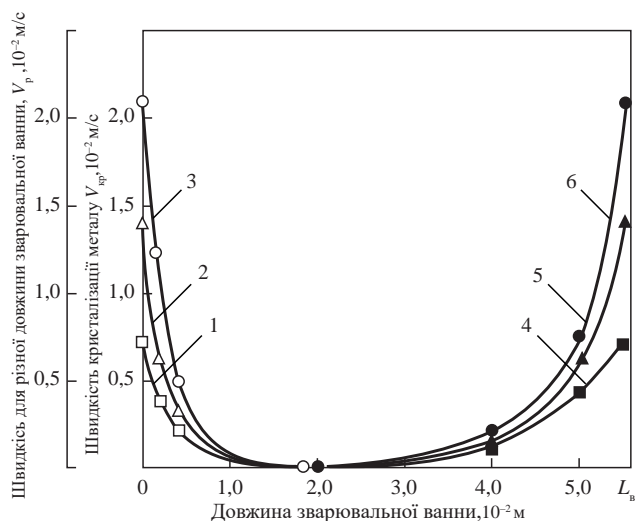


Рис. 5. Швидкість розплавлення основного металу v_p (1-3) та кристалізації рідкого металу зварювальної ванни (4-6) v_{kp} при швидкості наплавлення 25 м/с (1, 4), 50 (2, 5) та 75 (3, 6)

сокошвидкісному наплавленні на низькій погонній енергії.

Тріщиностійкість, в значній мірі, залежить від швидкості нагрівання і розплавлення, охолодження і кристалізації і часу перебування ванни в рідкому стані.

При високошвидкісному наплавленні на низькій погонній енергії для потужного швидкорухаючого джерела тепла, час перебування ванни в рідкому стані визначається по рівнянню для ізотерми плавлення і довжини зварювальної ванни [9]:

$$T_{пл} = \frac{q_n}{2\pi\lambda V t_{ж}}, \text{ } ^\circ\text{C}, \quad (8)$$

з якого випливає, що час перебування ванни в рідкому стані залежить від швидкості і погонної енергії наплавлення:

$$t_{ж} = \frac{q_n}{2\pi\lambda V T_{пл}}, \text{ с.} \quad (9)$$

З підвищенням швидкості наплавлення, час перебування ванни в рідкому стані зменшується (рис. 6), внаслідок чого запобігається витікання рідкого металу зі зварювальної ванни і забезпечується якісне формування наплавленого металу.

Для підвищення тріщиностійкості бандажованих опорних валків розроблено спосіб високошвидкісного наплавлення високовуглецевих сталей [11] на низькій погонній енергії 1,1 МДж/м, на режимі: величина струму 750...800 А, напруга на дузі 30...32 В, швидкість наплавлення 75 м/т.

Ефективність процесу підтверджена при високошвидкісному наплавленні на низькій погонній енергії бандажованих опорних валків стану 3000, при наплавленні яких на низькій погонній енергії бандаж не зламався. Високошвидкісне наплавлення валків виробляли з підігрівом до 300...350 °С, наплавленням буферного шару низьковуглецевим

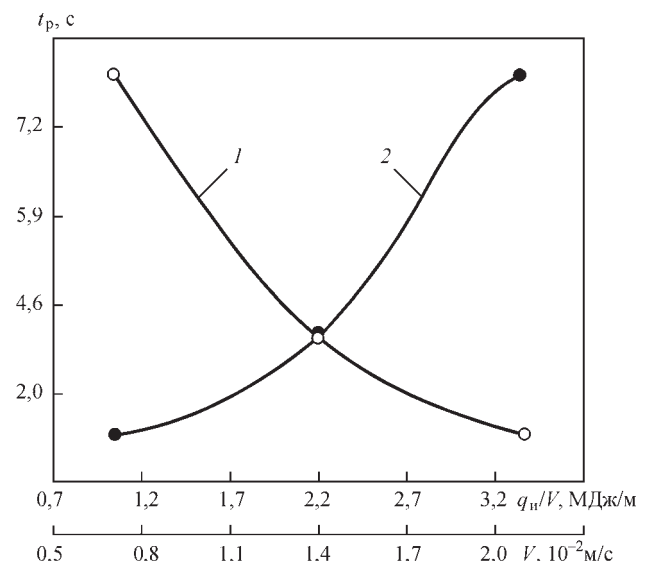


Рис. 6. Залежність часу перебування ванни в рідкому стані t_p від швидкості наплавлення V (1) та погонної енергії q_n (2)

дротом Зв08Г2С, діаметром 4 мм, під флюсом АН-60, наплавленням зносостійкого шару – порошковим дротом ПД-Нп-25Х5ФМС, діаметром 3,6 мм, під флюсом АН-26П, з погонною енергією 1,1 МДж/м, термічною обробкою і уповільненим охолодженням.

Температура попереднього підігріву, зі збільшенням вмісту вуглецю, підвищується від 150...200 °С для сталі 45, до 300...350 °С, для сталі 90ХФ.

Після закінчення електродугового наплавлення, для зниження зварювальних напруг, проводиться термічна обробка валка на наступних режимах: температура валка перед термообробкою – 300 °С; нагрів до температури 400...450 °С зі швидкістю 5...10 °С/г; витримка при цій температурі 8...10 год; охолодження, зі швидкістю не більше 10...15 °С/г до температури 300 °С.

При досягненні температури 300 °С валок встановлюється в термостат для уповільненого охолодження.

Розроблений процес високошвидкісного наплавлення на низькій погонній енергії бандажованих опорних валків забезпечує мінімальні тепловкладення і залишкові зварювальні напруги, зменшення зони термічного впливу, схильності до утворення холодних тріщин і ймовірність відшаровування наплавленого металу, збільшення швидкості розплавлення і кристалізації, підвищення тріщиностійкості і відсутність поломок бандажів.

Висновки

1. Адекватність рівняння процесу розповсюдження тепла при високошвидкісному наплавленні на низькій погонній енергії підтверджена доброю збіжністю розрахункових даних ізотерм плавлення і експериментальних даних ширини шва.

2. На підставі розрахунково-експериментальних даних встановлено, що при високошвидкісному наплавленні на низькій погонній енергії зменшуються тепловкладення та залишкові зварювальні напруги, зона термічного впливу, схильність до утворення холодних тріщин та ймовірність відшаровування наплавленого металу, час перебування ванни в рідкому стані, зростає швидкість розплавлення і кристалізації, що підвищує тріщиностійкість бандажованих опорних валків.

3. Розроблено процес високошвидкісного наплавлення на низькій погонній енергії бандажованих опорних валків, який забезпечує зниження тепловкладення та залишкових зварювальних напруг, зменшення зони термічного впливу, збільшення швидкості розплавлення та кристалізації, підвищення стійкості до утворення тріщин, від-

сутність відшаровування наплавленого металу і поломок бандажів.

Список літератури

1. Прохоров Н.Н. (1976) *Физические процессы в металле при сварке*. Москва, Металлургия.
2. Шоршоров М.Х., Белов В.В. (1972) *Фазовые превращения и изменения свойств стали при сварке*. Москва, Наука.
3. Махненко В.И. (1976) *Расчетные методы исследования кинетики сварочных напряжений и деформаций*. Киев, Наукова думка.
4. Махненко В.И., Позняков В.Д., Великоиваненко Е.А. и др. (2009) Риск образования холодных трещин при сварке конструкционных высокопрочных сталей. *Автоматическая сварка*, **2**, 5–10.
5. Ющенко К.А., Великоиваненко Е.А., Червяков Н.О. и др. (2016) Влияние анизотропии свойств никелевого сплава на напряжения и пластические деформации в зоне сварного шва. *Там же*, **0**, 3–9.
6. Финкель В.М. (1970) *Физика разрушения*. Москва, Металлургия.
7. Николаев Г.А., Куркин С.А., Винокуров В.А. (1982) *Прочность сварных соединений и деформации конструкций*. Москва, Высшая школа.
8. Винокуров В.А., Григорьянц А.Г. (1984) *Теория сварочных деформаций и напряжений*. Москва, Машиностроение.
9. Рыкалин Н.Н. (1951) *Расчет тепловых процессов при сварке*. Москва, Машгиз.
10. Волобуев Ю.В., Федоров В.Г., Кулигин Г.Б. (1983) Оценка влияния параметров термического цикла сварки на размер аустенитного зерна в зоне термического влияния сталей типа 12ХН4МА. *Сварочное производство*, **12**, 6–8.
11. Шетинин С.В., Шетинина В.И. (2019) *Спосіб електродугового наплавлення високовуглецевих сталей*. Україна Пат. 119594, МПК В23 К 9/04.

References

1. Prokhorov, N.N. (1976) *Physical processes in metal during welding*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
2. Shorshorov, M.Kh., Belov, V.V. (1972) *Phase transformations and changes of properties of steel in welding*. Moscow, Nauka [in Russian].
3. Makhnenko, V.I. (1976) *Calculation methods of investigation of kinetics of welding stresses and strains*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
4. Makhnenko, V.I., Poznyakov, V.D., Velikoivanenko, E.A. et al. (2009) Risk of cold cracking in welding of structural high-strength steels. *The Paton Welding J.*, **2**, 2-6.
5. Yushchenko, K.A., Velikoivanenko, E.A., Chervyakov, N.O. et al. (2016) Effect of anisotropy of properties of nickel alloy on stresses and plastic deformations in weld zone. *Ibid.*, **10**, 2-7.
6. Finkel, V.M. (1970) *Physics of fracture*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
7. Nikolaev, G.A., Kutkin, S.A., Vinokurov, V.A. (1982) *Strength of welded joints and deformations of structures*. Moscow, Vysshaya Shkola [in Russian].
8. Vinokurov, V.A., Grigoryants, A.G. (1984) *Theory of welding stresses and strains*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
9. Rykalin, N.N. (1951) *Calculation of thermal processes in welding*. Moscow, Mashgiz [in Russian].
10. Volobuev, Yu.V., Fedorov, V.G., Kuligin, G.B. (1983) Evaluation of influence of parameters of welding thermal cycle on austenitic grain size in heat-affected zone of steels of 12KhN4MA type. *Svarochn. Proizvodstvo*, **2**, 6-8 [in Russian].
11. Shchetynin, S.V., Shchetynina, V.I. (2019) *Method of electric arc surfacing of low-carbon steels*. Ukraine Pat. 119594, Int. Cl. B23 K 9/04 [in Ukrainian].

IMPROVEMENT OF CRACK RESISTANCE OF BANDED SUPPORT ROLLS AT HIGH-SPEED SURFACING WITH LOW ENERGY INPUT

S.V. Shchetinin, V.I. Shchetinina, S.P. Desyatskii

Priazovskii State Technical University, 7 Universitetskaya Str., 87555, Mariupol, Ukraine.

E-mail: shchetynin.serгей2012@gmail.com

The objective of the work is improvement of deposited metal crack resistance and development of the process of high-speed surfacing with a low energy input of banded support rolls. In order to achieve the set objective, we developed the process of improving the crack resistance due to high-speed surfacing of banded support rolls with a low energy input. In keeping with the equation of heat propagation at high-speed surfacing with a low energy input, increase of surfacing speed is accompanied by lowering of heat input, narrowing of melting isotherm width and HAZ. Calculation and experimental methods were used to establish that at increase of surfacing speed, lower heat input results in decrease of deformations and welding stresses, and reduction of HAZ, where cold cracks form, that prevents delamination of the deposited metal. Melting and solidification rates rise, time of the pool staying in the liquid state is reduced that prevents liquid metal pouring out of the weld pool and improves deposited metal formation. Established regularities were the base for development of the process of high-speed surfacing with low energy input, at which the heat input and welding stresses decrease, HAZ is reduced and deposited metal delamination is prevented, melting and solidification rate increase, time of the pool staying in the liquid state becomes shorter, and crack resistance of banded support rolls becomes higher. Developed process of high-speed surfacing of banded support rolls with a low energy input provides a lowering of the heat input and welding stresses, HAZ reduction, increase of melting and solidification rates and crack resistance, and absence of deposited metal delamination or band failures. 11 Ref., 6 Fig.

Keywords: high-speed surfacing with low energy input, melting isotherms, heat input, welding stresses, HAZ, crack resistance, banded support rolls

Надійшла до редакції
24.10.2019

ЗАМОРОЖУВАННЯ ТРУБ ПРИ РЕМОНТІ ЗА ДОПОМОГОЮ CO₂

Компанія Huntingdon Fusion Technique (UK) забезпечує економію витрат на проведення ремонту або модифікації труб, які мають рідину всередині.

Qwik-Freezer™, портативна система заморожування трубопроводів з CO₂, вимагає невеликого часу налаштування і є єдиною системою заморожування труб з низькою вартістю, здатною робити крижані пробки в трубах діаметром до 200 мм.

Комплект Qwik-Freezer™ простий у використанні. Спеціально розроблений кожух обмотує навколо труби місце, де потрібно заморожування. Потім насадка з'єднується з циліндром рідкого CO₂ за допомогою шланга високого тиску. Коли рідкий CO₂ вводиться в простір між кожухом і трубою Qwik-Freezer™, він негайно розширюється, утворюючи твердий вуглекислий газ (сухий лід) при температурі -78 °C. Ця низька температура швидко заморожує рідину, утворюючи надійну «крижану пробку», яка герметизує трубу.

Крижана пробка Qwik-Freezer™ утворюється лише на ділянці труби, покритій кожухом, тому в результаті тиск дуже малий і не має пошкодження труби. Комплект для заморожування труб Qwik-Freezer можна безпечно використовувати на трубах із заліза, свинцю, нержавіючої сталі, міді, латуні та пластику.

Більше про систему Qwik-Freezer™ можна знайти на сайті www.huntingdonfusion.com.

