



УКРАЇНА

(19) UA

(11) 55073

(13) A

(51) 7 B23K9/00

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ
І НАУКИ УКРАЇНИДЕРЖАВНИЙ ДЕПАРТАМЕНТ
ІНТЕЛЕКТУАЛЬНОЇ
ВЛАСНОСТІ

ОПИС

ДО ДЕКЛАРАЦІЙНОГО ПАТЕНТУ
НА ВИНАХІДВИДАЄТЬСЯ ПІД
ВІДПОВІДАЛЬНІСТЬ
ВЛАСНИКА
ПАТЕНТУ

(54) СПОСІБ ЗВАРЮВАННЯ СТАЛЕЙ, ЩО ЗАГАРТОВУЮТЬСЯ

1

(21) 2002065161

(22) 21 08 2002

(24) 17 03 2003

(46) 17 03 2003, Бюл. № 3, 2003 р.

(72) Кабацький Володимир Іванович, Кабацький
Олексій Володимирович(73) ДОНБАСЬКА ДЕРЖАВНА МАШИНОБУДІВНА
АКАДЕМІЯ(57) 1 Спосіб зварювання сталей, що загартову-
ються, який полягає у використанні зварювальних
матеріалів, які містять як легуючі елементи азот і
ванадій, розплавлюванні електродного металу і
наступному охолодженні металу шва, який
відрізняється тим, що для підвищення стійкості
металу шва проти утворення холодних тріщин

2

азот (N) і ванадій (V) вводять в електродний ме-
тал, що розплавляється, у відношенні $V/N = 3 \div 5$, а
швидкість охолодження металу шва в інтервалі
температур $700 \div 500^\circ\text{C}$ вибирають у межах
 $3 \div 25^\circ\text{C/сек}$ 2 Спосіб за п. 1, який **відрізняється** тим, що азот
і ванадій вводять переважно у вигляді нітридів
ванадію (VN) разом з одним чи сумою (Σ) актив-
них розкислювачів (R), наприклад, алюмінієм,
кальцієм і церієм у відношенні
 $\Sigma(VN)/\Sigma(R) = 2,5 \div 4$, де $\Sigma(VN)$ - загальна частка
добавок нітридів ванадію, $\Sigma(R)$ - загальна кіль-
кість введених у метал розкислювачів

Винахід відноситься до галузі зварювання ме-
талів плавленням, зокрема, до способу зварюван-
ня сталей, що загартовуються, низьколегованими
швами підвищеної міцності

В даний час у промисловості при виготовленні
відповідальних конструкцій з сталей, що загарто-
вуються (наприклад, сталей типу 20ХНЗМА,
25ХНЗМФА, 30ХГСНА, 35ХМ та ін.), досить широке
застосування знаходять способи зварювання ви-
соколегованими швами аустенітного чи аустеніт-
но-феритного класів типу Х21Н10Г6, Х20Н9Г7Т та
ін. Такі шви мають високу стійкість проти утвoren-
ня холодних тріщин, що дозволяє зварювати кон-
струкції, виготовлені з термічно оброблених сталей,
без підігріву і наступної термічної обробки. Разом з
цим, високолеговані аустенітні шви мають дуже
невисокі характеристики міцності ($\sigma_B \leq 600\text{МПа}$),
що не завжди задовольняє вимогам, пропонова-
ним до конструкцій з високоміцних сталей, що за-
гартовуються [1]

Дуже ефективного підвищення міцності металу
шва можна досягти при використанні низько ле-
гованих зварювальних матеріалів. У той же час за-
стосування при зварюванні високоміцних сталей
значної більшості відомих низьколегованих мате-
ріалів є проблематичним без використання додат-
кових технологічних заходів попереднього і супут-
нього підігріву, особливих прийомів техніки
зварювання, термічної обробки з'єднань безпосе-
редньо після зварювання. Причиною цього є дуже

невисока стійкість з'єднань проти утворення холо-
дних тріщин. При цьому стійкість проти тріщин
помітно знижується по мірі підвищення міцності
металу швів [1]

Одним з найбільш раціональних і універсаль-
них способів підвищення міцності шва при збере-
женні високого рівня стійкості його проти утвoren-
ня холодних тріщин є модифікування
(диспергування первинної і вторинної структури,
зміна характеру виділення фаз і неметалічних
включень). На модифікуванні заснована більшість
перспективних способів одержання високоміцного
низьколегованого шва. Відомий, наприклад, спосіб
одержання зварних з'єднань зі зниженою схильніс-
тю до утворення тріщин [2], що полягає у введенні
в метал зварювальної ванни телуру і селену у кі-
лькості 0,005 - 1г/100г наплавленого металу. Як
показують дослідження, введення цих елементів
забезпечує досить високу стійкість металу шва
проти утворення холодних тріщин при зварюванні
високоміцної сталі типу 30ХГСН2А. Разом з цим
ефективність такого модифікування з підвищенням
міцності металу шва помітно знижується, що може
бути викликано явищем внутрішньої адсорбції і, як
наслідок, нерівномірністю розподілу фаз на основі
телуру і селену.

Відомий також спосіб поліпшення структури і
міцності зварних з'єднань високоміцних сталей при
зварюванні на великих погонних енергіях за раху-
нок невеликих добавок бору і РЗМ [3]. Досліджен-

(13) A

(11) 55073

(19) UA

ня показують, що таке модифікування низьколегованих швів підвищує їхню стійкість проти утворення холодних тріщин. Разом з тим при цьому відзначається дуже помітна нестабільність результатів внаслідок схильності даних елементів до ліквації і надзвичайно низької розчинності в γ і α -модифікаціях заліза. В результаті при такому виді модифікування нерідко спостерігаються прикордонні виділення фаз, які містять дані елементи, що веде до зниження стійкості металу шва проти утворення тріщин.

Відомий, наразі, спосіб виробництва високоміцного присадкового металу, що забезпечує одержання металу шва, який має високу в'язкість при зварюванні на підвищеній погонній енергії [4]. Присадковий метал містить (у мас. %) 1) вуглець 0,03–0,23, кремній 0,02–0,8, марганець 0,5–2,0, титан 0,003–0,07, алюміній 0,0005–0,1, азот загальний 0,0035–0,012, 2) те ж, що по п. 1, крім того бор 0,0001–0,006, ніобій 0,01–1, ванадій 0,02–0,2, 3) те ж, що по п. 2, крім того нікель $\leq 5,0$, мідь $\leq 2,0$, хром $\leq 0,35$, молибден $\leq 0,35$. Крім того повинно виконуватися умова $10^*(C\%) + (Mn\%) \leq 2,8$.

Як показують проведені нами дослідження, даним способом можна одержати досить сприятливе сполучення міцності і стійкості металу шва проти утворення холодних тріщин. Однак і в даному випадку одержувані результати відрізняються помітною нестабільністю. Причиною цього є розвиток важкого для контролю процесу утворення прикордонних сегрегацій нітридних і карбонітридних фаз, що містять бор, ніобій, ванадій, титан і алюміній.

В основу винаходу, що заявляється, покладено задачу одержання стабільного ефекту підвищення стійкості проти утворення холодних тріщин з'єднань з низьколегованими швами підвищеної міцності.

Рішення поставленої задачі досягається спільним введенням в електродний метал азоту (N) і ванадію (V) у відношенні $V/N = 3–5$, а також вибором швидкості охолодження металу шва в інтервалі температур 700–500°C у межах 3–25°C/сек. При цьому для більшої стабілізації ефекту досягнення високої стійкості металу шва проти утворення холодних тріщин азот і ванадій вводяться разом з одним чи сумою (Σ) активних розкислювачів (R), наприклад, титаном, алюмінієм, кальцієм, церієм, магнієм, цирконієм у відношенні $\Sigma(VN) / \Sigma(R) = 2,5–4$, де $\Sigma(VN)$ – загальна частка добавок нітридів ванадію, $\Sigma(R)$ – загальна кількість введених у метал розкислювачів.

У результаті порівняльного аналізу з прототипом були виділені дані відмітні ознаки, що і обумовлюють відповідність цього рішення критерію «новизна». Із порівняльного аналізу з відомими технічними рішеннями можна зробити висновок, що ознаки відомих технічних рішень не збігаються з ознаками, що відрізняють рішення, що заявляється, від прототипу, а отже, рішення, що заявляється, має істотні відмінності.

Установлено, що характер присутності і розподілу модифікатора в металі шва є одним з найважливіших факторів, які визначають ефект модифікування. Найбільш сприятливим є або

рівномірний розподіл модифікатора у твердому розчині, або входження його до складу якої-небудь дисперсної рівномірно розподіленої фази виділення, зокрема, нітридної. При цьому відзначається найбільш оптимальне співвідношення характеристик міцності та пластичних властивостей металу.

Відомо, що азот розглядається як шкідлива домішка в сталі. Підвищений зміст азоту викликає утворення пор при зварюванні. Крім того, він може сприяти старінню й зкрихчуванню металу при експлуатації. Тому вміст азоту в металі шва завжди обмежується.

У зв'язку з цим використання азоту як модифікатора вимагає одночасного введення в метал нітридотвірного елемента, більш активного, ніж залізо, марганець і кремній, який буде надійно зв'язувати азот, а утворені ним нітриди будуть розчинятися при температурах аустенітизації. Застосування для цих цілей поверхнево-активних металів не можна визнати доцільним, внаслідок їхньої схильності в умовах кристалізації до ліквації в міжзівсьові і прикордонні ділянки. У цьому випадку в литому металі відзначаються грубі прикордонні скупчення у твердому розчині чи у вигляді фаз виділення. Такий розподіл визначає підвищення міцності і погіршення пластичних властивостей металу шва.

Виходячи з сказаного найбільш доцільним є введення разом з азотом термодинамічно малоактивного модифікатора, який не утворював би з постійними домішками металу – киснем і сіркою – неметалеві включення, карбіди та інтерметаліди до початку γ - α -перетворення, розчинявся в аустениті при температурі аустенітизації, зберігав рівномірний розподіл у твердому розчині чи виділявся при охолодженні у вигляді високодисперсної рівномірно розподіленої нітридної фази.

Як показали дослідження, найбільш повно перерахованим вимогам задовольняє ванадій. При цьому встановлено, що для того, щоб надійно зв'язати весь азот у нітриди, ванадій необхідно вводити одночасно з азотом у співвідношенні, близькому до стехіометричного, а саме $V/N = 3,5–5$. При недостатньому вмісті ванадію азот, як поверхнево-активний елемент, що володіє високою дифузійною рухливістю, неминуче буде ліквувати на межі зерен, призводячи до погіршення властивостей металу. Надлишок ванадію призводить до скупчення на межах зерен важко розчинних карбідів ванадію, що також знижує пластичність металу. У випадку переважного утворення нітридів ванадію ефект модифікування визначається характером їхнього виділення.

Встановлено, що температура найбільш інтенсивного виділення нітридів ванадію коливається в залежності від складу металу шва від 500 до 700°C. При цьому характер виділення нітридів залежить від швидкості охолодження металу в цьому інтервалі температур. Значне зниження швидкості охолодження металу і зв'язаний з цим зсув дифузійного γ - α -перетворення в область більш високих температур може призводити до прикордонного виділення нітридів ванадію. При цьому можуть спостерігатися голкоподібні виділення нітридної фази, що підвищують небезпеку виникнення холодних тріщин. З підвищенням швидкості охоло-

дження прикордонні виділення і така форма росту нїтридів ванадію менш ймовірні, тому що вони визначаються умовами дифузійного перерозподілу елементів між зародками нових фаз, що утворюються при $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворенні, і зонами їхнього зчленування

Експериментальне встановлено, що для забезпечення більш рівномірного внутрішньозеренного характеру виділення нїтридів швидкість охолодження металу шва в інтервалі температур 700–500°C повинна бути не менш 3°C/сек. З іншого боку швидкість охолодження металу шва в зазначеному інтервалі температур не бажана більш, ніж 25°C/сек, тому що при цьому велика частина ванадію й азоту залишається у твердому розчині, що може також призводити до зниження ефекту модифікування і погіршення властивостей металу.

При оптимальній швидкості охолодження металу шва нїтриди ванадію виділяються у вигляді високодисперсних часток розміром $(3-6) \cdot 10^{-8}$ см, що зберігають когерентний зв'язок з матрицею твердого розчину α -заліза.

Присутність таких дрібних часток у металі шва впливає на механічні властивості і стійкість проти утворення холодних тріщин, тому що при цьому знижується ймовірність розвитку біля них локальних критичних напружень.

Спільне введення азоту і ванадію в необхідному відношенні в електродний метал може з успіхом здійснюватися за допомогою феросплавів. Однак найбільш стабільні результати дає введення азоту і ванадію спеціальними лігатурами, у яких вони присутні переважно у вигляді нїтридів ванадію. При цьому досягається внесення в рідкий метал практично розрахункових їхніх концентрацій. Це може здійснюватися будь-яким прийнятним способом крізь керамічний флюс, електродне покриття чи стержень електрода, шихту порошкового дроту, електродний дріт суцільного перетину та ін. При цьому встановлено, що вид об'єкту введення не має принципового значення для реалізації способу, що заявляється.

Кількість нїтридів ванадію, що вводяться, визначається необхідним ступенем зміцнення шва і залежить від конкретного складу електродного металу. Внаслідок малих значень добутків рівноважної розчинності нїтридів у γ і α -залізі, можливі їхні оптимальні добавки у метал присадки обмежуються приблизно 10⁻¹%.

При введенні в електродний метал за допомогою лігатур азоту і ванадію у вигляді нїтридів досягається стабільно висока стійкість металу шва проти утворення холодних тріщин у сполученні з підвищенням його міцності. Однак і в цьому випадку виявляється деякий вплив швидкості охолодження металу шва на характер виділення нїтридів.

Залежність характеру виділення нїтридів ванадію від швидкості охолодження може бути істотно зменшена додатковим введенням у метал одного чи декількох елементів, здатних конкурувати з азотом і ванадієм у явищі міжкристалітної внутрішньої адсорбції. Встановлено, що найбільш висока рівномірність розподілу нїтридів ванадію дося-

собоу, що заявляється, у виробництві конструкцій зі сталей, що загартовуються, дозволить підвищити експлуатаційну надійність зварних з'єднань, застосувати більш дешеві низьколеговані зварювальні матеріали й одержати за рахунок цього економічний ефект у розмірі 353,1 тис. грн на рік.

Спосіб зварювання, що заявляється, пройшов всебічні лабораторні випробування і перевірку при зварюванні макетів і твердих проб зі сталі типу 30ХГСН2А. Результати досліджень показали, що при зварюванні за способом, що заявляється, забезпечується стабільно висока стійкість металу шва проти утворення холодних тріщин у сполученні з його високою міцністю. Управління споси-

2 Кл 12 В 105 1 (У 23 ДО 35/24) №54-11846,
заявл 30 06 77, №52-7705, опубл 29 01 79

3 "J Iron and Steel Instr Jap" - 1977 - 63, №2
- P 303-310

4 Кл 10 J 183 (C21D6/00) №51-44088, заявл
26 03 70, №45-25042, опубл 26 11 76

Таблиця

Результати випробувань за способом, що заявляється, при зварюванні сталі типу 30ХГСН2МА

Зварювальний матеріал	Спосіб модифікування	Вид розкислення	V N	VN ΣR	Швидкість охолодження металу шва в інтервалі 700 - 500°C, °C/c	Механічні властивості металу шва					Сумарна довжина тріщин у пробі, %	
						σ _{0,2} , МПа	σ _B , МПа	δ ₅ , %	ψ, %	KCU ⁺²⁰ Дж/см ²		
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	
Св-10НМА	Азотом та ванадієм	-	3,5	-	15,5	504	721	20,8	60	98	15	
			4,2			525	742	22,3	61,2	113	10	
			5,0			528	752	21,4	59,9	91	20	
			3,1			497	714	18,8	55,8	82	65	
			5,3			531	756	16,6	53	76	70	
			4,4			3	536	753	20,4	59,9	105	20
			4,4			15,5	528	742	22,3	60,5	118	10
			4,4			25	493	684	21,2	60,3	115	15
			4,4			1,5	527	754	17,4	51,1	71	60
			4,4			28	518	702	18,7	53,3	82	55
	Нітридами ванадію			3	527	751	21,6	61,4	115	10		
				15,5	523	748	23,4	63,8	123	5		
				25	516	705	22,3	62	120	5		
				1,5	524	747	18,5	55,8	75	55		
				28	504	706	19,3	55,6	89	45		
	Алюмінієм та церієм		3,1	3	518	744	21,9	61,8	115	5		
			-II-	15,5	520	743	22,9	64,1	125	0		
			-II-	25	507	712	22,2	63,4	121	0		
			-II-	1,5	521	746	20,8	60,4	110	15		
			-II-	28	515	710	21,4	60,2	112	10		
Св-10НМА	Без модифікування	-	-	-	15,5	477	659	21,2	62	116	60	
Св-08ХН2ГМТА	Нітридами ванадію	Кальцієм та магнієм		2,5	1,5	782	941	16,6	53,3	81	25	
				3,05	-II-	728	924	17,8	55,8	90	5	
				4,0	-II-	720	914	17,6	55,6	85	20	
				2,2	-II-	734	921	14,2	42,8	71	60	
				4,15	-II-	721	908	15,6	46,4	73	40	
		Алюмінієм, кальцієм та церієм		2,5	28	753	894	17,6	55,6	81	20	
				3,0	-II-	742	892	18,3	55,8	88	0	
				4,0	-II-	727	876	18,6	53,3	87	10	
				2,3	-II-	737	936	13,6	38,7	68	65	
				4,1	-II-	728	912	15,3	40,8	71	40	
	Без модифікування	-	-	-	15,5	663	810	18,3	53,3	72	100	

Продовження таблиці

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
Прототип											
0,11% C, 0,55%					15,5	704	836	15,448,7		72	55
Si, 1,2% Mn, 1,5%					-II-	718	853	16,651,0		75	15
Ni, 0,15% Cr,					-II-	707	898	15,751,6		70	65
0,15% Mo, 0,04%					-II-	748	923	15,348,6		72	80
Nb, 0,3% Cu,											
1) 0,03% V,	Азотом та ванадієм										
0,005% N,											
2) 0,05% V,											
0,011% N,											
3) 0,12% V,					-II-	762	947	15,046,2		65	100
0,010% N,											
4) 0,1 5% V,											
0,012% N,											
5) 0,18% V,											
0,012% N,											