

**ДОНБАСЬКА ДЕРЖАВНА МАШИНОБУДІВНА
АКАДЕМІЯ**

**КАФЕДРА «ОБЛАДНАННЯ ТА ТЕХНОЛОГІЇ ЗВАРЮВАЛЬНОГО ВИРОБ-
НИЦТВА»**

КОНСПЕКТ ЛЕКЦІЙ

«ТЕХНОЛОГІЯ ЗВАРЮВАННЯ СПЕЦІАЛЬНИХ СТАЛЕЙ ПЛАВЛЕННЯМ»

**ДЛЯ НАПРЯМУ ПІДГОТОВКИ 7.05050401 «ЗВАРЮВАННЯ»
(СПЕЦІАЛЬНОСТІ 7.092301 «ТЕХНОЛОГІЯ ТА УСТАТКУВАННЯ ЗВА-
РЮВАННЯ»)
(ДЕННЕ ВІДДІЛЕННЯ)**

КРАМАТОРСЬК, 2020

ГЛАВА 1 -ЗВАРЮВАННЯ НИЗЬКОЛЕГОВАНИХ БЕЙНІТНО-МАРТЕНСИТНИХ (ВИСОКОМІЦНИХ) СТАЛЕЙ

Склад, властивості і особливості легування

Високоміцні низьколеговані конструкційні сталі мають високу міцність, гарну пластичність, достатній опір крихкому руйнуванню і задовільну зварюваність. Необхідний комплекс технологічних властивостей сталей з $\sigma_{0,2} = 580 \dots 780$ МПа забезпечується структурою, що формується в процесі мартенситного або бейнітного перетворень і визначається легуванням і термообробкою.

Структура металу бейнітно – мартенситна. Особливістю цих сталей – низький вміст вуглецю (до 0,2%), що сприяє підвищеній пластичності і покращенню зварюваності. Легування виконується в малих кількостях Mn, Cr, Mo, V та Ni, що забезпечують гарну прогартовуваність. Mo і V підвищують температуру рекристалізації і затримують розміщення при відпуску. Мікродобавки бору (B) – 0,001...0,006% у сукупності з 0,15...0,5 % Mo забезпечують стійкість до розміщення бейнітно – мартенситної структури металу ЗТВ в широкому діапазоні режимів зварювання.

Гарне сполучення властивостей мають сталі, що містять 0,4...0,6 % Mo й 0,002 ... 0,006 % B з добавкою інших легуючих елементів забезпечують одержання стабільної бейнітної або мартенситної структури. Застосовуються також безнікелеві сталі (12Г2СМФАЮ), що містять 0,15...0,3 % Mo й 0,002 ...0,006 %B, які уступають сталям типу 14Х2ГМРБ по холодостійкості. Ефективне введення у сталь невеликої кількості азоту (0,02...0,03 %) і нітридоутворюючих елементів (Al, V, Nb і Zr), що приводять до утворення дрібнодисперсних нітридів і здрібненню структури сталі, зменшенню росту аустенітного зерна при тривалих витримках при високих температурах.

Структура металу бейнітно – мартенситна. Особливістю цих сталей – низький вміст вуглецю (до 0,2%), що сприяє підвищеній пластичності і покращенню зварюваності. При цьому значно зростає роль легуючих елементів у формуванні властивостей високоміцної сталі й зварного з'єднання.

Легування виконується в малих кількостях Mn, Cr, Mo, V та Ni, що забезпечують гарну прогартовуваність. Mo і V підвищують температуру рекристалізації і затримують розміщення при відпуску. Мікродобавки бору (B) – 0,001...0,006% у сукупності з 0,15...0,5 % Mo забезпечують стійкість до розміщення бейнітно – мартенситної структури металу ЗТВ в широкому діапазоні режимів зварювання. Ефективне введення у сталь азоту 0,02...0,03 % та нітридоутворюючих елементів (Al, V, Nb і Zr), що приводять до утворення дрібнодисперсних нітридів і здрібненню структури сталі, зменшенню росту аустенітного зерна при тривалих витримках при високих температурах.

Оптимальні механічні властивості й високу опірність крихкому руйнуванню при негативній температурі вони одержують після загартування при $T = 900 \dots 950^\circ\text{C}$ та відпуску $600 \dots 680^\circ\text{C}$. Для виробництва відповідальних конструкцій широке застосування знаходять сталі 14Х2ГМРБ, 14Х2ГМ, 12ГН2МАЮ з $\sigma_b > 686$ МПа. Висока холодостійкість високоміцних сталей за-

безпечується дрібнодисперсною структурою. Механічні властивості цих сталей наведені в табл. 1.1.

Таблица 1.1. Механічні властивості деяких марок сталей (не менш)

Марка сталі	Товщина, мм	σ_T МПа	σ_B МПа	δ_5 , %	KCV , Дж/см ²	
					-40 °С	-70°С
13ХГМРБ	10 ...50	590	690	14	39	29
14Х2ГМРБ	10...50	588	686	14	39	—
14Х2ГМРЛ	>40	588	686	14	34	-
14Х2ГМ	3...30	588	686	16	39	-
12Г2СМФАЮ	10...32	588	686	14	34	-
12ГН2МФАЮ	16...40	588	686	14	-	29
12ХГН2МФБАЮ	16...40	736	834	12	—	29
12ХГН2МФБДАЮ	20 ...40	785	883	15	-	29
12ХГН2МФДРА	4... 20	980	1078	10	29	-
14ХГН2МДАФБ	3 ... 50	685	780	16	39*	-
14ХГ2САФД	16...40	588	686	14	39	—
12ГН3МФАЮДР-СШ	4...40	685	780	16	78*	59*
1 2ХГН3МАФД-СШ	3 ... 50	980	1080	14	-	59
14ХГНМДАФБРТ	6... 20	785	980	12	39	29

*КСV

Основні марки низьковуглецевих бейнітно-мартенситних сталей: 13ХГМРБ, 14Х2ГМ, 14ХГН2МДАФБ, 12Г2СМФАЮ. 12ХГН2МФБДАЮ, 12 ХГН3МАФД-СШ і інш.(табл..10.1)

ТАБЛИЦА 10.1

ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ СТАЛЕЙ, %

Сталь	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Cu
13ХГМРБ	0,10—0,16	0,9—1,2	0,17—0,37	0,9—1,3	До 0,3	0,3—0,4	<0,3
14Х2ГМРБ	0,10—0,16	0,9—1,2	0,17—0,37	1,1—1,5	До 0,3	0,4—0,5	<0,3
14Х2ГМРЛ	0,10—0,17	0,9—1,2	0,20—0,40	1,4—1,7	До 0,3	0,45—0,55	<0,3
14Х2ГМ	0,10—0,16	0,9—1,2	0,17—0,37	1,3—1,7	До 0,3	0,4—0,5	<0,3
12Г2СМФАЮ	0,09—0,15	1,3—1,7	0,4—0,7	—	До 0,3	0,15—0,25	<0,3
12ГН2МФАЮ	0,09—0,16	0,9—1,2	0,3—0,5	0,2—0,5	1,4—1,75	0,15—0,25	<0,3
12ХГН2МФБАЮ	0,09—0,16	0,9—1,3	0,3—0,5	0,5—0,9	1,4—1,70	0,3—0,4	<0,3
12ХГН2МФБАЮ	0,09—0,16	0,6—1,1	0,2—0,5	0,6—0,9	1,4—1,75	0,4—0,6	0,5—1,0
12ХГН2МФДРА	0,10—0,14	0,95—1,20	0,15—0,35	0,8—1,2	1,7—2,1	0,5—0,7	0,7—1,0
14ХГН2МДАФБ	0,12—0,17	1,1—1,4	0,17—0,35	0,9—1,3	1,7—2,2	0,2—0,3	0,3—0,6
14ХГ2САФД*	0,12—0,18	1,4—1,9	0,4—0,7	0,5—0,8	До 0,3	—	0,3—0,6
12ГН3МФАЮДР-СШ	0,10—0,15	1,2—1,5	0,17—0,37	—	2,8—3,2	0,3—0,4	0,3—0,5
12ХГН3МАФД-СШ	0,10—0,15	1,0—1,3	0,2—0,5	0,6—1,0	2,5—3,0	0,4—0,55	0,5—1,0
14ХГНМДАФБРТ*	0,12—0,17	1,1—1,4	0,17—0,37	0,9—1,3	0,9—1,3	0,2—0,3	0,6—0,9

* 0,01—0,05Гi; ** 0,03—0,08Гi

Продолжение табл. 10.1

Сталь	V	Nb	Al	N ₂	B	S		P
						S	P	
13ХГМРБ	—	0,01—0,03	0,02—0,08	—	0,001—0,004	0,035	0,035	0,035
14Х2ГМРБ	—	0,01—0,04	0,02—0,08	—	0,001—0,004	0,035	0,035	0,035
14Х2ГМРЛ	—	—	—	—	0,001—0,004	0,035	0,035	0,035
14Х2ГМ	—	—	—	—	—	0,015	0,015	0,030
12Г2СМФАЮ	0,07—0,15	—	0,05—0,10	0,015—0,03	—	0,035	0,035	0,035
12ГН2МФАЮ	0,05—0,10	—	0,05—0,10	0,02—0,03	—	0,035	0,035	0,035
12ХГН2МФБАЮ	0,05—0,10	0,02—0,06	0,05—0,10	0,02—0,03	—	0,035	0,035	0,035
12ХГН2МФБДАЮ	0,05—0,10	0,02—0,06	0,03—0,08	0,015—0,03	—	0,035	0,035	0,035
12ХГН2МФДРА	0,08—0,14	—	0,02—0,05	—	До 0,004	0,025	0,025	0,025
14ХГН2МДАФБ	0,10—0,20	0,03—0,08	0,03—0,10	0,010—0,025	—	0,008	0,008	0,020
14ХГ2САФД*	0,08—0,16	—	0,03—0,07	0,010—0,02	—	0,020	0,020	0,035
12ГН3МФАЮДР-СШ	0,04—0,08	—	0,02—0,05	0,008—0,02	0,002—0,004	0,010	0,010	0,020
12ХГН3МАФД-СШ	0,05—0,10	—	До 0,08	0,008—0,02	—	0,012	0,012	0,025
14ХГНМДАФБРТ**	0,10—0,20	0,03—0,08	0,05—0,10	0,015—0,025	0,002—0,004	0,015	0,015	0,025

* 0,01—0,05Ti; ** 0,03—0,08Ti

По механічним властивостямі хладостійкі нітридовміщуючі високоміцні сталі перевершують сталі такого ж хімічного складу, виготовлені за звичайною технологією. Наявність дрібнодисперсних нітридів у сталі сприяє зменшенню їхньої схильності до росту аустенітного зерна в умовах тривалої витримки при високих температурах і до старіння після механічної деформації, що особливо важливо для сталей, що зварюються. Тому нітридовміщуючі сталі досить перспективні для зварних конструкцій. На практиці добре зарекомендовала себе нітридовміщуюча високоміцна сталь 12ГН2МФАЮ.

При виготовленні відповідальних зварних конструкцій найбільш широке застосування знаходять високоміцні сталі 14Х2ГМРБ, 14Х2ГМРЛ, 14Х2ГМ і 12ГН2МФАЮ (табл.1.3). Ці сталі забезпечують практично однаковий рівень механічних властивостей $\sigma_T > 588$ МПа, $\sigma_B > 686$ МПа. Однак в залежності від товщини металу вони трохи відрізняються по показниках хладостійкості. Найменш леговану безнікелеву листову сталь 14Х2ГМ виготовляють товщиною 3...30 мм. Додаткове легування ніобієм і бором дозволяє виготовляти сталь (марки 14Х2ГМРБ) товщиною до 50 мм. У стані поставки обидві сталі мають високі показники міцності й хладостійкості. Сталь 14Х2ГМ товщиною до 20 мм застосовують у металоконструкціях платформ автомобілів вантажопідйомністю 75т і більше. Сталі 14Х2ГМРБ, 14Х2ГМРЛ, 12ГН2МФАЮ, 13ХГНМФ і 14ХГН2МФ застосовують у будівельних металоконструкціях, вузлах екскаваторів, платформах залізничних транспортерів, напірних водоводах і ін.

Таблиця 1.3-Характерні властивості сталей у стані поставки

Марка сталі	Товщина, мм	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	ψ , %	КСУ, Дж/см ² , при t , °С		
						+20	-40	-70
14Х2ГМ	10	836	970	17,5	62	108...130	96...112	—
	20	685	786	17,3	66	114...155	55...72	—
14Х2ГМРБ	30	716	785	18	55,2	104...132	78...90	—
	40	726	787	17,4	54,8	82...100	75...93	—
14Х2ГМРЛ	60	752	824	14,3	53,3	77...80	42...48	—
	100	686	772	18,3	51	87...91	40...46	—
12ГН2МФАЮ	20	667	741	19,3	55,6	67...80	65...75	55...57
	30	630	760	19	54,3	84...98	—	62...75
	40	596	738	20,6	55,6	81...94	67...90	56...70
14ХГНМД	8	849	946	20,8	58,3	135...146	100...130	75...95
	20	799	871	13,2	63,2	62...72	(30...60КСУ) 50...57 (40...46КСУ)	25...35

Примітка. Сталі поставляють після загартування й високого відпустка.

Виробництво литих деталей зі сталі 14Х2ГМРЛ освоєно для виготовлення значної кількості деталей робочого устаткування кар'єрних і шагаючих екскаваторів і інших машин і механізмів.

Висока холодостійкість високоміцних сталей визначається технологією їх виготовлення, що забезпечує одержання дрібнодисперсної структури. Критична температура крихкості сталей 14Х2ГМР, 12ГН2МФАЮ, 13ХГНМФ, оцінювана за умовами КСУ > 35 і КСВ > > 25 Дж/см² (де КСУ - зразки з напівкруглим надрізом, КСВ - зразки з гострим V-образним надрізом), нижче - 60°С. Ці сталі володіють також підвищеною опірністю абразивному зношуванню. Для підвищення опірності цьому виду зношування високоміцні сталі поставляють після спеціальної термообробки (загартування й низький відпуск), що забезпечує твердість HV = 350...400. Для багатьох конструкцій важливим показником є утомлена міцність сталі. Границя витривалості їх становить 55...60% тим часо-вого опору.

Основи зміцнення сталі

Високоміцні низьколеговані сталі, що призначені для зварних конструкцій, мають високу міцність, гарну пластичність, достатню опірність крихкому руйнуванню й задовольної зварюваності.

Щоб задовольнити всім цим вимогам доводиться широко використовувати різні системи легування, технологічні й металургійні фактори, сполучення яких забезпечує одержання необхідних властивостей, що визначають галузь застосування сталі.

Здатність полікристалічних металів пручатися пластичної деформації й руйнуванню обумовлюється їхнім структурним станом.

Для ефективного підвищення міцності сталі використовуються структурні фактори: зміна величини зерна, форми й орієнтації кристалітів; перерозподіл домішок, виділення нових фаз, створення або усунення сублокальних недосконалостей кристалічної будови й т.і..

Теорія дислокацій - теорія недосконалостей кристалічної будови, дозволила науково обґрунтувати принципово можливі й ефективні шляхи підвищення міцності сталі, виходячи з її структурного стану .

Наявність дислокацій у кристалічних ґратах впливає на міцність реальних кристалів. Рух дислокацій викликає ковзання в кристалах під дією порівняно невеликих зусиль. Ця властивість виділяє дислокації з ряду інших недосконалостей ґратки.

Якщо у вихідному матеріалі існують слабо закріплені дислокації, плинність починається в результаті їхнього зриву. Якщо ж вони сильно блоковані, то плинність настає в результаті генерації нових дислокацій у місцях концентрації напружень.

На дислокаційну структуру технічних металів і сплавів діють шляхом пластичної деформації для одержання необхідної щільності дислокацій і інших недосконалостей кристалічної будови. Під термічним впливом перерозподіляються недосконалості кристала, стабілізується структурний стан, здійснюється необхідна перебудова кристалічних ґрат.

Змінюючи дислокаційну структуру металу або сплаву можна суттєво впливати на їх механічні й фізичні властивості.

Підвищення міцності сталі пов'язане зі збільшення напружень, що приводять дислокації в рух і підсилюючих їхню взаємодію з іншими дислокаціями й мікроструктурними складовими. При деформації заліза щільність дислокацій збільшується. Дислокації взаємодіють між собою й напруження, що необхідні для подальшого руху дислокацій, підвищуються. Відповідно в дрібнозернистій сталі можна одержати більш високу щільність дислокації, чим у грубозернистій.

На практиці підвищення границі текучості α - заліза досягають легуванням його різними елементами, що утворюють тверді розчини заміщення або впровадження. Зміцнення створюється викривленням(искажением) ґрат розчинника атомами розчинюючого елемента, у результаті чого збільшується напруження тертя, що перешкоджає руху дислокацій. Чим сильніше викривлюється решітка й чим більша кількість викривлених ділянок, тим вище загальне зміцнення металу.

Залізо має $\gamma \rightarrow \alpha$ алотропічне перетворення. Це дозволяє не тільки в широких межах змінювати розміри зерен, але й створювати найбільш сприятливу, з погляду міцності, субмікроскопічну неоднорідність тонкої структури сталі. Особливо сприятливі процеси орієнтованої перебудови при мартенситному й бейнітному перетвореннях. У процесі мартенситного й бейнітного перетворень відбувається дріблення зерен на фрагменти й блоки, які разорієнтовані друг щодо друга, викривлення кристалічної ґратки на границях субструктурних складових. Здрібнювання разорієнтацій субструктурних складових, створює перешкоди для переміщення дислокацій, що сприяє підвищенню міцності сталі.

Суттєвий вплив на міцні властивості сталі надають елементи, що мають неоднакову розчинність в аустеніті й фериті. Так, наприклад, вуглець, азот, бор легко розчиняються у аустеніті, але обмежено - у фериті. Тому при загартуванні сталі можна отримувати сильно пересичені тверді розчини. При виділенні з пересиченого твердого розчину дисперсних часток другої фази може бути здійснене зміцнення сплаву -заліза карбидо- і нитридоутворюючими елементами. Розподіл включень залежить від структури в загартованому стану.

Механізм зміцнення сплаву дисперсними частками базується на тому що частки перешкоджають руху дислокацій. Перешкоди на шляху руху дислокацій вимагають додаткової напруги для їхнього подолання. При рівномірному розподілі перешкод за обсягом металу збільшується його здатність пручатися зовнішнім навантаженням внаслідок підвищення загальної енергоємності й збільшення кількості мікрооб'ємів, що одночасно діють у деформації.

Зміцнення сталей дрібнодисперсними включеннями пов'язане з особливостями їх розподілу у твердому розчині. Включення, що рівномірно розподілені у металі, активно впливають на його кристалізацію, здрібнювання аустенітного зерна й викривлення кристаллографічної ґратки.

Перспективним напрямком є застосування технології, що забезпечує створення в сталі субмікроскопічних включень нітридів алюмінію, титану, цирконію й ін. Ці включення сприяють сильному здрібненню структури сталі, а рівномірний їхній розклад суттєво утрудняє внутрікристалічне сдвигоутворення. Обидва фактора сприяють різкому підвищенню міцності й в'язкості сталі.

Здрібнювання зерен під впливом нітридів і пов'язане із цим різке підвищення міцності відомо достатньо давно (рис.1.1). Однак лише у останні роки почали виплавляти сталь, що містить нітриди.

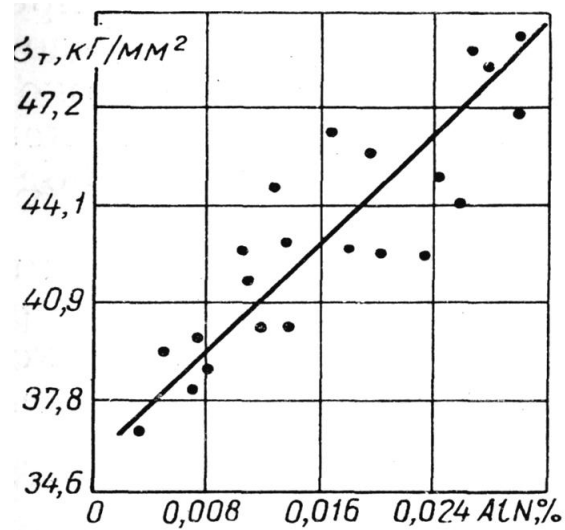


Рисунок 1.1- Вплив вмісту нітриду алюмінію на границю текучості низьковоуглецевої сталі

Мартенситне перетворення є найбільш ефективним методом зміцнення сталі, що забезпечують комбінацію сполучення високої міцності з достатньою пластичністю (рис.1. 2).

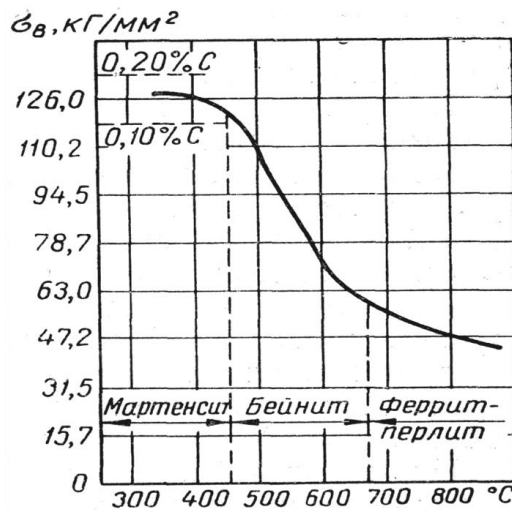


Рисунок 1.2–Вплив температури фазових перетворень на структуру й межу міцності низьколегованої сталі.

Розмір мартенситного зерна залежить від розміру зерен аустеніту. Чим менше вихідне аустенітне зерно, тим дрібніше зерна мартенситу, що утворюється. Дрібнозернисті сталі пластичніше крупнозернистих. На міцність сталі розмір зерна впливає незначно.

Найбільший інтерес для зварників представляють низьковуглецеві сталі з голчастим мартенситом. Ці сталі мають високі не тільки міцні, але й пластичні властивості. Важливим є також те, що у низьковуглецевої сталі мартенситне перетворення відбувається при відносно високих температурах (вище 350°C) і супроводжується порівняно низькими напруженнями другого роду (викривлення другого роду пов'язані із пружною деформацією мікрообластей). Тому низьковуглецеві сталі проявляють незначну схильність до утворення гартівних тріщин.

Вплив легуючих елементів на структуру й властивості сталі

Структура й фізико-механічні властивості високоміцної сталі визначаються системою легування й режимами термічної обробки.

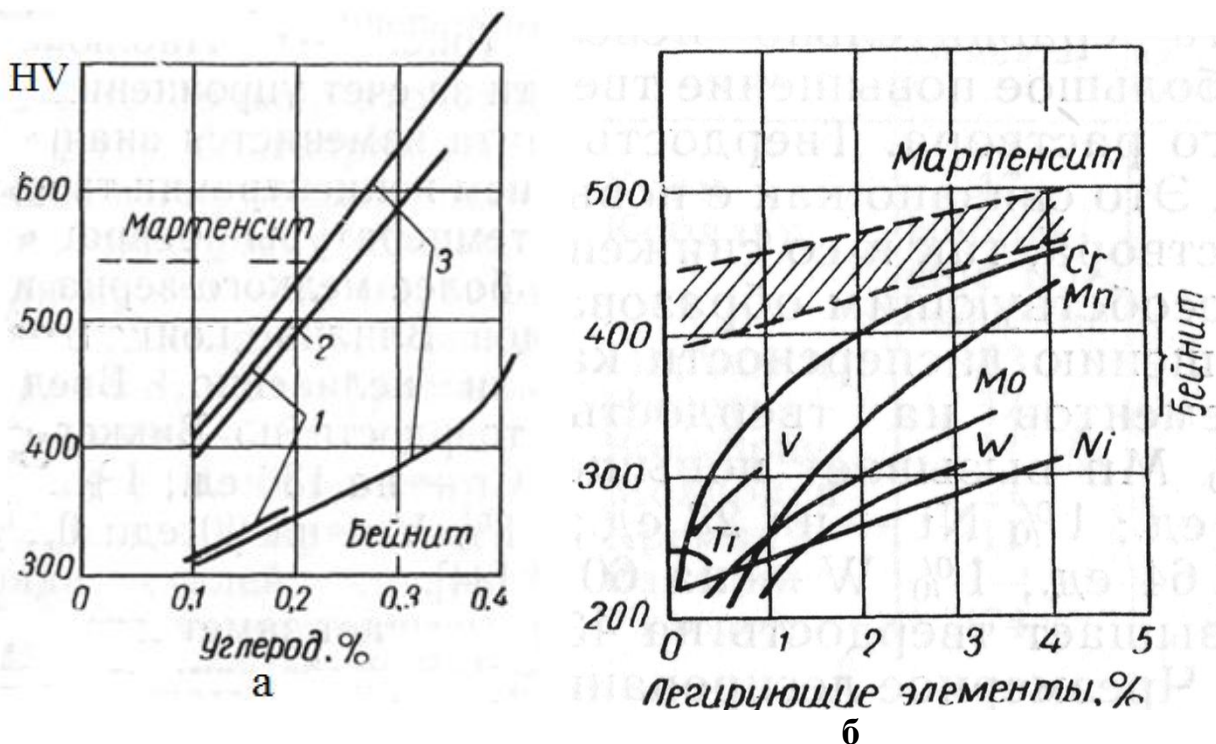


Рисунок 1.3– Вплив вуглецю (а) і легуючих елементів (б) на твердість мартенситу й бейніту. Сталь містить:

1—2,0% Мо–В; 2 – 0,5% Мо – В; 3– 1% Сг – 0,5% Мо–В.

Вуглець впливає на мартенситну й бейнітну структури (рис. 1.3). Спостерігається лінійна залежність між твердістю мартенсита й вмістом вуглецю у твердому розчині. У бейнітній структурі цей ефект проявляється значно слабкіше, збільшення вмісту вуглецю приводить до зниження температури перетворення, деякому здрібнюванню зерна й збільшенню кількості дисперсних карбідів.

Підвищення вмісту вуглецю в сталі небажане, тому що це спонукає зниженню температури мартенситного перетворення (M_n), а також знижує пластичність і в'язкість сталі. Крім того, при підвищеному вмісту вуглецю різко погіршується зварюваність і збільшується інтенсивність розміщення при відпуску.

Вплив легуючих елементів на твердість мартенситу порівняно невелике (рис.3.1,б). Спостерігається невелике підвищення твердості за рахунок зміцнення твердого розчину. Твердість бейніту змінюється значно. Це, пов'язане як з підвищенням концентрації твердого розчину, так і зі зниженням температури перетворення, що сприяють утворенню більш дрібного зерна й підвищенню дисперсності карбідів. Вплив концентрації елементів на твердість сталі нелінійно. Уведення 1 % Mn викликає підвищення твердості по Віккерсу на 96 од.; 1% Ni - на 23 од.; 1%Cr –на 136 од.; 1% Mo- на 64 од.; 1% W - на 60 од.; 1% V - на 90 од. 0,1% C підвищує твердість на 43 HV.

Надмірне легування не викликає помітного зміцнення сталі з мартенситною структурою, однак сприяє небажаному зниженню температури M_n і збільшує схильність до утворення гартівних тріщин. З іншого боку, вміст легуючих елементів збільшує опір відпуску, й тим самим зменшує розміщення сталі при відпуску й зварювальному нагріванню.

Вплив різних легуючих добавок на температуру початку мартенситного перетворення й опір відпуску можна проілюструвати даними, приведеними у табл. 1.4

Таблиця 1.4– Вплив легуючих елементів на опір відпуску й температуру початку мартенситного перетворення M_n .

Легуючий елемент	Зниження температури M_n (в° С на 1% елемента)	Опір відпуску (зміна твердості на 1% елемента, HV)
Хром	17	0
Кобальт	Незначне підвищення	8
Марганець	33	8
Нікель	17	8
Вольфрам	11	10
Молібден	21	17
Кремній	11	20
Ванадій	—	30
Вуглець	474	40

При виборі легуючих елементів перевагу робити тим, які максимально сповільнюють процеси відпуску й мінімально знижують температуру M_n .

Для характеристики легуючих елементів можна використовувати відношення

$$K = \text{опір відпуску} / \text{зниження температури } M_n$$

Чим більше це відношення, тим покращена дія легуючого елемента. Ці відносини становлять для хрому - 0, марганцю -0,24, нікелю -0,5, молібдену - 0,8, вольфраму -0,9; кремнію - 1,8; кобальту більше 8.

$$K = \text{опір відпуску} / \text{зниження температури } M_n$$

Вихідну мартенситну структуру отримували після загартування у воду, бейнітну - після нормалізації. Зміна твердості сталі після відпуску досліджували залежно від час -температурного параметра

$$T(20 + \log t) \cdot 10^{-3},$$

де T - температура нагрівання °C, t - тривалість витримки при даній температурі, год.

Параметр дає можливість аналізувати залежність твердості сталі від температури й тривалості відпуску у широких межах. Наприклад, параметр рівний 8, він еквівалентний відпуску протягом 1 год при 625° C або 100 год при 540° C. Дослідження и здійснювали на сталі з основою 0,10-0,18% C; 0,10-0,3% Si; 0,6-0,8% Mn, 0,5% Mo. У неї вводили необхідну кількість легуючих добавок.

У високоміцні низьковуглецеві сталі, як правило, уводять незначну кількість бору (0,001...0,005%) і його процентний вміст у сталі не приводиться. Бор сприяє підвищенню прокаливаемости сталі й утворенню бейнітної структури. Багаточисленні дослідження показали, що у низьковуглецевих багато-компонентних сталях Mn - Cr- Ni - Mo - V, Cr - Mn - Mo - V, Cr- Si - Mn - Mo - V і інших бор не знижує пластичності й в'язкості мартенситу й бейніту.

Легування 0,5% Mo приводить до вторинного твердіння мартенситної й бейнітної сталі внаслідок утворення карбідів Mo_2C . Утворення карбідів молібдену супроводжується коалесценцією часток Fe_3C і заміною їх (Fe_3C) карбідами $M_{23}C_6$ по границях аустенітних зерен.

Зі збільшенням вмісту молібдену до 3% підйом кривих твердості, обумовлений вторинним твердінням, збільшується. Максимальна твердість відповідає появі дрібних голок Mo_2C , а спад - їх укрупненню, що приводить до утворення відманшеттової структури з голок Mo_2C .

Вольфрам, як легуючий елемент, діє аналогічно молібдену. Заміна 0,5% молібдену 1% вольфраму в основному составу не змінює властивостей бейнітної сталі. При вмісту вольфраму до 3% розміщення суттєво затримується, причому вторинне твердіння відбувається при тих же параметрах відпуску, що й у молібденовміщуючих сталях. Сталь із 3% W по мікроструктурі не відрізняється від молібденової; вторинне твердіння в ній виходить за рахунок утворення

дрібнодисперсних часток W_2C . Однак на величину Fe_3C вторинної твердості вольфрам оказує значно менший вплив, ніж молібден.

Добавка 0,1% V приводить до помітного вторинного твердіння. Цей ефект помітно збільшується з підвищенням вмісту ванадію. Невеликі добавки ванадію підвищують інтенсивність вторинного твердіння; при введенні його понад 0,5% інтенсивність твердіння зменшується.

Вторинна твердість пов'язана з утворенням, дрібнодисперсних выделений V_4C_3 у момент розчинення часток Fe_3C . При низькому вмісту ванадію частки V_4C_3 мають сферичну форму, а при високому - пластинчасту. При наступному відпуску пластинчасті частки V_4C_3 зростають і набувають округлу форму.

При вмісту в сталі 0,1% V на границях зерен утворюються великі частки $M_{23}C_6$, останні не спостерігаються при вмісту ванадію понад 0,29%. Очевидно, це пояснюється присутністю в сталі 0,5% Mo. Відомо, що при невеликих концентраціях ванадію в сталі карбід ванадію містить до 40 ат. % молібдена.

Максимальне вторинне твердіння відмічається при 0,4% V або при відношенні V: C = 3:1. Імовірно, це критичне значення пов'язане із ступенем невідповідності решітки карбіду ванадію V_4C_3 і фериту. Зі збільшенням вмісту ванадію ступінь невідповідності решітки карбіду V_4C_3 і α -Fe збільшується. При цьому когерентні напруги, а отже, і вторинна твердість підвищуються доти, поки не порушиться когерентність. З порушенням когерентності решітки вторинна твердість знижується.

Титан у невеликій кількості вводять у сталь для зв'язування вуглецю. Його додають перед уведенням бору. Титан зв'язуючи вуглець, і в такий спосіб зменшуючи його вміст у мартенситу, знижує твердість сталі в загартованому стану. Незначний вплив титану на бейнітну структуру пояснюється тим, що твердість бейніта обумовлена головним чином розміром зерен. Ефект вторинного твердіння залежить від наявності титану й найбільше виявляється при вмісту його в межах 0,1...0,3%.

Параметри відпуску, що дають максимальне вторинне твердіння, близькі до аналогічних параметрів сталі, що містить ванадій. Найбільший ефект спостерігається при вмісту титану 0,21...0,24%.

Наявність хрому помітно позначається на твердості невідпущеній мартенситної й бейнітної структури. Вторинне твердіння спостерігається тільки в сталі з 0,5% Cr. Збільшення вмісту хрому понад 1% затримує процес розміщення відпуску. Твердість при низьких параметрах відпуску зростає зі збільшенням вмісту хрому. Однак при збільшенні тривалості й підвищенні температури відпуску збільшення вмісту хрому приводить до інтенсивного розміщення. При тривалих витримках і високих температурах відпуску хром сприяє підвищенню твердості внаслідок зміцнення твердого розчину.

Із уведенням 0,5% хрому помітно підвищується твердість сталі, що містить 0,5% молібдену, що очевидно, відбувається в результаті розчинення хрому у Mo_2C . При вмісту хрому більше 1,0% карбід молібдену не утворюється. З'являються невеликі пластинки Cr_7C_3 , що самостійно зароджуються у матриці й відбуваються "місцеві" перетворення Fe_3C у Cr_7C_3 . При тривалому відпуску

частки Cr₇C₃ виростають у невеликі пластинки, які потім переростають у великі частки.

Основною особливістю хромистої сталі є розміщення при низьких параметрах відпуску. Це означає, що хром, як карбідоутворюючий елемент, замінює молібден або вольфрам, але міцність хромистої сталі при відпуску різко знижується.

Марганець використовують при виготовленні високоміцних бейнітних сталей. Збільшення вмісту марганцю сприяє підвищенню твердості нормалізованої сталі, а на сталь, що гартується, впливає незначно. Вторинного твердіння, що затримує розміщення при відпуску, не спостерігається ні в мартенситній, ні у бейнітній марганцевих сталях.

Добавка нікелю сприяє підвищенню твердості сталі після нормалізації й загартовування. Твердість зберігається при порівняно низьких параметрах відпуску, тому що в нікелевих сталях вторинне твердіння не відбувається. Нікелеві мартенситні сталі розміщуються при більш низьких температурах, ніж бейнітні.

Уведення марганцю й нікелю приводить до прискорення процесу розміщення при відпуску.

Основною особливістю високоміцних мартенситних і бейнітних сталей є низький вміст вуглецю, що забезпечує належну зварюваність і в'язкість сталі. Збільшення вмісту вуглецю не виявляє впливу на процеси, що протікають при відпуску, форма кривих відпустки й параметри вторинного твердіння не змінюються. У нестаріючій сталі підвищення вмісту вуглецю прискорює розміщення.

Состав мартенситних сталей слід вибирати таким чином, щоб забезпечувалась необхідна загартованість. Міцність бейнітної сталі додає сполучення марганцю, хрому й нікелю, необхідна стійкість властивостей при відпуску досягається введенням відповідних кількостей молібдену, вольфрама й ванадію.

Легування хромом провадять для підвищення прокалюваності сталі. Його вміст може бути обмежено 1 %. Із групи Mo - W - V перевагу слід віддати молібдену, тому що він дешевше вольфраму, і температури аустенізації молібденових сталей нижче, ніж ванадієвих. Ефективні добавки Si й Co. Вони підвищують опірність сталі відпуску.

Комплексне легування дозволяє отримувати сталі з підвищеною міцністю, в'язкістю й пластичністю. Легуючі елементи, що вводяться в сталь у визначеному оптимальному сполученні, надають значно більше впливу на властивості сталі, чим кожний окремо. Комплекснолеговані сталі, як правило, найбільш економічні й стабільні по своїх властивостях.

Основними легуючими елементами являються Mn; Si; Cr; Mo; Ni. Легування багатоконпонентне, однак вміст кожного легуючого елемента невелике і, як правило, не перевищує 2 %. Це пов'язане з тим, що практично всі легуючі елементи підвищуючи міцність, знижують пластичні властивості сталі.

Вплив вмісту легуючих елементів на відносну міцність і пластичність показано на рис. 1.4 і 1.5.

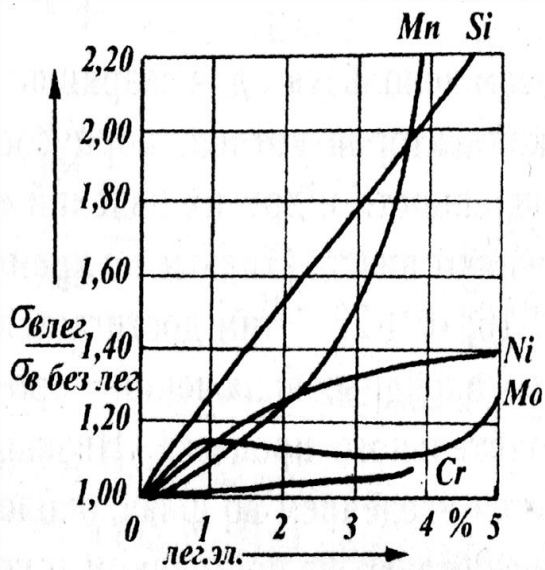


Рис. 1.4. Вплив легуючих елементів на міцність сталі

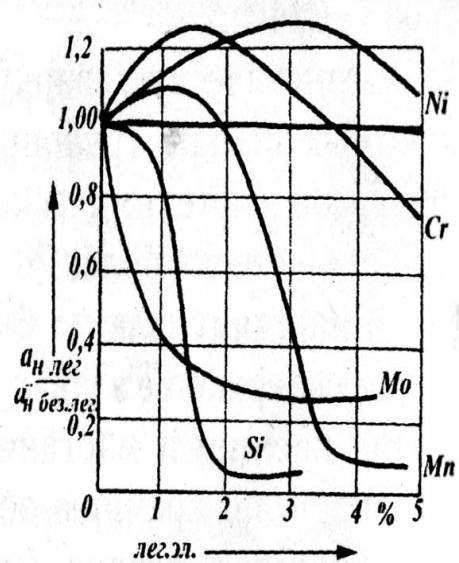


Рис. 1.5. Вплив легуючих елементів на пластичність сталі

На вертикальній осі позначені відповідно відносини міцності або ударної в'язкості сталі, легованої даним елементом, до цього показнику для сталі, що не легована даним елементом. Із графіків випливає, що при вмісту більше 1...3 % практично всі елементи, за винятком Ni, знижують ударну в'язкість сталі.

Основна складність при зварюванні сталей – попередження утворення холодних тріщин. Як відомо, холодні тріщини утворюються у шві або навколошовної зоні при наявності гартівних структур, негативний вплив яких зростає при підвищеному вмісті водню й несприятливих полях внутрішніх напружень.

Для кожної сталі існує своя швидкість охолодження, перевищення якої приводить до утворення холодних тріщин. Вона називається першою критичною швидкістю охолодження - $W_{кр1}$.

Найбільш радикальним прийомом зниження швидкості охолодження виявляє попередній підігрів кромки що зварюються. Температура попереднього підігріву може бути визначена через еквівалент вуглецю. Еквівалент вуглецю - це коефіцієнт, що приводить вплив легуючих елементів на термічний цикл зварювання до впливу вуглецю. Він визначається по емпіричних формулах, які значно відрізняються друг від друга в різних літературних джерелах.

Приведемо найбільш часто застосовуємі:

$$C_e = C_x + C_p$$

де C_x - хімічний еквівалент вуглецю;

C_p - розмірний коефіцієнт вуглецю.

$$C_x = C + \frac{Mn}{9} + \frac{Cr}{9} + \frac{Ni}{18} + \frac{Mo}{12};$$

$$C_p = 0,005\delta \cdot C_x,$$

де δ - товщина зварюваного металу.

Температура попереднього підігріву може бути визначена по формулі

$$T_n = 350\sqrt{C_э} - 0,25.$$

У деяких випадках розмірний коефіцієнт не враховують і цей еквівалент вуглецю визначають по формулі

$$C_{экв} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Cu + N}{15}.$$

При цьому температура попереднього підігріву визначається по графіку, приведеному на рис. 1.6.

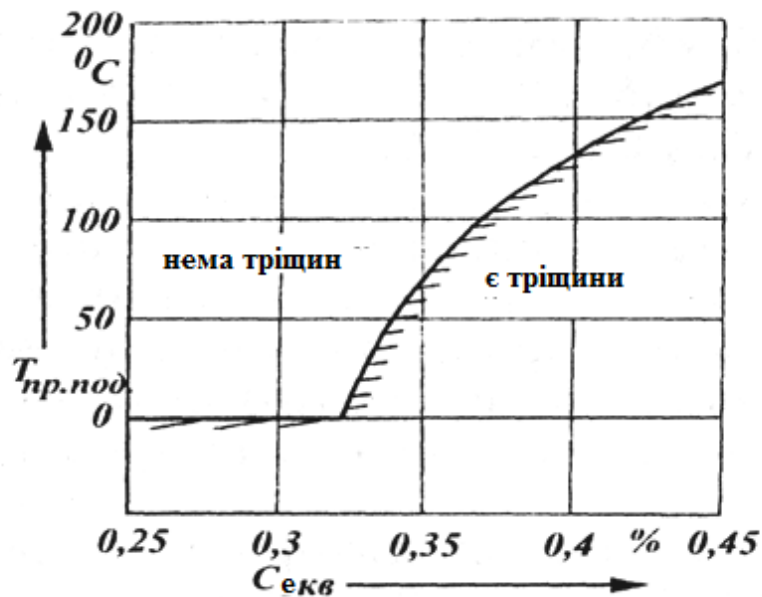


Рисунок 1.6 – Залежність температури попереднього підігріву від еквівалента вуглецю у сталі

Попередній підігрів повинен забезпечити зниження швидкості охолодження до значення $W_{кр1}$. Однак надмірний підігрів приводить до дуже малому охолодженню шва й околшовної зони, що також несприятливо позначається на процесі зварювання, тому що приводить до інтенсивного зростання зерна. Це у свою чергу знижує пластичні властивості металу в зоні зварного з'єднання і його здатність пручатися дії розтягувальних напружень. На рис. 1.7 приведені різні термічні цикли зварювання.

При малих швидкостях охолодження (крива 2) час $t_{рз}$ перебування сталі при температурі вище температури росту зерна збільшується, і зерно успіває вирости до великих розмірів. Тому для кожної сталі існує друга критична швидкість охолодження $W_{кр2}$, повільніше якої вести охолодження не рекомендується.

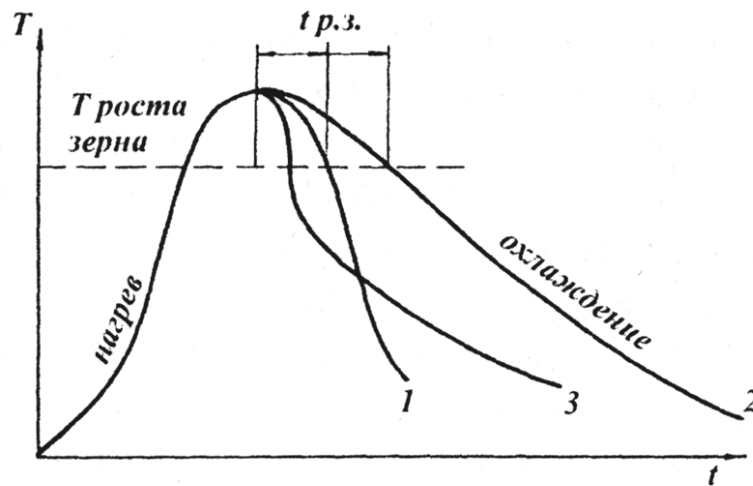


Рисунок 1.7 – Різні термічні цикли зварювання:

1 – велика швидкість охолодження; 2 - мала швидкість охолодження;

3 - зварювання із супутнім підігрівом після остигання шва нижче температури росту зерна

У табл.1.5 приведені значення $W_{кр1}$ і $W_{кр2}$ для деяких сталей. Чим більше між ними різниця, тим легше підібрати термічний цикл зварювання.

Таблиця 1.5 – Значення першої й другої критичної швидкості охолодження для деяких сталей

Марка стали	$W_{кр1}$ 0/с	$W_{кр2}$ 0/с
40Х	2,5	3,7
35ХГСА	2,5	6
30Г	3,0	7,0
25ХН2	2,0	3,7
25Н3	0,8	11,0
35ХВФА	1,0	5,0

Зварюваність високоміцних сталей

Здатність високоміцних низьколегованих сталей зварюватись є важливою характеристикою, що визначає можливість отримання зварного з'єднання із заданими властивостями за технологією, доступною для підприємств.

Прийнято вважати, що з підвищенням міцності сталі зварюваність її погіршується. Однак високоміцні сталі зварюються задовільно. Пов'язано це насамперед з низьким вмістом вуглецю і обмеженим легуванням. Останнє було можливим в зв'язку з тим, що висока міцність сталі досягається не тільки за рахунок зміцнення твердого розчину, а й внаслідок максимального подрібнення структури.

Дослідження зварюваності високоміцних сталей зводяться до визначення оптимальних умов зварювання, при яких виключається можливість появи

тріщин і метал околшовної зони зберігає необхідні пластичність, міцність і хладностійкість.

Утворення гарячих тріщин

Основними факторами, що впливають на процес утворення гарячих тріщин в металі шва, є хімічний склад металу шва, кристалізація, загальна геометрія зварного з'єднання і зварювальної ванни, додатковим фактором - утворення при кристалізації плівок з неметалічних включень (зокрема, сульфідів) по границях зерен.

Відомо, що підвищення вмісту вуглецю в наплавленому металу збільшує його схильність до утворення гарячих тріщин, а при вмісту вуглецю більше 0,15% необхідно вживати спеціальних заходів, щоб запобігти виникнення тріщин.

Цього можна досягти шляхом зниження вмісту сірки. Припускають, що сумарний вміст сірки і фосфору в зварювальній сталі не повинен перевищувати величини $\frac{0,007}{\%C} \%$, де 0,007 - постійний коефіцієнт.

Присадний і основний метал повинні містити по можливості меншу кількість сірки і фосфору. Важливе значення має спільний вплив вмісту шкідливих домішок на утворення гарячих тріщин. На рис. 1.8 приведені дані про вплив добутку процентного вмісту фосфору і вуглецю ($\% P \times \% C$) на схильність високоміцних сталей до гарячих тріщин.

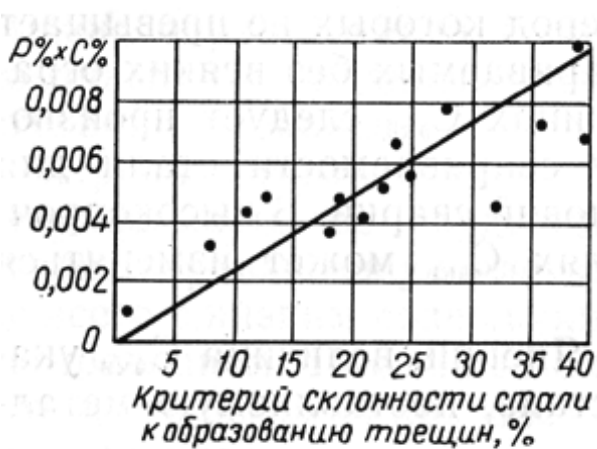


Рис. 1.8 Совместное влияние фосфора и углерода на склонность высокопрочных сталей к образованию горячих трещин.



Рис. 1.9. Совместное влияние элементов P, C, Ni, Mo, Cr, V на склонность высокопрочных сталей к образованию горячих трещин.

Випробували спеціальні зварні зразки з двосторонніми симетрично розташованими поперечними надрізами на бічних крайках. Зразки виготовляли з високоміцних сталей з дуже низьким вмістом сірки (не більше 0,010%), з різним вмістом фосфору (від 0,007 до 0,023%) і вуглецю (від 0,15 до 0,73%). Зварювання виконувалося вольфрамовим електродом в аргоні посередині зразка. Жорсткість зразка регулювали відстанню між надрізами. Критерієм схильності

сталі до утворення гарячих тріщин служило відношення сумарної довжини тріщин між надрізами до довжини перемичок між останніми, помножене на 100.

Як видно з рис. 1.8 з ростом величини $\% P_x \% C$ схильність сталей до утворення гарячих тріщин збільшується. Тому для отримання високоміцної сталі, здатної зварюватись без утворення гарячих тріщин необхідно строго обмежити вміст не тільки сірки, але і фосфору і вуглецю. Цікаво розглянути спільний вплив фосфору і вуглецю в поєднанні з легуючими елементами на схильність сталі до утворення гарячих тріщин. Як видно з рис. 1.9, в цьому випадку спостерігається чітка залежність між схильністю сталі до утворення гарячих тріщин і вмістом в ній легуючих елементів. Численні дослідження показують, що карбідоутворюючі елементи - хром, молібден, ванадій - зменшують схильність сталі до утворення гарячих тріщин, в той час як нікель, кремній, вуглець, сірка, фосфор підсилюють її. Тому сучасні високоміцні нізколеговані сталі (див. табл.1.3), як правило, мають обмежений вміст вуглецю, нікелю, кремнію, сірки і фосфору. При дотриманні певних технологічних режимів зварювання і застосуванні правильно підібраних присадних матеріалів задача отримання металу шва без гарячих тріщин вирішується досить успішно.

Холодні тріщини

Холодні тріщини є найбільш небезпечним дефектом зварних з'єднань з високоміцних сталей. Вони утворюються при температурах нижче 300°C в напруженому мартенситі. У низьковуглецевих низьколегованих високоміцних сталях мартенсит порівняно пластичний, тому імовірність утворення холодних тріщин в цьому випадку менше, ніж в середньовуглецевої сталі. Незважаючи на це при зварюванні низьковуглецевих високоміцних сталей доводиться приймати в ряді випадків спеціальні заходи, щоб запобігти виникненню холодних тріщин.

Більшість авторів пов'язує утворення тріщин з наявністю водню в металі шва. Водень дифундує із зварювальної ванни у метал околшовної зони. Однак при відсутності водню також спостерігається утворення холодних тріщин. Тому деякі дослідники вважають, що утворення холодних тріщин пов'язано з процесом мартенситного перетворення. Холодні тріщини, які спостерігаються в зварних з'єднаннях, класифікуються наступним чином (рис.1.10).

Тип 1 - подваликові тріщини. Вони утворюються в зоні термічного впливу на ділянці «крупного зерна». На цій ділянці температура при зварюванні найбільш висока і аустенітні зерна виростають до максимальних розмірів. Такі тріщини спостерігаються, якщо феритний наплавлений метал містить водень.

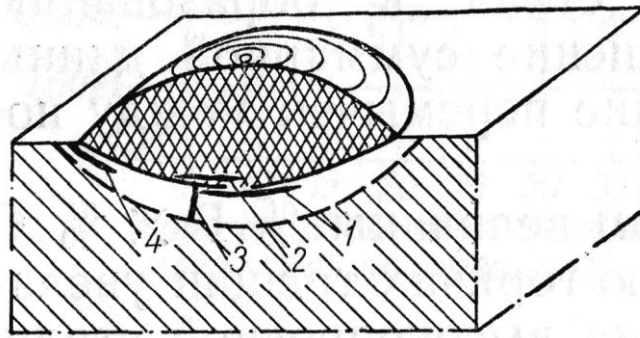


Рисунок 1.10 - Основні типи холодних тріщин у зварному з'єднанні:
 1 - подвалікова; 2 - перехідна; 3 - поперечна; 4 - від надрізу

Тип 2 - поперечні тріщини розвиваються в напрямку перпендикулярному ізотермам. Початок їх утворення - в зоні термічного впливу на ділянці крупнозернистого мартенситу. Ці тріщини часто поширюються в наплавленому і основному металі. Вони утворюються навіть при відсутності водню, хоча водень сприяє їхньому зародженню.

Тип 3 - тріщини від надрізу утворюються на вільній поверхні зони термічного впливу біля металу шва, на ділянці з різко вираженим ефектом надрізу. Початок тріщини може перебувати в області багатовісних напруг, що розтягують, особливо в зоні великих мартенситних зерен. Ці тріщини можуть утворитися при незначному вмісту водню.

Тип 4 - перехідні тріщини, утворюються при зварюванні аустенітними електродами. Вони зароджуються в мартенситній зоні наплавленого металу, біля лінії сплавлення.

Всі чотири типи тріщин найчастіше зароджуються і розвиваються в зоні крупнозернистого мартенситу, що утворюється в процесі охолодження аустеніта від максимальної температури. Поперечні тріщини (тип 3) спостерігаються в багатошарових зварних швах.

Розроблені різні методи випробування на утворення тріщин в зварних з'єднаннях з низьколегованих високоміцних сталей з урахуванням особливостей типу з'єднань, методу зварювання і кількості шарів наплавленого металу.

Основними показниками зварюваності низьковуглецевих бейнітно-мартенситних сталей є опірність зварних з'єднань холодним тріщинам і крихкому руйнуванню і механічні властивості зони термічного впливу, які насамперед пов'язані з фазовими перетвореннями і структурними змінами, що відбуваються в сталі при зварюванні. Структурні зміни в сталі при впливу термічного зварювального циклу оцінюють по термокинетичним діаграмам безперервного розпаду аустеніту.

Наприклад, перетворення аустеніту сталі 12ГН2МФАЮ (рис. 1.11) при швидкості охолодження в інтервалі $600 \dots 500^\circ \text{C}$ $W_{6/5} = 75 \dots 1,6^\circ \text{C}/\text{с}$ відбувається в мартенситній і бейнітній областях. Феритне і перлітне перетворення відсутні. При $W_{6/5} = 75^\circ \text{C}/\text{с}$ мартенситне перетворення починається при 450°C і закінчується при 270°C , твердість мартенситу

HV380. Зі зменшенням швидкості охолодження кількість мартенситної складової зменшується. При $W_{6/5} = 1,6 \text{ } ^\circ\text{C} / \text{с}$ відбувається повністю бейнітне перетворення в інтервалі температур 635 ... 465 $^\circ\text{C}$; твердість HV 275.

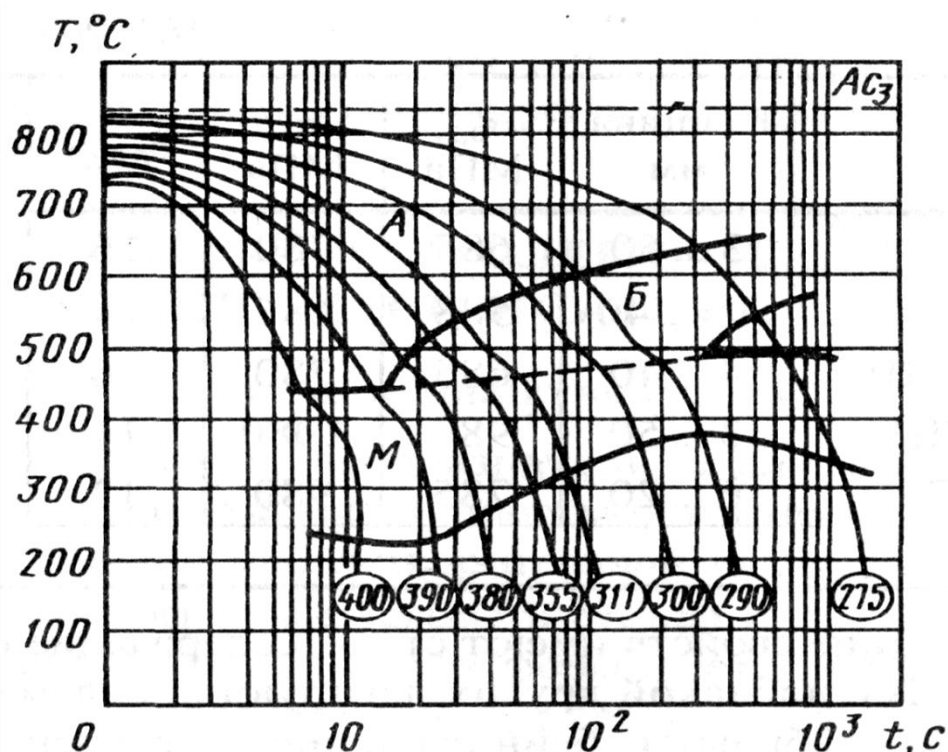


Рисунок 1.11 - Термічна діаграма розпаду аустеніту сталі 12ГН2МФАЮ.
Цифри в гуртках означають твердість (HV): А - аустеніт; Б - бейніт;
М-мартенсит

Низьковуглецеві бейнітно-мартенситні сталі мають обмежений вміст С, Ni, Si, S і Р. Тому при дотриманні режимів зварювання і правильному застосуванні присадних матеріалів гарячі тріщини відсутні.

Найбільш поширеним і небезпечним дефектом зварних з'єднань сталей є холодні тріщини в зоні термічного впливу і металі шва, що виникають в загартованій структурі під впливом водню і зварювальних напружень.

Висока опірність зварних з'єднань низьковуглецевих легованих сталей утворенню тріщин забезпечується у випадку, коли вміст дифузійного водню в наплавленому металі не перевищує 3,5 ... 4,0 мл / 100 г. Більш висока концентрація водню призводить до зниження опірності з'єднань утворенню холодних тріщин. Для запобігання утворення холодних тріщин в цих сталях необхідні обмеження допускаємих швидкостей охолодження. Наприклад, діапазон допустимих швидкостей охолодження зони термічного впливу для сталей 14Х2ГМРБ і 12ГН2МФАЮ $W_{6/5} = 13 \dots 18 \text{ } ^\circ\text{C} / \text{с}$, а для 12ХГН2МФБДАЮ $W_{6/5} = 4 \dots 6 \text{ } ^\circ\text{C} / \text{с}$. Для запобігання утворення холодних тріщин при зварюванні з'єднань великої товщини

слід застосовувати попередній підігрів. Як правило, він призначається при зварюванні металу товщиною понад 20 мм. Температура підігріву 80 ... 100 ° С. При зварюванні металу товщиною понад 40 мм температура підігріву 100 - 150°С. При температурі навколишнього повітря нижче 0°С необхідний попередній підігрів крайок, що зварюються до 100...120°С для металу товщиною менше 30 мм і 130 ... 150°С для металу більшої товщини. Підігрів зварних з'єднань найбільш ефективний, якщо його здійснювати рівномірно по всій довжині шва з двох сторін від оброблення крайок на ширину не менше 100 мм.

Критеріями при визначенні діапазону режимів зварювання і температур попереднього підігріву служать допустимі максимальна і мінімальна швидкості охолодження металу околошовної зони. Максимально допустимі швидкості охолодження сталей приймаються таким чином, щоб запобігти утворенню холодних тріщин в металі околошовної зони. Величину цієї швидкості охолодження визначають експериментальним шляхом за результатами випробувань технологічних проб або ж розрахунковим шляхом.

Для запобігання несприятливої зміни структури і зниження ударної в'язкості металу зони перегріву необхідно обмежувати мінімальну швидкість охолодження. Надмірно високі погонні енергії зварювання приводять до утворення у лінії сплавлення крупнозернистих структур з низькими показниками ударної в'язкості. Крім того, тривале перебування окремих зон основного металу при температурах, що перевищують температуру відпустки сталі, може сприяти розміцненню металу. При зварюванні бейнітно-мартенситних сталей швидкість охолодження доцільно регулювати, змінюючи як погонну енергію, так і температуру попереднього або супутнього підігріву з'єднань. Підігрів уповільнює швидкість охолодження при температурі нижче 300 ° С і сприяє більш повному видаленню водню з наплавленого металу. При цьому зростає стійкість з'єднань проти утворення холодних тріщин. Збільшення погонної енергії продовжує перебування металу в області високих температур, що погіршує його механічні властивості. Тому найкраще поєднання механічних властивостей з'єднань і їхньої стійкості проти тріщин досягається при використанні оптимальних режимів зварювання і температур попереднього і супутнього підігріву.

При зварюванні з'єднань товщиною менше 20 мм швидкість охолодження металу околошовної зони слід регулювати в основному зміною погонної енергії зварювання, при товщині понад 20 мм - погонної енергії зварювання і температури попереднього і супутнього підігріву в інтервалі 50 ... 150 ° С.

Стійкість зварних з'єднань проти утворення холодних тріщин може бути також підвищена застосуванням технології зварювання з "М'якими прошарками", при якій перші шари багат шарового шва виконують менш міцним і більш пластичним металом в порівнянні з подальшими шарами.

В окремих випадках ("жорсткі" з'єднання великої товщини) неміцні пластичні шви в один-два шара виконують і в процесі заповнення оброблення крайок.

Ламелярні тріщини можуть виникати в зоні зварного з'єднання, коли метал піддається навантаженню в напрямку, перпендикулярному до площини прокату. Такі тріщини з'являються переважно на границі зони термічного впливу, або в основному металі при зварюванні таврових і кутових з'єднань з листового прокату підвищеної товщини (рис. 1.12).

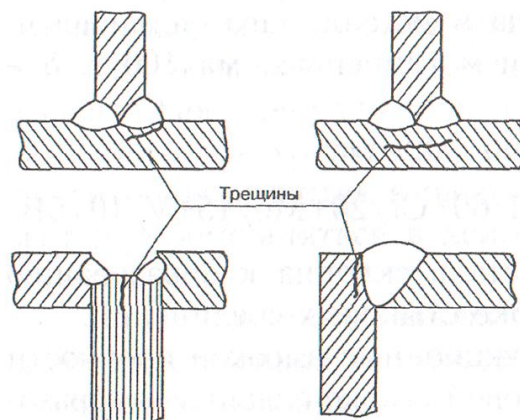


Рисунок 1.12 - Місця появи ламелярних тріщин

Тріщини мають ступінчасту (каскадну) форму і в більшості випадків розташовуються паралельно поверхні листа. Утворенню ламелярних тріщин сприяють мала пластичність металу в напрямку товщини листа (по осі Z) і дія в цьому напрямку значних розтягуючих напружень, що викликаються конструктивною жорсткістю зварного вузла і виникаючої при зварюванні усадочної сили. Найбільшою чутливістю до ламелярного розтріскування володіють сталі, що характеризуються найменшим відносним звуженням при розтяганні в напрямку товщини.

В кутових і стикових швах із листового прокату $\delta > 12$ мм можливе утворення ламелярних тріщин (наявність у металі витягнутих плоских неметалевих включень типу сульфідів і силікатів), які при наявності напруження віддаляються від металевої матриці внаслідок їх слабого зціплення (рис.1.13).

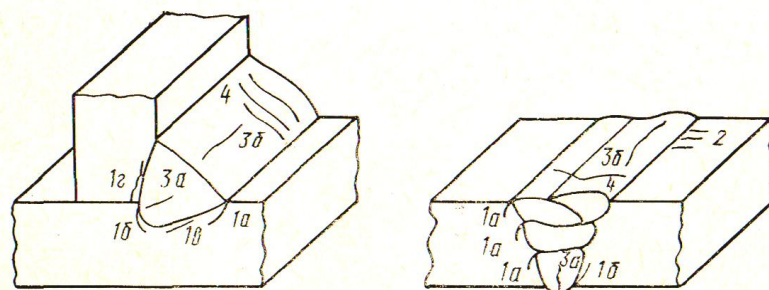


Рисунок 1.13 - Типові холодні тріщини у зварних з'єднань високоміцних сталей:

- 1 - поздовжні в зоні термічного впливу (а - відколи, б - кореневі, в - підваликові, г - шарувате розтріскування або ламелярні);
- 2 - поперечні в зоні термічного впливу
- 3 - поздовжні у шві (а - кореневі, б - поверхневі);
- 4 - поперечні у шві

Ці тріщини розповсюджуються в основному металі і направлені паралельно границі сплавлення і викликають зруйнування типу відриву. Поверхня зламу тріщини – шарувата. Ці тріщини утворюються при $T = 350 - 400^{\circ}\text{C}$.

Додатковим ознакою більшу схильність сталі до утворення ламелярних тріщин є високий вміст сірки, а також хімічна неоднорідність металу по товщині прокату (табл1.6).

Таблиця 1.6 Вплив відносного звуження і вмісту сірки на схильність сталі до утворення ламелярних тріщин при дуговому зварюванні

Якісна оцінка сталі на схильність до ламелярних тріщин	Відносне звуження в напрямку товщини прокату, %		Вміст сірки, %
	середнє значення з трьох випробувань	мінімально допустиме содиничне значення	
висока	15	10	$> 0,02$
середня	25	15	$< 0,010$
низька	35	25	$< 0,007$

Очевидно, що використання сталей з високою схильністю до ламелярного руйнування можливо лише в разі практичної відсутності зварювальних напруг, що діють в напрямку товщини листа, наприклад при зварюванні стикових з'єднань малої товщини. При проектуванні і виготовленні конструкцій із сталей підвищеної та високої міцності з тавровими і кутовими зварними з'єднаннями слід застосовувати метал з можливо низькою схильністю до утворення ламелярних тріщин, при цьому необхідно передбачати конструктивні і технологічні заходи щодо зниження напруг і деформацій, що розвиваються при зварюванні в напрямках товщини листа.

Імовірність утворення ламелярних тріщин може бути знижена, наприклад, шляхом зменшення обсягу розплавленого металу (перетину шва) за рахунок зменшення кута оброблення крайок і катета шва, а також шляхом застосування раціональних типів і форм зварних з'єднань (рис. 1.14). Можливо введення вставок в конструкцію зварного вузла з прокату з більшою стійкістю проти ламелярного розтріскування або використання різного виду накладок, що сприймають розтягуючі зусилля.

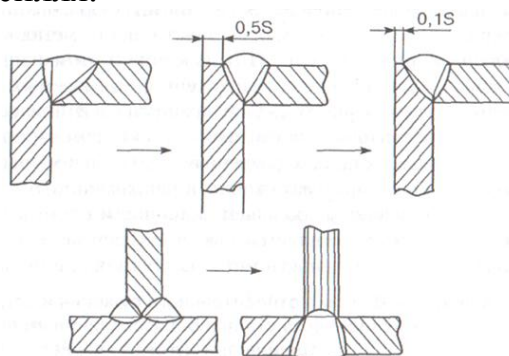


Рисунок 1.14 - Зміна конструкції зварного з'єднання(показано стрілками), спрямована на зниження ризику ламелярного розтріскування

З технологічних заходів, спрямованих на підвищення стійкості зварних з'єднань до ламелярного руйнування, можна відзначити наступні: попередній нагрів металу в зоні зварювання (рис. 1.15) встановлюють з урахуванням вмісту сірки в сталі;

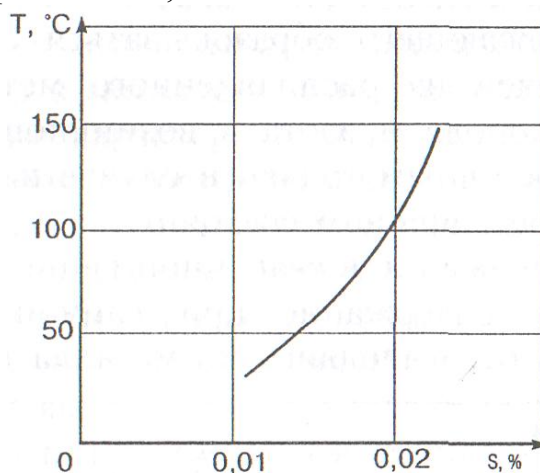


Рисунок 1.15 - Орієнтовна залежність температури підігріву T , що знижує схильність до ламелярного розтріскування, від вмісту сірки в сталі

високотемпературна прожарювання електродів з основним покриттям; застосування електродів, забезпечуючих отримання металу шва з максимально високими пластичними характеристиками; попередня наплавка на поверхню прокату в місці зварювання проміжного шару металу товщиною 5 ... 8 мм, які мають більш високу пластичність і низьку межу текучесті в порівнянні з цими показниками основного металу (рис. 1.16, а); раціональна послідовність накладання валиків і шарів зварного шва, що дозволяє сформувати буферний шар (рис. 1.16, б).

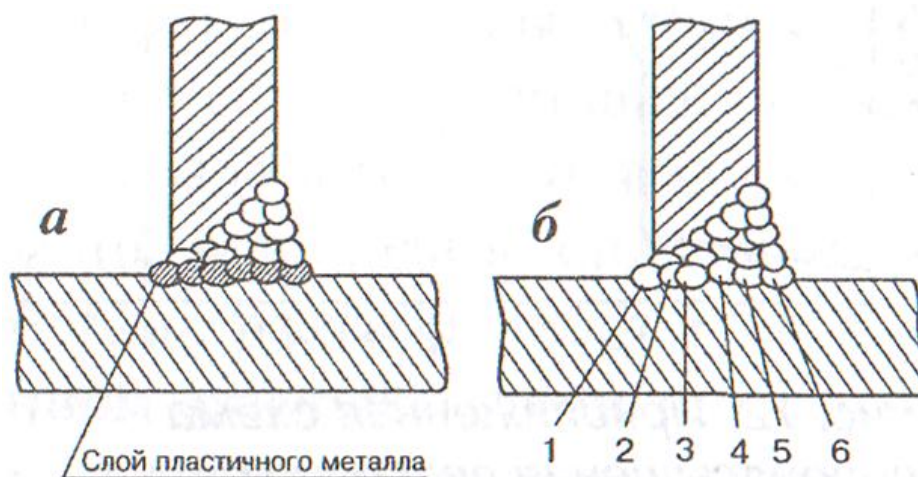


Рисунок 1.16- Технологічні прийоми зварювання, що знижують схильність до утворення ламелярних тріщин: а- попередня наплавка спеціального пластичного шару; б - раціональна послідовність накладання валиків (цифрами показаний порядок накладання валиків буферного шару)

Ризик утворення ламелярних тріщин при виготовленні, монтажі і ремонту зварних конструкцій, коли є таврові і кутові з'єднання, існує завжди. Він зростає при зварюванні сталей підвищеної та високої міцності товщиною більше 20-25 мм, особливо сталей, що відрізняються хімічною і структурною неоднорідністю. Поява ламелярних тріщин тим більш небезпечно в конструкціях, що працюють в умовах динамічних навантажень або низьких температур.

Технологія зварювання й властивості з'єднань

Основна задача зварювання високоміцних сталей – забезпечення потрібних механічних властивостей металу шва і НШЗ та стійкість зварного з'єднання до виникнення гарячих і холодних тріщин. Фактори, які забезпечують цю задачу:

- якісна підготовка і збирання з'єднання під зварювання. Підготовка кромок має деякі особливості – підвищення притуплення і зменшений кут розкриття;

- обов'язкова зачистка стикуємих поверхонь;

- не допускається різнотовщинність зварювальних елементів. Кутові з'єднання збирають без зазору;

- стикові з'єднання повинні обов'язково мати вхідні и виводні планки. Відстань поміж прихватками не більш 400...500 мм із зворотної сторони. Довжина прихватки 20...100 мм. Зварювання виконується на постійному струмі зворотної полярності;

- необхідно строго контролювати розмір погонної енергії.

Технологія зварювання високоміцних низьколегованих сталей повинна забезпечити необхідні механічні властивості металу шва й навколошовної зони, достатню стійкість зварного з'єднання до виникнення гарячих і холодних тріщин.

Необхідність одержання зварного з'єднання, що володіє властивостями, рівноцінними або близькими до властивостей основного металу, визначає вибір зварювальних матеріалів, режимів і технологічних прийомів при зварюванні високоміцних сталей.

Однією з важливих умов забезпечення необхідних властивостей зварних конструкцій і їх вузлів є якісна підготовка й складання з'єднань під зварювання.

Складання. Типи зварних з'єднань їх форма й розміри повинні відповідати вимогам ГОСТ 5264-80, ГОСТ 8713-79 і ГОСТ 14771-76.

При виборі технології зварювання, яка забезпечує потрібні службові і технологічні властивості зварного з'єднання враховується вплив хімічного складу і товщини основного металу, параметрів режиму зварювання, температури підігріву, хімічного складу електродного матеріалу, вмісту водню у металі шва, розробка кромок, вид з'єднання.

Для рівноміцних швів вміст дифузійного водню у шві не більше 2...2,5 мл /100 г металу, для легованих сталей – 3,5 мл/100 г металу.

Складання повинне забезпечувати можливість якісного зварювання з'єднань. Для цього необхідно витримати заданий зазор між сполучаємими деталями і зафіксувати його так, щоб взаємне розташування деталей не порушувалося

в процесі зварювання і кантування. Для цього на початку і в кінці кожного стикового з'єднання слід приварювати вивідні планки розміром 400 x 200 мм і товщиною рівною товщині зварюваних листів (рис. 1.17).

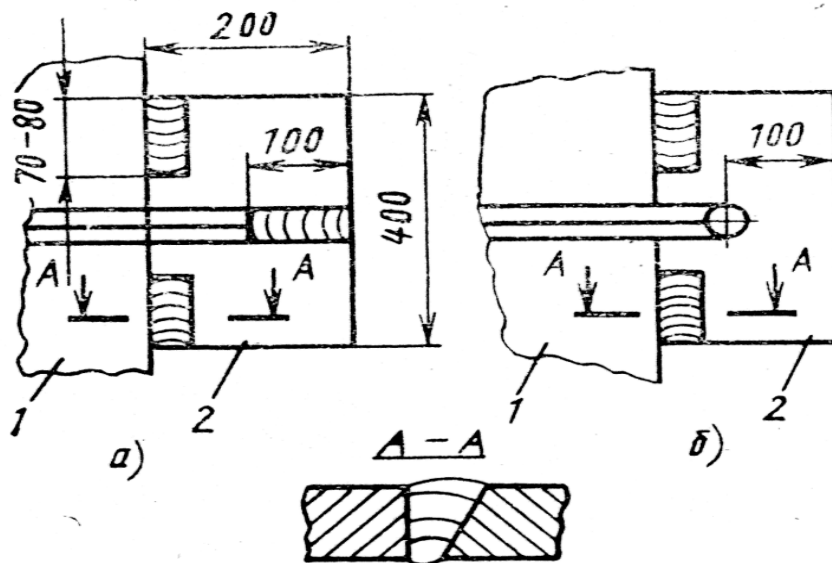


Рисунок 1.17 - Складання за допомогою зварних (а) і суцільних (б) вивідних планок:
1 - виріб; 2 - похідна планка

Для якісного виконання початку шва і заварки кратерів в планках можна готувати кромки на довжину 80 ... 100 мм. Планки зменшують кутові деформації, підвищують якість зварних з'єднань, фіксують взаємне розташування елементів.

У масовому і великосерійному виробництві для складання застосовують спеціальні складально-зварювальні пристосування. У одиничному виробництві для скріплення деталей використовують струбцини, клини, стягнуті куточки, а в переважній більшості випадків прихватки довжиною 50 ... 100 мм і висотою не менше 6 ... 5 мм.

Відстань між прихватками не повинно перевищувати 400 ... 500 мм. Слід уникати постановки прихваток в місцях перетину швів. Прихватки виконують електродами УОНИ-13/45А або АНП-2, а також полуавтоматом в вуглекислому газі дротом Св-08Г2С зі сторони, зворотної накладанню перших проходів швів. До якості прихваток пред'являють такі ж вимоги, як і до основних швах.

Перед зварюванням прихватки повинні бути ретельно очищені; прихватки з дефектами необхідно видаляти. Характерна схема складання стикових з'єднань із сталі 14Х2ГМР товщиною 12 ... 28 мм стосовно до зварювання полотниць нижніх поясів коробчатих балок автодорожнього моста приведена на рисунку 1.18.

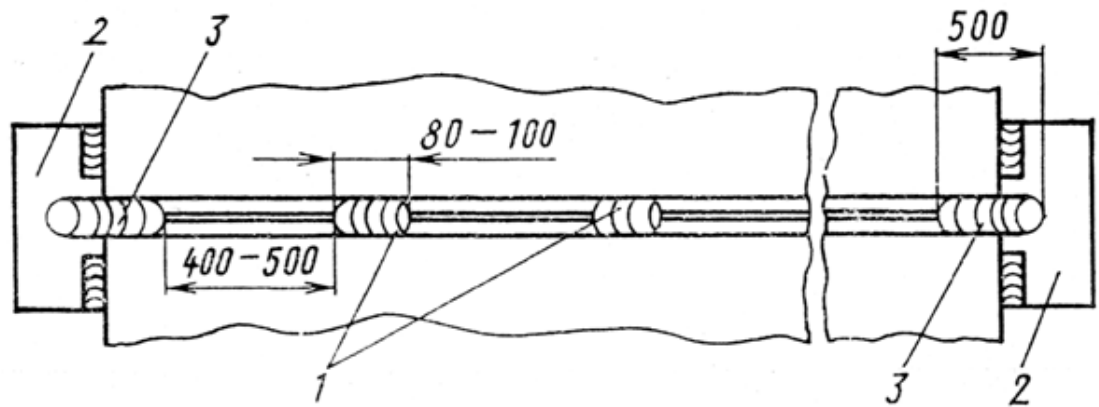


Рисунок 1.18 - Виконання прихваток (1), приварювання технологічних вивідних планок (2), накладення підварювального шва (3) стикових з'єднань із сталі 14X2ГМР

Слід уникати приварювання складальних пристосувань до виробу. При необхідності шви тимчасових кріплень видаляють вирубкою зубилом або струганням. Місця вихопів на основному металі розчищають, заплавляються електродами типу E70 і зачищають шліфувальною машинкою врівень з поверхнею деталі.

Зібрані конструкції з високоміцних сталей повинні зберігатися в умовах, що виключають забруднення місць зварювання. У разі недотримання цих умов або при тривалому зберіганні зібрані конструкції повинні бути оглянуті, а місця накладення швів повторно очищені до металевого блиску.

Технологічні особливості зварювання

Автоматичне, механізоване та ручне зварювання високоміцних сталей виконують на постійному струмі зворотної полярності.

Умови зварювання необхідно вибирати таким чином, щоб запобігти потраплянню вологи в зону зварювання і надмірно швидке охолодження зварних з'єднань. Досить просто це досягається на промисловому підприємстві. Однак значний обсяг зварювальних робіт під час виготовлення металоконструкцій з високоміцних сталей доводиться виконувати на монтажі як при нормальній, так і при низьких температурах. В даному випадку доцільно підготувати спеціальні укриття, що дозволяють надійно захищати місце зварювання від опадів і протягів. Іноді виготовляють спеціальні тимчасові споруди, намети. Досвід свідчить про те, що такі заходи дозволяють істотно підвищити якість зварювальних робіт і скоротити обсяг ремонтно-відновлювальних робіт. При температурі навколишнього повітря нижче 0°C необхідний попередній підігрів крайок, що зварюються при 100...120°C для металу товщиною до 30 мм и при 130...150°C для металу товщиною більше 30 мм.

Протяжні стикові з'єднання металу великої товщини скріплюють (рис.1.19) масивними прихватками, що дозволяє розбивати його на рівні ділянки («блоки»).

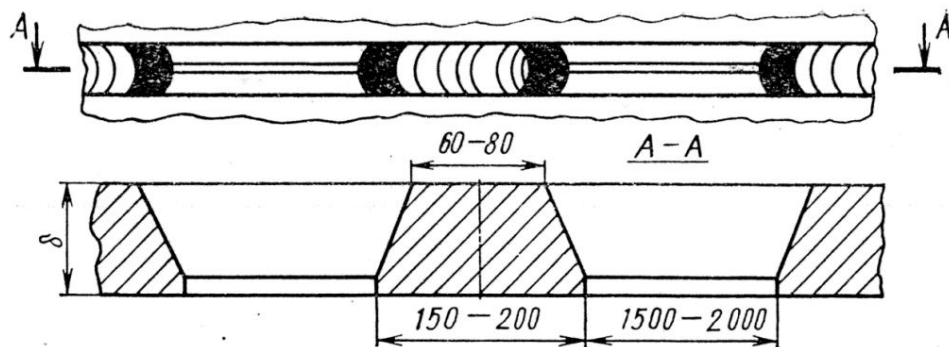


Рисунок 1.19 - Виконання прихваток при зварюванні протяжних стикових з'єднань з високоміцних сталей великої товщини

Величину блоків вибирають в залежності від товщини металу і довжини стику, застосовуваних способів зварювання, тривалості зварювального процесу та ін. Роботи повинні бути організовані таким чином, щоб повністю закінчити зварювання обраного технологічного ділянка протягом зміни або робочого дня. В окремих випадках допускається залишати на кілька годин з'єднання, заварені на 70 ... 75% розрахункової товщини шва. Не рекомендується починати зварювання з'єднань, які не можуть бути закінчені протягом робочого дня або зміни.

Режим зварювання високоміцних сталей під флюсом, в захисних газах і покритими електродами не повинен виходити за межі рекомендованих діапазонів в залежності від товщини металу і температури попереднього підігріву (табл. 1.7).

Таблиця 1.7-Рекомендовані режими зварювання стикових з'єднань без скосу кромки

Температура підігріву, ° С	Q _{зв} , КДж/см, при товщині металу, мм (не більше)				
	5	8	12	16	20
20	10	16	25	30	40
50	9	15	22	33	35

Погонну енергію зварювання розраховують за формулою

$$Q_{зв} = q/V = \eta_{вф} * I * U / V_{зв} * 1000, \text{кДж/м (V=мм/с)}$$

де Q_{зв} - погонна енергія зварювання, кДж / см;

I - зварювальний струм, А; U_д - напруга на дузі, В;

V_{зв} - швидкість зварювання, см / с;

η_{вф} - ефективний ККД.

Ефективний ККД при розрахунках встановлюють згідно із чинними способами зварювання: 0,9 - під флюсом, 0,75 - у вуглекислому газі і 0,65 - покритими електродами.

При обриві дуги необхідно ретельно зачистити кратер від шлаку і тільки після цього знову порушувати дугу. При зміні електрода і закінчення валика обривати дугу слід після заповнення кратера металом.

Після накладення кожного валика і виконання шва в цілому метал шва і околошовну зону ретельно зачищають від шлаку і бризок металу. Валики останнього шару шва повинні мати плавне сполучення між собою і з поверхнею основного металу.

При двосторонньому зварюванні стикових з'єднань перший шов рекомендується накладати зі сторони протилежної прихваткам. Якщо за умовами складання і зварювання прихватки необхідно ставити з боку накладення шва, то якісно виконані прихватки не видаляють, а зачищають від шлаку і забруднень, а неякісні видаляють. Зварювання необхідно починати і закінчувати на технологічних (вивідних) планках, приварених до виробу.

Корінь шва видаляють подрубкою пневматичним зубилом, фрезеруванням або повітряно-дуговим струганням. Після повітряно-дугового стругання обов'язкова механічна зачистка поверхні до металевого блиску. При повітряно-дуговому струганні металу товщиною понад 18 мм застосовують попередній підігрів до температури 100 ° С.

Для запобігання утворенню холодних тріщин при зварюванні з'єднань великої товщини і жорсткості слід застосовувати попередній підігрів. Як правило, його призначають при зварюванні металу товщиною понад 20 мм. Температура підігріву 60 ... 100 ° С. При зварюванні металу товщиною понад 40 мм температура підігріву 100 ... 150 ° С. Технологічні ділянки слід зварювати без перерв, не допускаючи охолодження зварного з'єднання нижче температури попереднього підігріву. У той же час технологічні ділянки в залежності від товщини зварюваної сталі повинні бути досить протяжними, щоб не допускати перегріву зварних з'єднань між окремими проходами вище 200...230° С. При раціональному використанні «авто-підігріву» в разі багатопрохідного зварювання попередній підігрів можна використовувати тільки при виконанні перших (кореневих) проходів.

Стійкість зварних з'єднань до утворення холодних тріщин може бути також підвищена застосуванням технології зварювання з «м'якими прошарками». Сутність цього технологічного прийому полягає в тому, що перші шари багат шарового шва виконують менш міцним і більш пластичним металом в порівнянні з подальшими шарами. В окремих випадках (жорсткі з'єднання великої товщини) маломіцні пластичні шви в один-два шари накладають в процесі заповнення оброблення крайок (рис. 1.20).

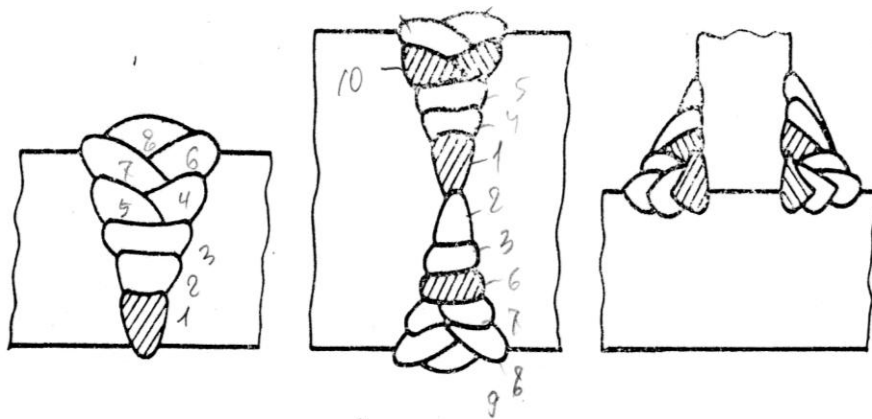


Рисунок 1.20- Стикові і таврові з'єднання з «м'якими» (заштриховані шви) прошарками

При автоматичному і механізованому зварюванні під флюсом для виконання м'яких шарів можуть бути рекомендовані зварювальні дроти Св-10ГА, Св-08ГС (ГОСТ 2246-70); при зварюванні покритими електродами - електроди УОНИ-13/45; при зварюванні у вуглекислому газі - дріт Св-08Г2С. Після завершення зварювальних робіт в монтажних умовах зварні з'єднання необхідно вкривати азбестовою тканиною або мішками з піском для забезпечення їх уповільненого охолодження.

Поверхня зварних швів повинна бути очищена від шлаку, бризок металу. Зварні з'єднання контролюють відповідно до технічних вимог до зварних конструкцій.

Підігрів зварних з'єднань

Ця операція дозволяє зменшити швидкість охолодження, сприяє зниженню вмісту водню в металі шва і околошовної зони, що грає важливу роль в підвищенні опірності зварних з'єднань утворення холодних тріщин.

Для вимірювання температури нагрітого металу часто використовують термоолівці. Визначення температури засноване на зміні кольору штриха, нанесеного термоіндикаторним олівцем при досягненні температури переходу, визначеної для кожної марки термоіндикаторних олівців (табл.1.8).

Таблиця 1.8-Технічні дані термоіндикаторів- олівців

Марка термоіндикаторного олівця	Температура переходу, °С	Колір штриха термоіндикаторного олівця	
		початковий	після впливу температури
ПО 240	ПО 130 240	жовтий бірюзовий	помаранчевий білий

Для вимірювання температури підігріву можна застосовувати термопари. Спаї термопар (переважно хромель-алюмелеві) надійно фіксують за допомогою конденсаторного зварювання або пайки і захищають від прямої дії нагрівачів теплоізоляційними матеріалами.

Ручне дугове зварювання

При зварюванні високоомічних сталей напруга дуги встановлюють в межах 16 ... 30 В залежно від довжини дуги, типу електрода і джерела струму. Довжину дуги підтримують в інтервалі 0,5 ... 1,2 діаметра електрода. При дуже короткій дузі шов погано формується, а при надмірно великій - зменшується глибина провару, збільшується розбризкування металу, підвищена ймовірність утворення пор. У разі обриву дуги її збуджують знову, ретельно заварюють кратер і продовжують зварювання шва. Не рекомендується порушувати дугу на основному металі поза зоною шва, так як це може призвести до «опіку» поверхні металу і стати причиною утворення в цьому місці надривів і тріщин.

Кратери швів повинні бути ретельно заварені, так як є місця скупчення неметалічних включень, надривів і можуть стати причиною руйнування виробів на цій ділянці. Кратер шва заварюють затримкою дуги в кінці шва і наплавленням невеликого обсягу металу на частково охолоджену кінцеву ділянку шва.

Зварювання тонкого металу, горизонтальних і стельових швів виконують без поперечних коливальних рухів. При цьому отримують вузькі валики, ширина яких не перевищує $(0,8 \dots 1,5)d$ електрода. Оптимальна ширина швів (або валиків) при зварюванні високоомічних сталей повинна складати $(2,5 \dots 3)d$ електрода.

Основні варіанти коливання кінця електрода показані на рис. 1.21.

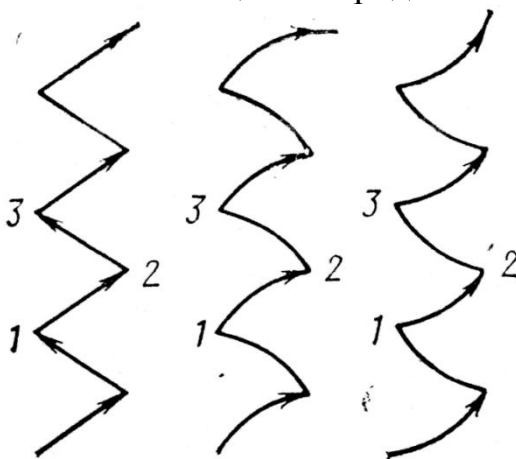


Рисунок 1.21- Основні види траєкторій поперечних рухів торця електрода при зварюванні

У точках 1, 2 і 3 швидкість переміщення електрода зменшується, що сприяє прогріванню крайок. В цьому випадку всі кратери розплавленого металу зливаються в одну ванну і забезпечується найкраще сплавлення

основного і наплавленого металу. При занадто великій ширині валика метал в точці 1 затвердіє на той час, коли дуга переміститься в точку 3 і в цьому місці можуть утворитися непровари.

При зварюванні швів без скосу кромки валик накладають з невеликим поширенням з однієї або з обох сторін стику. Щоб уникнути непровару необхідно забезпечити розплавлення металу обох крайок по всій товщині. З'єднання встик з V-подібною підготовкою кромки в залежності від товщини металу зварюють одношаровими або багатошаровими швами.

При виконанні багатошарових швів особлива увага приділяється якісному виконанню першого шару в корені шва.

Провар кореня шва багато в чому визначає міцність зварного з'єднання. Кореневі шви з'єднань високоміцних сталей часто виконують перев'язкою (рис. 1.22) електродами діаметром 4 ... 5 мм.

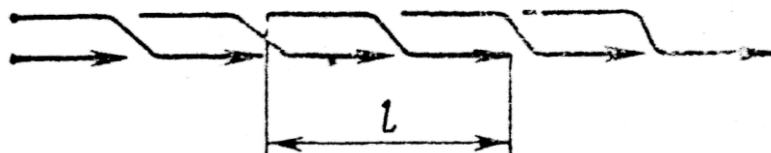


Рисунок 1.22 - Схема виконання корневих швів з перев'язкою;
l - довжина валика, що виконується одним електродом

Зі зворотного боку з'єднання рекомендується виконувати підварювальний шов, попередньо очистивши корінь шва від напливів металу і шлаку. У ряді випадків із зворотного боку ставлять підкладку з низьковуглецевої сталі товщиною 3 ... 4 мм. Шви з X-образної підготовкою кромки зварюють так само, як і шви з V-подібною.

Розрізняють короткі (250 ... 300 мм), середні (300 ... 1000 мм) і довгі (більше 1000 мм) шви. Короткі шви зазвичай виконують напрохід. Шви середньої протяжності доцільно зварювати від середини до кінців. Бажано, щоб довгі шви виконували два або три зварника від середини до кінців зворотно-ступінчастим способом короткими відрізками 1...4 (рис.1.23).

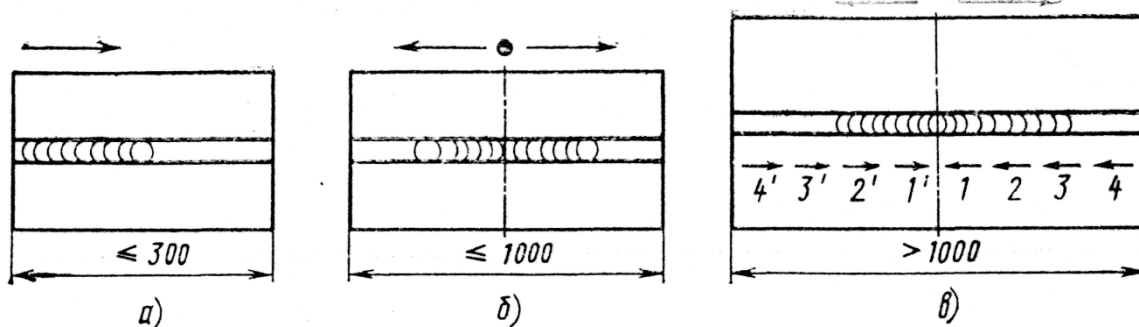


Рисунок 1.23 - Послідовність зварювання швів різної довжини (стрілками вказано напрямки зварювання):

а - напрохід; б - від середини до кінців; в - від середини до кінців зворотно-ступінчастим способом

Оброблення крайок заповнюють в залежності від товщини металу будь-яким з відомих видів накладення швів (рис. 1.24).

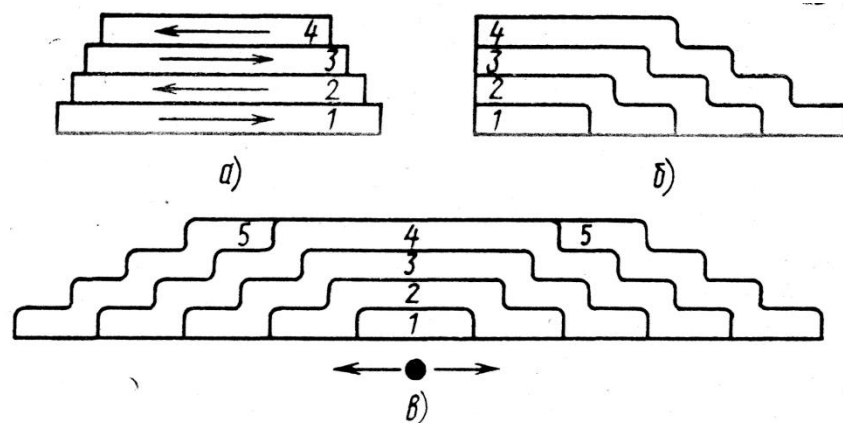


Рисунок 1.24- Послідовність зварювання багат шарових швів:
a - послідовне накладення швів; *б* - «каскадний» метод; *в* - метод «гірки»

Послідовне накладення швів застосовують при зварюванні металу товщиною до 25 мм. Каскадний спосіб і спосіб гірки застосовують при зварюванні металу великої товщини. Вибір будь-якої зі схем заповнення оброблення крайок насамперед визначається необхідністю зберегти необхідну температуру підігріву високоміцного металу в процесі зварювання.

Зварювання кутових швів краще виконувати в нижньому положенні, а виріб розташовувати так, щоб шлак не затікала на метал перед дугою. Однак не завжди можливо встановити деталь або виріб в потрібне положення.

При зварюванні кутового шва, нижня площина якого розташована горизонтально, можливий непровар вершини кута або однієї з крайок. Непровар може утворитися на нижньому листі, якщо зварювання починає з вертикального листа, так як в цьому випадку розплавлений метал стече на недостатньо нагріту поверхню нижнього листа. Тому починати зварювання таких швів необхідно завжди на нижній площині.

Електрод необхідно тримати під кутом 45° до поверхні листів, нахилиючи його в процесі зварювання то до однієї, то до іншої площини.

Кутові шви виконують одношаровими при катеті до 6 мм; при катеті понад 6 мм - за кілька проходів. При зварюванні багат шарового кутового шва перший прохід виконують електродом діаметром 3 ... 4 мм, що забезпечує проварення кореня шва.

Зварювальний струм вибирають в залежності від марки і діаметра електрода; при цьому враховують положення шва в просторі, вид з'єднання і товщину металу, що зварюється. При виконанні багат шарових швів особливу увагу приділяють якісному виконанню першого шару в корені шва.

Оброблення крайок заповнюють в залежності від товщини металу будь-яким з відомих способів накладення швів. Послідовне накладення

швів застосовують при зварюванні металу товщиною до 25 мм. Каскад і гірку використовують при зварюванні металу більшої товщини. Вибір схеми заповнення оброблення кромки визначається необхідністю зберегти температуру підігріву металу в процесі зварювання.

Зварювання технологічних ділянок слід проводити без перерв, не допускаючи охолодження зварного з'єднання нижче температури попереднього підігріву і нагрівання його перед виконанням наступного проходу вище 200 ° С. При багатопрохідному зварюванні попередній підігрів може використаний тільки при виконанні перших проходів.

Зварювання в захисних газах

Техніка механізованого зварювання в вуглекислому газі стикових і кутових швів в нижньому положенні дуже схожа з технікою ручного дугового зварювання таких же швів: в нижньому положенні зварювання виконують при вертикальному положенні пальника поперек шва з нахилом на кут 5 ... 15 ° уздовж шва. При цьому перевагу слід віддавати зварюванню кутом назад, щоб більш надійно захистити розплавлений метал. При зварюванні кутових швів в нижньому положенні кут нахилу пальника вздовж шва такий же, а поперек шва пальник нахиляють на кут 30 ... 45 ° до вертикалі. Кінець електрода необхідно направляти в кут з'єднання або здвигати до 1 ... 2 мм на горизонтальну пластину.

Діаметр дротів суцільного перерізу при зварюванні у вуглекислому газі і сумішах газів вибирають в залежності від товщини зварюваного металу і просторового положення шва. Дротою діаметром 1,0 ... 1,4 мм зварюють з'єднання товщиною 3 ... 8 мм, шви в різних просторових положеннях, а також кореневі шари багат шарових з'єднань. В інших випадках використовують дріт діаметром 1,6 мм. Зварювання в сумішах на основі аргону виконують дротом марки Св-08ХН2ГМЮ, при цьому практично відсутнє розбризкування, шви мають хороший зовнішній вигляд.

Рекомендовані режими механізованого зварювання високоміцних сталей дротою суцільного перетину при витраті газу 8 ... 12 л / хв наведені в табл.1.9.

У момент закінчення зварювання мундштук зварювального пальника затримують у кінці шва і тим самим захищають охолоджуємий метал зварювальної ванни від дії повітря. Не рекомендується припиняти зварювання розтягуванням дуги. При зварюванні у вуглекислому газі дротом діаметром більше 1,2 мм необхідно ретельно заварювати кратер.

Високоміцні сталі зварюють в сумішах на основі аргону зварювальним дротом Св-08ХН2ГМЮ (табл. 1.9).

Таблиця 1.9 -Режими механізованого зварювання в дротами суцільного перетину

Діаметр зварюва- льного дроту, мм	просторове положення					
	нижнє		вертикальне		стельове	
	Ізв, А	U _д , В	Ізв, А	U _д , В	Ізв, А	U _д , В
1,0	150 .. .190	22 ...23	150	21 ... 22	145... 165	21... 23
1,2	150 .. .200	22 ..24	150	22 ... 24	150... 170	22... 23
1,6	200 .. .350	26 ..30	200 ...240	26 ... 28	-	-

При багатошаровому зварюванні перед накладенням кожного наступного шару необхідно очищати попередній шар від шлаку. Не рекомендується виконання за один прохід швів висотою більше 10 ... 12 мм. Для швів висотою понад 8 мм рекомендується виконувати поперечні коливання електрода.

При випадковому обриві дуги або погіршенні подачі дроту необхідно порушувати дугу на відстані 10 ... 15 мм від місця обриву і після збудження перемістити її на кратер шва.

Зварювання слід припиняти різким обривом дуги, щоб уникнути подовження вильоту електрода. Межі регулювання вильоту не повинні перевищувати 15 ... 40 мм.

Автоматичне зварювання під флюсом.

Зварювання під флюсом виконують на постійному струмі зворотної полярності. Сила зварювального струму не перевищує 800А, напруга дуги до 40 В, швидкість зварювання змінюють в діапазоні 13 ... 30 м/год. Одностороннє однопроходне зварювання застосовують для з'єднань товщиною до 8 мм і виконують на залишковій сталевій підкладці або флюсової подушці.

Максимальна товщина з'єднань без оброблення крайок, що зварюються двосторонніми швами, не повинна перевищувати 20 мм. Для стикових з'єднань без скосу кромки (односторонніх і двосторонніх) використовують дріт марки Св-08ХН2М. Застосовувати більш легovanі дроту для таких з'єднань недоцільно, оскільки в цьому випадку шви мають надмірно високу міцність.

Найбільш часто стикові з'єднання готують зі скосом кромки. Зварювання корневих швів стикових з'єднань високоміцних сталей з V- або X-образним обробленням крайок зазвичай виконують дротами марок Св-08ГА або Св-10Г2. Заповнення розробок кромки здійснюється дротами марок Св-08ХН2ГМЮ або Св-08ХН2ГСМЮ послідовним накладенням шарів.

Основні параметри режиму автоматичного зварювання під флюсом: зварювальний струм, напруга дуги і швидкість переміщення дуги.

Зі збільшенням зварювального струму дуга більше занурюється в основний метал, зростає погонна енергія і кількість розплавленого в одиницю часу електродного металу. В результаті глибина провару і частка участі основного

металу в металі шва збільшуються. Збільшення діаметра зварювального дроту при незмінному зварювальному струмі призводить до зменшення глибини провару і опуклості шва при одночасному збільшенні його ширини. Залежно від товщини зварювальних кромок застосовують дріт діаметром 2 ... 5 мм.

Збільшення напруги дуги призводить до підвищення її рухливості, в результаті чого збільшується ширина шва, а глибина залишається практично незмінною. При зварюванні під флюсами АН-17М і АН-43 напруга дуги не повинна перевищувати 40 В. Швидкість переміщення дуги при зварюванні стикових з'єднань високоміцних сталей змінюють від 13 до 30 м/год. Підвищення швидкості зварювання в цьому діапазоні обумовлює збільшення глибини проплавлення. Автоматичним зварюванням під флюсом виконують стикові, кутові і нахлисні шви, що розташовані в нижньому положенні.

Стикові з'єднання можна виконувати односторонніми і двосторонніми швами з обробленням і без оброблення крайок. Шви з обробленням кромок можуть бути однопрохідними і багатопрохідними.



Односторонньої однопрохідної зварюванням з'єднують міцну сталь товщиною до 8 мм. Для більш товстого металу використовувати однобічне зварювання недоцільно, оскільки це призводить до перегріву металу околошовної зони.

Односторонні стикові з'єднання зварюють з використанням технологічних прийомів, які дозволяють забезпечувати високу якість зварних швів: на залишковій сталевій підкладці, на мідній або флюсомідній підкладці, на флюсовій подушці. Підкладні планки виготовляють з низьковуглецевої сталі СтЗсп товщиною 3 ... 6 мм і шириною 40 ... 50 мм. Зазор між підкладкою і крайками не повинен перевищувати 0,5 ... 1 мм для попередження затікання металу в кореневій ділянці шва. В іншому випадку в корені шва можуть утворитися дефекти (пропали, шлакові включення, тріщини). Після закінчення зварювання підкладну планку, як правило, видаляють, а поверхню шва зачищають шліфувальною машинкою врівень з основним металом.

При використанні мідних або флюсомедних підкладок, флюсових подушек необхідно забезпечувати щільний притиск підкладки до кореню зварного з'єднання. Рекомендовані режими одностороннього зварювання під флюсом стикових з'єднань товщиною до 8 мм без скосу кромок на флюсовій подушці наведені в табл. 1.10. Метал більшої товщини без скосу кромок зварюють двосторонніми швами.

Двостороннє автоматичне зварювання є основним методом отримання високоякісних швів, так як цей тип з'єднань найбільш технологічен, надійний, дозволяє отримувати зварні з'єднання з мінімальними деформаціями і високою якістю. Двостороннє автоматичне зварювання більш надійне в порівнянні з одностороннім, так як в цьому випадку на якість швів в меншій мірі впливає коливання режиму зварювання, зміщення електрода від осі шва, точність підготовки крайок і складання. Перший прохід двустороннього шва зазвичай виконують на флюсовій подушці або «на вісу».

Таблиця 1.10. Режими автоматичного зварювання під флюсом стикових з'єднань без скосу кромки на флюсовій подушці

Характер в'я-полненого шва	Форма з'єднання	Товщина сталі, мм	Ширина зазора, мм	Діаметр про-волоки, мм	Режим сварки			Давление воздуха в шланге флюсовой подушки, МПа
					$I_{св}, А$	$U_{д}, В$	$v_{св}, м/ч$	
Одно-сторонний		3	0...1,5	2	275...300	28...30	35...50	0,08
				3	400...450	30...32	40...55	0,08
		5	0...2,5	2	425...450	30...33	30...38	0,1...0,15 0,1
				4	550...620	32...34	35...40	
8	0...3,5	4	650...700	34...36	28...35	0,1...0,15		
Двусторонний		8	2...3	3	400...450	32...34	16...20	—
		12	2...3	3	550...580	36...38	25...30	—
		16	3...4	4	600...650	36...39	20...25	—
		20	3...4	4	650...700	38...40	16...20	—

Максимальна товщина металу, що зварюється двосторонніми швами при безскосному обробленні кромки, не повинна перевищувати 20 мм. В іншому випадку зварювання необхідно вести на форсованих режимах, що призводить до зниженню пластичності і холодостійкості металу околшовної зони. Техніка зварювання першого проходу така ж, як і односторонніх швів. Глибина проплавлення повинна дорівнювати (0,6 ... 0,7) товщини металу. Після кантування виробу другий прохід шва виконують з таким розрахунком, щоб перекриття шарів складало 3 ... 4 мм. Найбільш раціонально такі шви зварювати з обов'язковим зазором в стик. Режими двостороннього автоматичного зварювання під флюсом стиків без скосу кромки зазвичай вибирають з таким розрахунком, щоб обидва шару шва зварювалися без переналагодження зварювальної апаратури (табл. 1.10). Для стикових з'єднань без скосу кромки (односторонніх і двосторонніх) використовують зварювальний дріт Св-08ХН2М. Застосовувати більш леговані дроти для таких з'єднань недоцільно, оскільки в цьому випадку механічні властивості швів мають надмірно високу міцність.

Найбільш часто при зварюванні високоміцних сталей стикові з'єднання підготовляють зі скосом кромки. Кореневі шви стикових з'єднань високоміцних сталей з V- або X-подібною обробленням кромки зазвичай виконують струмом прямої полярності дротами Св-08ГА або Св-10Г2 (табл. 24).

Заповнення V-подібної обробки кромки здійснюється струмом зворотної полярності дротами Св-08ХН2ГМЮ або Св-08ХН2Г2СМЮ послідовним накладенням шарів. При виконанні шарів багатоходового шва перші два-три шари виконують по осі оброблення, а всі наступні - зі зміщеннями послідовно то до однієї, то до іншої сторони оброблення.

Порядок багатопрохідного зварювання швів при Х-образному симетричному обробленні кромки наступний: виконують зварювання з одного боку, заповнюючи оброблення на одну третину або наполовину по глибині; кантують з'єднання, рахуючи корінь шва і виконують зварювання з цього боку, заповнюючи оброблення на одну третину або наполовину перетину по глибині; знову кантують і остаточно зварюють шов з першої сторони, а потім - з другої сторони з'єднання.

При зварюванні товстолистових з'єднань високоміцних сталей більш краще оброблення з двома несиметричними скосами двох кромки.

При автоматичному зварюванні під флюсом кутових швів таврових і нахлещних з'єднань при положенні в кут формування швів утруднено, в результаті чого з'являються умови для утворення підрізів вертикальної стінки і напливів металу шва на горизонтальну полицю. Основною умовою отримання якісних швів є правильний вибір режиму зварювання і точне розташування кінця електрода щодо крайок зварювального виробу. Електрод розташовують таким чином, щоб кут, утворений електродом і вертикальною стінкою, становив $35 \dots 40^\circ$.

Зварювання таврових, кутових і з'єднань внапуск виконують в двох основних положеннях - в «човник» і в кут (табл. 1.11).

Таблиця 25. Режимы механизированной сварки под флюсом тавровых соединений при положении в «лодочку»

Катет шва, мм	Диаметр проволоки, мм	$I_{св}$, А	U_d , В	$v_{св}$, м/ч
6	2...3	450...500	34...36	25...30
8	3...4	550...600	34...36	25...30
10	4...5	620...670	34...36	20...25
12	4...5	650...700	36...38	16...20

Електрошлакове зварювання.

При електрошлаковому зварюванні низьковуглецевих легированих сталей застосовують технологічні прийоми, що дозволяють підвищити швидкість охолодження зварного з'єднання, наприклад додаткове охолодження зони зварювання. При цьому нижче повзуна встановлюють спеціальний пристрій, який охолоджує водою шов і зону термічного впливу, що забезпечує отримання необхідної структури і механічних властивостей цієї ділянки зварного з'єднання.

Зварювальні матеріали

Металургійні процеси зварювання високоміцних низьколегированих сталей повинні забезпечувати: мінімальну насиченість воднем металу шва і металу зони термічного впливу; отримання металу шва оптимального хімічного складу з обмеженим вмістом вуглецю, сірки, фосфору і неметалевих включень.

Широко використовуються при зварюванні вуглецевих і низьколегованих сталей зварювальні матеріали не відповідають цим вимогам. Тому для зварювання високоміцних сталей розроблені спеціальні зварювальні матеріали.

Електроди

Ручне зварювання високоміцних низьколегованих сталей виконують електродами АНП-2, які відповідають типу Е70 і мають фтористо-кальцієве покриття. Коефіцієнт наплавлення електродів не менше 9 г/А-ч, коефіцієнт переходу металу в шов не менше 96%. Метал, наплавлений електродами АНП-2 має наступний склад: <0,1% С; 0,8 ... 1,2% Мп; 0,2 ... 0,4% Si; 0,6 ... 0,1% Сг; 0,2 ... 0,4% Мо; 1,3...1,8% Ni; <0,03% S і <0,03% Р. Це дозволяє забезпечувати необхідні показники механічних властивостей металу швів: $\sigma_{0,2} > 590$ МПа; $\sigma_B > 720$ МПа; $\delta > 17\%$; КСУ > 49 Дж / см² при - 70 ° С (табл. 1.12).

Таблиця 1.12 - Механічні властивості металу шва при ручного дугового зварювання електродами АНП-2 стикових з'єднань високоміцних сталей

Марка сталі	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	ψ , %	КСУ, Дж/см ² , при t, °С			КСУ, Дж/см ² , при t, °С	
					+20	-40	-70	-40	-70
14Х2ГМР	680	800	19,5	58	110...130	80...105	55...80	35...41	24...31
12ГН2МФАЮ	651	771	21,3	62	117...124	82...95	72...94	37...44	22...37

Особливістю електродів АНП-2 є низький вміст водню в наплавленого металу. Після розжарювання при температурі 420 ... 450 ° С вміст дифузійного водню не перевищує 2 мл / 100 г металу.

Електроди АНП-2 технологічні при зварюванні у всіх просторових положеннях. Для зварювання застосовують постійний струм зворотної полярності. Зварювальний струм встановлюють відповідно до діаметра застосованого електрода і положенням шва. Електроди забезпечують стійке горіння дуги, хороше формування шва, легке відділення шлакової корки, незначні втрати розплавленого металу від розбризування. Метал шва, виконаний електродами АНП-2 стійкий до утворення кристалізаційних тріщин, не схильний до утворення опор.

Зварювання високоміцних сталей з низьколегованими сталями підвищеної міцності 09Г2, 10Г2С1, 14Г2, 10ХСНД, 15ХСНД, а також з нізковуглецевою сталлю Ст3 виконують електродами УОНИ-13 / 45А або УОНИ-13 / 55А.

Для зварювання середньовугцевих високоміцних сталей типу 42Х2ГСНМА, 30Х2ГСНВМА рекомендуються електроди ВІ10-6 типу

E100 (стрижень Св-18ХМА) і типу Е85-НИАТ-3М зі стрижнем Св-08А. Можливе застосування аустенітних електродів Е-10Х20Н9Г6С, Е-06Х19Н11Г2М2. Зварні з'єднання не піддаються термообробці.

Дроти для зварювання в захисних газах

При виготовленні конструкцій з високоміцних сталей широко застосовують автоматичне і механізоване зварювання в захисних газах. У якості захисного середовища використовують вуглекислий газ і суміші на основі аргону.

При зварюванні у вуглекислому газі застосовують дроти суцільного перетину Св-08Г2С, Св-10ХГ2СМА і Св-08ХН2Г2СМЮ і порошкові дроти ПП-АН54 і ПП-АН55.

Хімічний склад зварювального дроту наведено в табл. 1.13. Дріт Св-10ХГ2СМА використовують при зварюванні стикових з'єднань товщиною до 30 мм, до яких не пред'являються підвищені вимоги по холодостійкості металу шва.

Таблиця 1.13. Зміст зварювальних дротів, %

Марка дроту	C	Si	Mn	Cr
Св-08Г2С	0,05 ... 0,11	0,7 ... 0,95	1,5 ... 2,1	<0,2
Св-10ХГ2СМА	0,06 ... 0,12	0,6 ... 0,9	1,7 ... 2,1	0,8 ... 1,1
Св-08ХН2ГМЮ	0,06 ... 0,11	0,25 ... 0,55	1 ... 1,4	0,7 ... 1,1
Св-08ХН2Г2СМЮ	0,06..0,11	0,4 ... 0,7	1,5 ... 1,9	0,7 ... 1

Марка проволочки	Ni	Mo	Al	S	P
				не более	
Св-08Г2С	≤0,25	—	—	0,025	0,03
Св-10ХГ2СМА	≤0,3	0,4...0,6	—	0,025	0,025
Св-08ХН2ГМЮ	2...1,5	0,4...0,65	0,06...0,12	0,03	0,03
Св-08ХН2Г2СМЮ	2...2,5	0,4...0,65	0,06...0,12	0,03	0,03

Зварювання високоміцних сталей з низьколегованими сталями 09Г2, 10Г2С1, 14Г2, 10ХСНД, 15ХСНД, а також зі сталлю Ст3 виконують дротом Св-08Г2С.

В останні роки при зварюванні високоміцних сталей для виготовлення відповідальних виробів, що працюють при низькій температурі, широке застосування знаходять захисні суміші на базі аргону.

При зварюванні низьколегованих сталей електродом, що плавиться в чистому аргоні, при критичних струмах настає струмінне перенесення металу в дузі. При цьому практично відсутнє розбрикування, шви мають

гарний зовнішній вигляд. Однак з огляду на сповільненості металургійних процесів та інших причин при зварюванні з цим газовим захистом шви дуже схильні до пороутворенню. Зменшити схильність швів до пороутворення при зварюванні в інертному газі можна шляхом додавання до нього в невеликих кількостях активних газів. При цьому зберігаються всі переваги зварювання в чистому аргоні. При зварюванні високоміцних сталей в залежності від умов і характеру виробництва, оснащення його обладнанням для зварювання, транспортування, газифікації, зберігання і змішування застосовують такі суміші газів на базі аргону: 78% Ar + 22% CO₂ і 75% Ar + 20% CO₂ + 5% O₂.

Процес зварювання електродом, що плавиться в сумішах газів на основі аргону має ряд особливостей: при досягненні критичного струму перенесення металу в дузі переходить в струменевий; при збільшенні добавки активного газу до аргону змінюється форма провару: від так званої пилоподібної вона прагне до еліптичної як при звичайній зварці у вуглекислому газі; при зварюванні в сумішах газів на основі аргону через рафінуючу дію суміші шви містять неметалевих включень менше, ніж при зварюванні у вуглекислому газі.

Тому пластичність і особливо ударна в'язкість наплавленого металу при низьких температурах випробувань вище ніж при зварюванні у вуглекислому газі.

При зварюванні високоміцних сталей в сумішах на базі аргону може бути використаний зварювальний дріт Св-08ХН2ГМЮ. Це дозволяє забезпечити досить високі механічні властивості металу шва. Для зварювання кутових швів з катетом понад 10 мм можуть бути використані дроти Св-10ХГ2СМА, ПП-АН54, ПП-АН55. Для кутових швів з меншим катетом більш краща дріт Св-08Г2С (табл. 1.14).

Таблиця 1.14 -Механічні властивості металу кутових швів при зварюванні в захисних газах таврових з'єднань високоміцних сталей

Марка сталі	Катет шва, мм	Сварочная проволока	Защитный газ	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	ψ , %
14Х2ГМР	14...15	Св-08Г2С Св-10ХГ2СМА ПП-АН55	CO ₂	597 698 629	734 808 771	23 16,7 23,3	56,1 60,4 64,7
	7...8	Св-08Г2С Св-10ХГ2СМА ПП-АН55	CO ₂ —	693 748 650	802 870 816	16,7 14,7 18,7	52 56,4 60,7
14ХГНМД	7...8	Св-08Г2С Св-10ХГ2СМА ПП-АН54	CO ₂	659 795 738	716 856 846	14,7 12 18	53,3 51 55,6
		Св-08Г2С Св-10ХГ2СМА	78% Ar + +22% CO ₂	717 905	846 1018	23,3 13,3	55 50,6
	14...15	Св-08Г2С Св-10ХГ2СМА ПП-АН54	CO ₂	642 638 693	787 755 804	19,9 24,7 16,7	56 59,9 55,6
		Св-08Г2С Св-08ХГ2СМА	78% Ar + +22% CO ₂	670 884	784 969	26,6 20	64 55,6

Дріт для зварювання в вуглекислому газі і сумішах аргону з вуглекислим газом

Дріт марки Св-10ХГ2СМА забезпечує міцність металу шва до 680 МПа і ударну в'язкість до 25 Дж / см² при температурі -60 ° С. Метал шва, виконаного дротом марки Св-08ХН2Г2СМЮ, має показники міцності до 850 МПа і КСЧ до 40 Дж / см² при температурі -70 ° С. Благоприятне поєднання показників механічних властивостей металушвів при зварюванні сталей з міцністю 580 ... 700 МПа дозволяють отримувати порошкові прово-локи з сердечником рутілфлюоритного типу.

при зварюванні високоміцних сталей в сумішах на базі аргону (78% Ar+ 22% CO₂ або 75% Ar + 20% CO₂ + 5% O₂) використовують дрітмарки

Св-08ХН2ГМЮ, яка забезпечує високий рівень механічних властивостей і хладостійкість металу швів при зварюванні сталей з міцністю до 700 МПа.

Дроту зазначених марок рекомендуються і для зварювання кутових швів з катетом понад 15 мм. Для кутових швів з меншим катетом в більшості випадків використовують дріт марки Св-08Г2С. Цей дріт застосовують також при зварюванні низьковуглецевих бейнітно-мартенситних сталей з низьколегованими сталями підвищеної міцності 09Г2, 10Г2С1, 14Г2, 10ХСНД і 15ХСНД.

Флюси та зварювальні дроту.

При зварюванні низьколегованих високоміцних сталей широке застосовування на ходять низькокремнистий окислювальні флюси АН-17М і АН-43 (ГОСТ 9087-81), хімічний склад яких наведено в табл. 1.15.

Таблиця 1.15 Зміст зварювальних флюсів, %

Марка флюса	SiO ₂	Al ₂ O ₃	CaO	CaF ₂	MgO	MnO	Σ FeO	S	P
								не более	
АН-17М	18...22	24...29	14...18	21...25	8...12	≤ 3	2...5	0,05	0,05
АН-43	18...22	30...36	14...18	17...21	до 2	5...9	2...5	0,05	0,05

Флюси АН-17М і АН-43 призначені для зварювання вуглецевих, низько і середньолегованих сталей на постійному струмі. Оптиміальні зварювально-технологічні властивості флюсів зберігаються при струмі до 800 А. Флюси

АН-17М і АН-43 дозволяють отримувати наплавлений метал з вмістом дифузійного водню до 3 мл / 100 г металу.

Флюс АН-17М відрізняється значно меншим вмістом оксидів кремнію і марганцю в порівнянні з флюсами загального призначення

(наприклад, АН-348-А). Разом з тим наявність активних оксидів заліза забезпечує підвищені окислювальні властивості флюсів АН-17М і АН-43 в порівнянні з з-Вестн низькокремнистий флюсами, наприклад АН-22. Флюси містять оптимальну кількість марганцю, кремнію та легуючих елементів. Важлива особливість флюсу АН-17М, предопределяющая його переважне застосування при зварюванні відповідальних конструкцій з високоміцних сталей, - нижча (0,015 ... 0,018%) у порівнянні з флюсом АН-43 (0,022 ... 0,026%) концентрація фосфору в металі шва. Кількість кисню в металі шва становить 0,02 ... 0,04% при зварюванні під флюсом АН-17М і може досягати 0,06% при застосуванні флюсу АН-43. Вміст сірки в металі шва при використанні флюсу АН-43. Вміст сірки в металі шва при використанні обох флюсів зазвичай не більше 0,022%.

Флюси забезпечують хороше формування металу шва, легку відділень-лімость шлакової кірки навіть з глибокої оброблення, досить високу його стійкість до утворення пір. Порівняльні випробування показали, що по пос-Ледней з цих показників флюс АН-43 перевершує АН-348-А і в значительному міру - АН-22. У поєднанні з дротом Св-08ХН2ГМЮ (див. Табл.6) флюси АН-17М і АН-43 забезпечують достатні механічні властивості металу шва і наплавлений метал з досить низьким вмістом дифузійного водню, неметалевих включень, сірки і фосфору.

Для отримання більш високої морозостійкості швів віддай перевагу-гельнее застосування флюсу АН-17М (табл. 1.16).

Зварювальні матеріали.

Головна задача при виборі зварювальних матеріалів – мінімальна насиченість металу шва воднем, отримання металу шва з обмеженим вмістом С, S, P і неметалевих включень.

Електроди для ручного електродугового зварювання мають низьководневе фтористо-кальцієве покриття. Широко застосовують електроди марки АНП-2 типу Е70 за ГОСТ 9467-75. Зварювання виконують постійним струмом при зворотної полярності. Метал, наплавлений електродами, повинен відповідати наступному хімічному складу, %: С до 0,10; Mn 0,8...1,2; Si 0,2...0,4; Cr 0,6...1,0; Mo 0,2...0,4; Ni 1,3...1,8; S до 0,03; P до 0,03. Після прожарювання при 420...450 °С вміст водню у металі шва < 2 мл/100 г металу. Електроди марки АНП – 6 (з залізним порошком), тип Е70 (продуктивність в 1,6...1,8 разів вище ніж електродів АНП – 2).

Дріт для зварювання у вуглекислому газі й сумішах аргону з вуглекислим газом. При зварюванні у вуглекислому газі застосовують дріт марок Св-08Г2С, Св-10ХГ2СМА, Св-08ХН2Г2СМЮ (ГОСТ 2246-70), або порошковий дріт марок ПП – АН54, ПП – АН57.

Дріт марки Св-10ХГ2СМА забезпечує міцність металу шва до 680МПа й ударну в'язкість до 25 Дж/см² при температурі - 60 °С. Метал шва, виконаного дротом марки Св-08ХН2Г2СМЮ, має показники міцності до 850 МПа й КСУ до 40 Дж/см² при температурі -70 °С. Сприятливе сполучення показників механічних властивостей металу швів при зварюванні сталей з міцністю 580...700 МПа дозволяють одержувати порошкові дроти із сердечником рутилфлюоритного типу.

При зварюванні високоміцних сталей у сумішах на базі аргону (78 % Ar + 22 % CO₂ або 75 % Ar + 20 % CO₂ + 5% O₂) використовують дріт марки Св-08ХН2ГМЮ, що забезпечує високий рівень механічних властивостей і хлестійкість металу швів при зварюванні сталей з міцністю до 700 МПа.

Дроти зазначених марок рекомендуються й для зварювання кутових швів з катетом понад 15 мм. Для кутових швів з меншим катетом у більшості випадків використовують дріт марки Св-08Г2С. Цей дріт застосовують також при зварюванні низьковуглецевих бейнітно- мартенситних сталей з низьколегованими сталями підвищеної міцності 09Г2, 10Г2С1, 14Г2, 10ХСНД 15ХСНД.

Флюси й зварювальні дроти. При автоматичному зварюванні бейнітно-мартенситних сталей застосовують низькокремністі оксидні флюси АН-17 і АН - 43. Зварювання виконують дротами Св-08ХН2ГМЮ або Св-8ХН2Г2СМЮ на постійному струмі зворотної або прямої полярності. Це дозволяє одержувати наплавлений метал з досить низьким вмістом дифузійного водню, неметалевих включень, сірки і фосфора. Вміст дифузійного водню до 3 мл/100 г металу.

АН – 17: P = 0,015 – 0,018%; O₂ = 0,02 – 0,04%; S = 0,022%.

АН – 43: P = 0,022 – 0,026%; O₂ = 0,06%; S = 0,022%.

Зварювання покритими електродами

Зварювальний струм вибирають в залежності від марки й діаметра електрода; при цьому враховують положення шва в просторі, вид з'єднання й товщину металу, що зварюється. При виконанні багат шарових швів особливу увагу приділяють якісному виконанню першого шару в корені шва.

Багат шарові шви виконуються каскадним способом для забезпечення сприятливого теплового режиму зварного з'єднання. Не можливо залишати недодарені шви, обмежується ширина шва (2,5...3 d_{ел}). Перед зварюванням електроди прожарюють при 350...400°С одну годину.

Оброблення крайок заповнюють залежно від товщини металу кожним з відомих способів накладення швів. Послідовне накладення швів застосовують при зварюванні металу товщиною до 25 мм. Каскад і горку використовують при зварюванні металу більшої товщини. Вибір схеми заповнення оброблення кромки визначається необхідністю зберегти температуру підігріву металу в процесі зварювання.

Зварювання технологічних ділянок необхідно виконувати без перерв, не допускаючи охолодження зварного з'єднання нижче температури попереднього підігрівання й нагрівання його перед виконанням наступного проходу вище 200

°С. При багатопрохідному зварюванню попередній підігрів може використовуватися тільки при виконанні перших проходів.

Зварювання у захисних газах

Діаметр дротів суцільного перетину при зварюванні у вуглекислому газі й сумішах газів вибирають залежно від товщини металу, що зварюється, і просторового положення шва. Дротоми діаметром 1,0...1,4 мм зварюють з'єднання товщиною 3...8 мм, шви в різних просторових положеннях, а також кореневі шари багат шарових з'єднань. В інших випадках використовують дріт діаметром 1,6 мм. Зварювання в сумішах на основі аргону виконують дротом марки Св-08ХН2ГМЮ, при цьому практично відсутнє розбризкування, шви мають гарний зовнішній вигляд.

Зварювання під флюсом

Зварювання під флюсом виконують на постійному струмі зворотної полярності. Сила зварювального струму не перевищує 800А, напруга дугі до 40В, швидкість зварювання змінюють у діапазоні 13...30м/год. Одностороннє одностороннє зварювання застосовують для з'єднань товщиною до 8 мм і виконують на сталевій підкладці, що залишається, або флюсовій подушці.

Максимальна товщина з'єднань без оброблення зварювальних крайок, двусторонніми швами, не повинна перевищувати 20 мм. Для стикових з'єднань без скосу крайок (односторонніх і двосторонніх) використовують дріт марки Св-08ХН2М. Застосовувати більш легovanі дроти для таких з'єднань недоцільно, оскільки в цьому випадку шви мають зайво високу міцність.

Найбільш часто стикові з'єднання підготовляють зі скосом крайок. Зварювання корневих швів стикових з'єднань високоміцних сталей з V- або X-образним обробленням крайок звичайно виконують дротоми марок Св-08ГА або Св-10Г2. Заповнення розробок крайок здійснюється дротоми марок Св-08ХН2ГМЮ або Св-08ХН2ГСМЮ послідовним накладенням шарів.

При зварюванні високоміцних сталей із звичайними низьколегованими сталями застосовуються дроти Зв – 10Г2, Зв – 10ГА. Флюс прожарюється при $T = 450...500$ °С на протязі однієї години. Дріт очищується від забруднень.

Електрошлакове зварювання

При електрошлаковому зварюванню низьковуглецевих легованих сталей застосовують технологічні прийоми, що дозволяють підвищити швидкість охолодження зварного з'єднання, наприклад, супутнє додаткове охолодження зони зварювання. При цьому нижче повзуну устанавлюється спеціальний пристрій, що прохолоджує водою шов і зону термічного впливу і забезпечує одержання необхідної структури й механічних властивостей цієї ділянки зварного з'єднання.

Зберігання та використання зварювальних матеріалів

У зв'язку з негативним впливом водню на утворення тріщин в зварних з'єднаннях високоміцних сталей особливу увагу слід приділяти виконанню заходів, що обмежують його зміст в наплавленого металу.

Надійшли на підприємство зварювальні матеріали повинні зберігатися в сухих опалювальних приміщеннях (складах) при температурі не нижче 16 ° С і

відносній вологості не більше 60% на спеціальних стелажах. Їх необхідно містити окремо за видами, типами, марками і діаметрами, щоб можна було легко знайти необхідний матеріал.

При перевезенні зварювальних матеріалів з центрального складу необхідно дотримуватися умови, що забезпечують збереження їх якості (електроди необхідно перевозити в цілих пачках, порошковий дріт-у недоторканій тарі, флюс - в нерозпакованих мішках і т. д.). Умови зберігання зварювальних матеріалів в дільничних (цехових) складах повинні бути ті ж, що і в центральних.

Велике значення для отримання зварних з'єднань хорошої якості має правильна підготовка зварювальних матеріалів перед їх видачею безпосередньо у виробництво. Технологія підготовки зварювальних матеріалів залежить від їх виду. Електроди АНП-2 повинні піддаватися прожарюванню при $400 \dots 420 \text{ }^\circ\text{C}$ протягом 2 год. Для запобігання осипання покриттів електроди укладають в піч при температурі не вище $150 \text{ }^\circ\text{C}$. Після прожарювання електроди повинні охолонути з піччю до температури $100 \dots 150 \text{ }^\circ\text{C}$. Електроди УОНИ-13/45 вимагають прожарювання не менше 1 год при температурі $350 \dots 370 \text{ }^\circ\text{C}$.

Прожарювати електроди необхідно в спеціальних електропечах з автоматичним регулюванням температури. Прожарені електроди видають зварнику в кількості, необхідній для роботи протягом напівзміни. На робочому місці електроди зберігають в щільно закритій тарі без зіткнення з поверхнею металу. При зварюванні на відкритому повітрі електроди доцільно зберігати в спеціальних пеналах (рис.1.25), які дозволяють зберегти їх «гарячими».

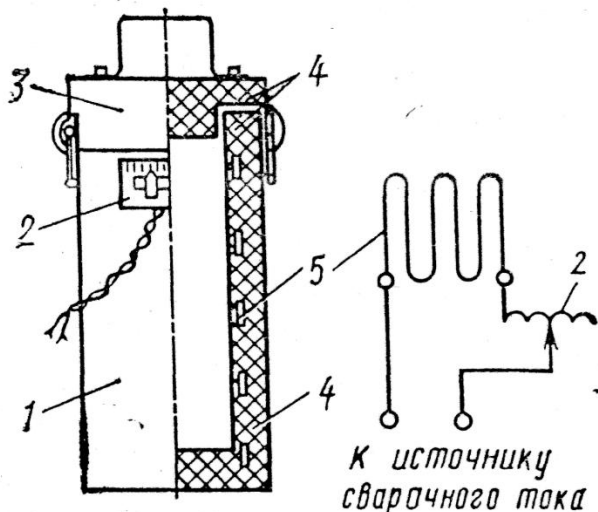


Рисунок 1.25- Схема пенала для зберігання електродів:

- 1 - корпус; 2 - терморегулятор; 3 - кришка; 4 - теплоізоляційний шар;
- 5 - нагрівальний елемент

Такі пенали можуть бути типу термоса, в якому теплоізоляція корпусу не дозволяє електродам швидко остигати, і пенали з підігрівом, здійснюються за допомогою нагрівальних елементів, вмонтованих в корпус пенала і живляться від джерела зварювального струму. Температура підігріву при цьому регулюється реостатом. Електроди в пеналах зберігають у вертикальному положенні.

ні. Місткість пеналів другого типу більше, так як підігрів може здійснюватися протягом робочої зміни.

Зварювальні флюси прожарюють при температурі 450. .. 500 ° С. Флюс засипають тонким шаром на листи електропечей. До місця зварювання прожарений флюс доставляють в закритій тарі. У разі тривалого зберігання флюсу в умовах, що призводять до сильного його зволоженню, температуру прожарювання необхідно збільшити до 550 ... 600 ° С.

Невикористані протягом робочого дня електроди і флюс слід здавати в комору і зберігати в спеціальних сушильних шафах при температурі плюс 60 ... 80⁰С або в герметичній тарі.

Зварювальний дріт суцільного перетину безпосередньо перед зварюванням повинний бути ретельно очищений хімічним або механічним шляхом від мастила, окалини, іржі та інших забруднень. При великій витраті зварювального дроту хімічний спосіб очищення застосовують шляхом травлення в слабкому розчині соляної кислоти з наступним промиванням содовим розчином і горячею водою і просушуванням на повітрі. Механічну очистку виконують на спеціальних верстатах шляхом протягування дроту через пристрої, заповнені абразивними компонентами (зварювальними флюсами, наждаком, цеглою і ін.). Механічне очищення вимагає попереднє прожарювання дроту (в мотку) при температурі 150 ... 200 ° С протягом 1,5 ... 2 год. Безпосередньо після очищення зварювальний дріт намотують в касети і доставляють до робочих місць.

Порошкові дроти перед використанням піддають прожарюванню при температурі 230 ... 250⁰С вродовж 2 ... 3 год для видалення вологи і залишків волочільної смазці. Для отримання щільних безпористих швів при зварюванні в СО₂ застосовують зварювальну вуглекислоту I і II сорту (ГОСТ 8050 -76), яка має точку роси нижче -34⁰С. У вуглекислому газі не повинно бути мінеральних мастил, гліцерину, сірководню, соляної, сірчаної та азотної кислоти, спиртів, ефірів, органічних кислот і аміаку. До складу домішок не повинна входити вода в кількості більше 0,05%, а в балоні не повинно бути більше 500г води у вільному стані, яка залишається після промивання балона. Вуглекислоту транспортують в рідкому стані в сталевих балонах або ізотермічних ємностях. Балони повинні відповідати вимогам ГОСТ. У балонах вуглекислота знаходиться під тиском до 60 МПа. У звичайному стандартному балоні місткістю 40 л заливають 25 кг рідкої вуглекислоти, при випаровуванні якої утворюється 12 600 л вуглекислого газу. При використанні харчової вуглекислоти необхідно вживати заходів для зниження вмісту водню в металі швів. Для видалення домішок повітря рекомендується випускати перші порції газу в атмосферу, а також воду після установки балона в перевернутому положенні (вентилем вниз), обережно відкриваючи вентиль. Після видалення води і забруднених обсягів газової фази харчова вуглекислота може бути використана для зварювання високоміцних сталей.

Подавати в зону зварювання вуглекислий газ слід обов'язково пропускати через прожарений осушувач. Тривалість використання осушувача залежить від інтенсивності завантаження зварювального поста або установки, однак по-

винна бути не довше 7 ... 10 днів. При зварюванні відповідальних конструкцій не рідше одного разу на зміну визначають точку роси, що дозволяє судити про вологість газу. Для зварювання високомісних сталей можна використовувати вуглекислий газ точка роси якого - 30 ° С і нижче.

Метод визначення точки роси обговорений ГОСТ 8050-76 на вуглекислий газ. Сутність його полягає в тому, що контрольований газ пропускають над штучно охолоджуваною дзеркальною поверхнею. При охолодженні до температури, відповідної насиченому станом випробуваного газу водяними парами, на цій поверхні починає конденсуватися волога. Заміряючи температуру дзеркальної поверхні в момент випадання роси, визначають вміст вологи в контрольованому газі.

Суміші газів отримують шляхом змішування окремих компонентів на постових або рампових змішувачах газів. У разі застосування рампових змішувачів суміш до напівавтоматів подається по загальному трубопроводу. В даний час освоєно серійне виготовлення змішувачів постових і рампових, а також автоматизованих установок, призначених для отримання двухкомпонентних газових сумішей. Змішування газів можна здійснити найпростішим методом за допомогою редукторів і витратомірів. Така схема отримання суміші не володіє достатньою надійністю підтримки постійного складу суміші газів в процесі зварювання. Чітко організована система отримання, зберігання і та підготовки зварювальних матеріалів сприяє підвищенню якості зварювальних робіт і надійності конструкцій

ГЛАВА 2 -ЗВАРЮВАННЯ ТЕПЛОСТІЙКИХ (ЖАРОМІЦНИХ ПЕРЛІТНИХ) СТАЛЕЙ СКЛАД, ВЛАСТИВОСТІ І ОСОБЛИВОСТІ ЛЕГУВАННЯ ТЕПЛОСТІЙКИХ СТАЛЕЙ

Теплостійкими прийнято називати сталі, що працюють при підвищених температурах (до 500...580°C). Сталі, що працюють при температурі вище 550°C, прийнято називати жароміцними. Розподіл це є умовним, тому що деякі марки сталі можуть використовуватися як при підвищених температурах, так і при температурі, близької до кімнатної.

До теплостійких перлітних сталей відносяться низьколеговані хромомолібденові сталі (12МХ), (12ХМ), (15ХМ) призначені для роботи при 450 ... 550°C і хромомолібденованадієві: 12Х1МФ (ГОСТ 5520-79), 20ХМФЛ, 15Х1М1ФЛ, призначені для роботи при 550 ... 600 °С і ін.

Жароміцні перлітні сталі використовують в енергетичному, хімічному і нафтохімічному машинобудуванні. Так, наприклад, ливарні сталі 20ХМФЛ і 15Х1М1ФЛ застосовують для виливки корпусів турбін і запірної арматур, а деформуємі сталі 12МХ, 15ХМ, 12Х1МФ, 15Х1М1Ф, 12Х2МФСР для виготовлення корпусів апаратів, паропроводів, технологічних трубопроводів і поверхонь нагрівання котлів.

Марочний хімічний склад деяких теплостійких сталей, застосовуваних у нашій країні, наведений у табл. 2.1.

Марочный химический состав используемых сталей [5, 46, 53, 86, 89]

Марка или тип стали	Содержание элементов, %								
	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	V
12ХМ	0,09–0,16	0,15–0,30	0,4–0,7	≤ 0,04	≤ 0,04	0,4–0,6	–	0,4–0,6	–
15ХМ	0,10–0,18	0,17–0,37	0,4–0,7	≤ 0,03	≤ 0,035	0,8–1,1	–	0,4–0,6	–
10Х2М	0,09	0,26	0,51	0,013	0,010	2,36	–	0,73	–
12Х2М1Л	0,14	0,27	0,54	0,015	0,010	2,32	–	1,07	–
12Х1МФ	0,08–0,15	0,17–0,37	0,4–0,7	≤ 0,025	≤ 0,030	0,9–1,2	–	0,25–0,35	0,15–0,30
15ХМ1Ф	0,10–0,17	0,15–0,35	0,4–0,7	≤ 0,030	≤ 0,030	1,1–1,4	–	0,9–1,1	0,20–0,35
12Х2МФ	0,13	0,27	0,48	0,014	0,012	2,2	–	0,71	0,28
15Х2МФ	0,17	0,25	0,52	0,015	0,011	2,8	–	0,68	0,31
10ХН1М	0,10	0,30	0,41	0,03	0,013	0,82	1,14	0,48	–
15Х2НМФ	0,16	0,32	0,47	0,023	0,010	1,89	1,36	0,66	0,06
08Х13	0,08	0,60	0,60	≤ 0,025	≤ 0,03	12–14	0,6	–	–
05Х12Н2М	0,04	0,17	0,60	0,012	0,013	12,37	1,77	0,86	–

Таблица 2.2—Граница тривалої міцності жароміцних сталей при різних температурах

Марка стали	Предел длительной прочности, МПа, при температуре, °С					
	450	500	550	565	580	600
15ХМ	265	137	63	–	–	–
12Х1МФ	–	157	88	78	59	–
15Х1М1Ф	–	186	108	88	68	–
12Х2МФСР	–	–	–	–	88	68

При зварюванні відповідно до умов тривалої роботи під напруженням при високих температурах сталі повинні мати опір повзучості, тривалої міцності, стабільності властивостей у часі й жаростійкістю. Ці властивості з урахуванням необхідної технологічності сталей при зварюванні забезпечують введенням 0,5...2,0 % Cr; 0,2...1,0%Mo; 0,1...0,3 % V, а також у деяких випадках невеликих добавок рідкоземельних елементів і В.

Легування Cr підвищує жаростійкість сталей при температурі вище 450 °С, а разом з Mo підвищує тривалу міцність і опір повзучості, за рахунок утворень

зміцнюючої метал фази Лавеса Fe_2Mo . Ванадій разом з вуглецем забезпечує зміцнення сталі високодисперсними карбідами (табл. 2.2).

По ступені легування до теплостійких сталей відносяться низько- і середньолеговані сталі, а також 5...3 %-ні хромисті мартенситні й мартенситно-феритні сталі з температурою експлуатації до 500...550 °С.

Особливості легування теплостійких сталей полягають у наступному. Для підвищення тривалої міцності використовують два види структурного зміцнення: 1) утворення твердого розчину із введенням елементів, що підвищують температуру рекристалізації й знижують інтенсивність дифузійних процесів у сплаві; 2) одержання високодисперсної суміші фаз шляхом загартування сталі й наступного відпуску. Для першого виду структурного зміцнення звичайно використовують хром, молібден і вольфрам. Для другого виду структурного зміцнення використовують карбіди ванадію, ніобію й титану.

У процесі експлуатації відбувається зміна структурних складових, що приводить до зміни жароміцності. Для тривалої служби, як правило, використовують низькозміцнені сталі, що мають у вихідному стані більш низьку жароміцність, але значно більш стійку структуру. Для зварних конструкцій більш кращим є перший шлях структурного зміцнення. Це пояснюється тим, що тверді розчини заміщення дозволяють одержати менш міцний і більш пластичний метал у зоні термічного впливу при зварюванні в порівнянні з карбідним зміцненням. Хромомолібденові теплостійкі сталі є більш кращими для зварних конструкцій, тому що вони мають більшу структурну стабільність у процесі тривалих витримок при високих температурах. Тому основними легуючими елементами в теплостійких сталях є хром і молібден. Легування теплостійких сталей і металу шва хромом (0,5 % і вище) запобігає графітизації сталі й металу шва в процесі експлуатації при температурі 400° С і вище. Крім цього, зі збільшенням вмісту хрому збільшується опірність металу корозійним ушкодженням у середовищах. Хром впливає на тривалу міцність сталі. Перший максимум тривалої міцності сталі вміщуючої 0,5 % молібдена, при температурі 538° С спостерігається при вмісту хрому в межах 1,0...1,4%. Підвищення вмісту хрому до 5...6 % приводить до деякого зниження тривалої міцності. Підвищення вмісту хрому до 9...12% знову приводить до підвищення тривалої міцності сталі. Такий вплив хрому на тривалу міцність сталі не знаходить належного пояснення в літературі. Проте, у сталей, що мають α – гратку заліза, 9...12 %-ні хромисті сталі мають найбільш високу тривалу міцність.

Молібден широко застосовується для легування теплостійких сталей і легування металу шва. Найбільш різке підвищення опору повзучості сталі й металу шва забезпечується добавкою 0,5...1,0 % молібдену. Молібден підвищує температуру рекристалізації заліза, що сприяє підвищенню його міцності при підвищених температурах. У цей час експериментально доведено, що в процесі експлуатації молібден утворює із залізом фазу Лавеса Fe_2Mo , що утворюється в процесі тривалої витримки металу при температурі 450...600° С. Утворення фази Fe_2Mo підвищує міцність сталі при підвищеній температурі по механізму дисперсійного твердіння. Вплив часток другої фази в цей час поясню-

ється дислокаційною теорією. Відповідно до теорії дислокації, частки другої фази є перешкодою для пересування дислокацій. Зміцнення сплаву тим вище, чим менше відстані, на які може переміститися дислокація. Тому дисперсність другої фази оказує прямий вплив на міцність сталі.

Виділення часток другої фази позначається не тільки на підвищенні міцності сталі, але також і на зміні пластичності. Форма виділень - глобулярна або пластинчаста приводить до різних характеристик пластичності. Частки другої фази із глобулярною формою дозволяють одержати метал з більш високими пластичними властивостями. Крім цього, молібден при підвищених температурах утворює спеціальні карбіди, що також сприяє підвищенню тривалої міцності.

Уведення молібдену в сталь і в метал шва в кількості від 0,4 до 1,3 % дозволяє забезпечити задовільну тривалу міцність при температурі до 500...600° С.

Для одержання другого виду структурного зміцнення в сталь вводяться карбідоутворюючі елементи ванадій і ніобій і відповідна кількість вуглецю. Титан для цієї мети використовується значно рідше. Позитивний вплив на жароміцність ванадій і ніобій оказують тоді, коли вони знаходяться в сталі у вигляді високодисперсних карбідів. Якщо ці елементи в сталі перебувають у твердому розчині α -заліза, то вони оказують слабке позитивне або навіть слабкий негативний вплив на її жароміцність. Тому для одержання максимальної тривалої міцності теплостійкі сталі з карбідним зміцненням піддають повній термічній обробці: загартуванню на мартенсит і високий відпуск. У процесі відпуску ванадій і ніобій утворюють міцні високодисперсні карбіди VC і NbC, що й забезпечує високу тривалу міцність сталі при експлуатації. Однак у процесі експлуатації протягом тривалого часу при температурі 550...600°С карбіди ванадію й ніобію коагулюють і здебільшого формуються по границях зерен, що приводить до зниження жароміцності сталі й металу шва й руйнуванню по границях зерен. Цим і пояснюється перегин на кривих тривалої міцності хромомолібденованадієвих сталей.

Для підвищення окалиностійкості в теплостійкі сталі й у метал шва іноді вводять підвищений вміст кремнію. Кремній впливає на їхню тривалу міцність.

Марганець як легуючий елемент не застосовують для легування теплостійких сталей, що працюють при температурі понад 350°С, тому що збільшення вмісту марганцю понад 0,8...1,0 % приводить до збільшення схильності сталі, а також металу шва до теплової крихкості в процесі експлуатації при температурі 100° С и вище. Однак для сталей, що працюють при температурі до 350°С, марганець застосовується як легуючий елемент. Зі збільшенням вмісту марганцю в цих сталях збільшуються міцні властивості (границя текучості й межа міцності) і знижується критична температура крихкості. Крім цього, марганець використовується як елемент, що зменшує шкідливий вплив сірки. Тому марганець у кількості до 1,0...1,5% вводять іноді в метал шва й теплостійкі сталі, які працюють при температурі до 350°С.

Слід зазначити, що міцність конструкцій, що працюють при температурі до 350°С, в основному розраховується по границі текучості, а міцність конст-

рукцій, що працюють при температурі 400°C и вище, - по межі тривалої міцності й повзучості. Цим і пояснюється можливість легування марганцем теплостійких сталей і металу шва в одних випадках і неприпустимість легування в інших.

Нікель також не рекомендується застосовувати як легуючий елемент у теплостійких сталях, що працюють при температурі вище 350°C, тому що зі збільшенням вмісту нікелю трохи зменшується тривала міцність сталі й металу шва. Це пояснюється тим, що нікель також утворює фазу Лавеса з молібденом Ni_3Mo , що виникає при більш низькій температурі (400...500°C), чим фаза Fe_2Mo . Цим користуються для часткового підвищення міцності мартенситно-старіючих сталей, уводячи в них певну кількість молібдену.

Тому введення нікелю в сталь якби зменшує концентрацію молібдену у твердому розчині α -заліза і тим самим знижує ефективність впливу молібдену на її тривалу міцність. Крім цього, із збільшенням нікелю трохи збільшується схильність сталі до радіаційного окрихчання.

Однак для теплостійких сталей, що працюють при температурі до 350° С, де не потрібна підвищена тривала міцність, нікель використовується як легуючий елемент. Із введенням нікелю в сталь і в метал шва значно підвищується опірність зварних конструкцій крихкому руйнуванню при низьких температурах (близьких до кімнатного), тому що зі збільшенням вмісту нікелю знижується критична температура крихкості. Тому в метал шва й основний метал для підвищення опірності крихким а також жароміцності сталі і металу шва. Тому, хоча нікель і знижує трохи тривалу міцність, його вводять в 12 %-ні хромисті мартенситні й мартенситно - феритні сталі й у метал шва.

При зварюванні теплостійких сталей найбільш важким є запобігання утворення холодних тріщин у металі шва й околосшовній зоні. Саме для запобігання утворення холодних тріщин і виконують зварювання цих сталей з високою температурою підігріву до 200...400°C і виконують їхню термообробку безпосередньо після зварювання (не охолоджуючи до кімнатної температури) або не пізніше 72 год після її закінчення.

Іншим важливим завданням при зварюванні цих сталей є забезпечення властивостей зварних з'єднань, близьких або рівних однойменним властивостям основного металу. Іншими словами зварні з'єднання повинні бути рівномірними з основним металом по звичайних характеристиках міцності, по тривалій міцності й пластичності, по опірності тепловому й радіаційному окрихчванню, по опірності корозійним ушкодженням і іншим властивостям. Обидві ці завдання вирішуються за рахунок вибору або розробки технології зварювання, зварювальних матеріалів і наступної термічної обробки зварних з'єднань.

Більша частина холодних тріщин у зварних з'єднань утворюються через якийсь час після закінчення зварювання. Це дало деяким дослідникам підставу вважати, що всі холодні тріщини мають характер уповільненого руйнування.

Однак значна частина холодних тріщин утворюються відразу після охолодження зварного з'єднання. Холодні тріщини, що утворились відразу після охолодження зварного з'єднання до навколишньої температури, за своїм харак-

тером не є уповільненим руйнуванням. Проведені дослідження показали, що середньолеговані сталі із вмістом вуглецю до 0,20...0,25 % не схильні до уповільненого руйнування при зварюванні шляхом випробування по методу ЛТП-2 на установці ЛТП2-5. Так для сталі марки 15Х2МФА, дослідженої на уповільнене руйнування по методу ЛТПЗ-6 (швидкість охолодження 50...120°/с; структура - 90 % мартенситу й 10 - 5 % бейніта; твердість - 470 - 490 НВ), показник опірності утворенню холодних тріщин G_p досить високий і перевищує 1800 МПа, що приблизно в 4 рази вище границі текучості цієї сталі. Із цього також виходить, що зварювання цієї сталі можна виконувати зі швидкістю охолодження до 120°/с, тобто без підігріву, не побоюючись утворення холодних тріщин. Однак для запобігання утворення холодних тріщин зварювання конструкцій зі сталі марки 15Х2МФА виконують з температурою супутнього підігріву до 300...350 °С і відразу після зварювання виконують високий відпуск. Це указує на те, що холодні тріщини при зварюванні сталі 15Х2МФА утворюються (зароджуються) не по механізму уповільненого руйнування, а інакше.

Однієї з основних причин складності й трудомісткості технології зварювання теплостійких сталей є підвищена схильність металу зони термічного впливу і металу шва к хладноламкості. Це пояснюється специфікою легування теплостійких сталей. Легуючі елементи по-різному впливають на критичну температуру крихкості металу шва й ЗТВ. Для орієнтовної оцінки впливу легуючих елементів на зсув критичної температури крихкості T_{r15} визначеної при випробуванні зразків Шарпі з гострим надрізом по роботі руйнування, рівної 20,4 Дж, можна скористатися даними, наведеними в табл. 2.3.

Таблиця 2.3 -Зсув критичної температури крихкості T_{r15} при збільшенні вмісту легуючого елемента на 0,1%.

Легуючий елемент	$\Delta T_{r15}, ^\circ\text{C}$	Пределы легирования, %	Легуючий элемент	$\Delta T_{r15}, ^\circ\text{C}$	Пределы легирования, %
C	+14,7	0—0,40	Ni	-3,9	0—0,4
Mn	-5,6	0,3—1,5		0,4—3,0	
Si	0	0,1—0,6	Cr	0	0—0,5
	+7,2	0,6—1,8		+11,1	Более 0,5
P	+56	0—0,2	Mo	+19,5	0—0,18
S	0	0—0,05	Al	0	0—0,10
Cu	0	0—0,7	Ti	-4,4	0—0,40
	+3,9	0,7—2,0			
B	+278	0—0,0044	V	+33,4	0—0,14

Як видно з табл. 2.3, зі збільшенням у металі хрому, молібдена й ванадію критична температура крихкості значно підвищується, у той час як зі збільшенням у металі вмісту нікелю й марганцю критична температура крихкості знижується. Тому метал шва й ЗТВ теплостійких сталей, легованих хромом, молібденом і ванадієм, має більш високу критичну температуру крихкості, тобто проявляє більшу схильність до хладноламкості, чим метал шва і ЗТВ інших низько- і середньолегованих сталей, легованих нікелем і марганцем. Критична температура крихкості метала зони термічного впливу й металу шва, значно перевищує кімнатну, і наявність конструктивних і технологічних концентраторів деформацій і напружень створюють умови, найбільш сприятливі для утворення холодних тріщин.

Другою причиною схильності зварних з'єднань теплостійких сталей до утворення холодних тріщин є підвищений вміст водню в металі шва, що донедавна не обмежували. Введення дифузійного водню в ЗТВ і метал шва в кількості вище критичного значення приводить до появи схильності зварних з'єднань із цих сталей до уповільненого руйнування.

У цей час приділяється значно більша увага ролі водню в утворенні холодних тріщин при зварюванні теплостійких сталей. Зниження рівня дифузійного водню в металі шва дозволяє значно підвищити опірність зварних з'єднань утворенню холодних тріщин і знизити температуру супутнього підігріву при зварюванні теплостійких сталей.

Третьою причиною складності й трудомісткості технології зварювання теплостійких сталей є великі розміри зварних вузлів і конструкцій і товщина елементів, що зварюються, (до 200 мм). Спроба оцінити опірність утворенню холодних тріщин по різних методикам, у яких використовуються невеликі по розмірах і товщині зварювальних елементів зразки, не дають позитивних результатів і не дозволяють прогнозувати відсутність холодних тріщин у реальних великогабаритних товстостінних конструкціях. Так, у роботі відзначається, що показник опірності тріщинам не може бути безпосередньо застосований для оцінки стійкості зварних з'єднань конструкцій проти тріщин, тому що він характеризує тільки технологічну міцність матеріалів в умовах зварювання. Це пояснюється тим, що при використанні невеликих по розмірах зразків, що імітують ті або інші умови зварювання, не представляється можливим урахувати все різноманіття умов багатопоходного зварювання реальних великогабаритних товстостінних зварних конструкцій. Все різноманіття умов багатопоходного зварювання можна змоделювати тільки шляхом зварювання більш жорстких проб натуральної товщини, що найбільш близько відповідають умовам зварювання реальних конструкцій

Холодна тріщина за своїм характером є крихким руйнуванням. Це дає підставу думати, що при підвищенні опірності зварних з'єднань крихкому руйнуванню підвищиться також опірність їхньому утворенню холодних тріщин і що при перекладі зварних з'єднань у в'язкий стан, при якому запобігає їхнє крихке руйнування, усувається також можливість утворення холодних тріщин у металі шва й ЗТВ. Тому при оцінці опірності металу шва й ЗТВ крихкому руй-

нуванню для умов зварювання найбільш доцільно використовувати такі критерії крихкого руйнування, які можна застосувати при розробки технології зварювання і які можливо регулювати і контролювати при зварюванні.

Існуюча технологія зварювання й зварювальні матеріали забезпечують необхідну стійкість металу шва проти утворення гарячих тріщин і необхідні характеристики зварного з'єднання, але не виключають схильності зварних з'єднань до утворення холодних тріщин і розміцнення металу в зоні термічного впливу зварювання.

Холодні тріщини можуть виникати в процесі зварювання або безпосередньо після її закінчення в результаті утворення троостита й мартенситу в ділянках околешовної зони, нагрітих вище температури A_{c3} під впливом водню й дією напружень, викликаних нерівномірним нагріванням і структурними перетвореннями.

У зв'язку з тим що розчинність дифузійно-рухливого водню при нормальній температурі в низьколегованих сталях мала, тиск його в несплошностях жароміцної перлітної сталі може досягати 0,0981 МПа, що може привести до утворення мікротріщин (флокенів) в окрихчуваних ділянках зварного з'єднання. У зв'язку із цим для зварювання рекомендують використовувати низьководневі зварювальні матеріали (електроди з основним покриттям, осушені захисні гази, прожарені флюси).

Вплив напружень на утворення тріщин залежить від жорсткості зварної конструкції, що пов'язана з товщиною зварювальних елементів. Це необхідно враховувати при виборі методів запобігання утворення холодних тріщин.

Одним з найбільш надійних засобів запобігання виникнення холодних тріщин є супутній місцевий або загальний підігрів виробу. Підігрів зменшує різницю температур металу в зоні зварювання, внаслідок чого піки цих напружень в околешовних ділянках металу згладжуються, і запобігає перетворенню аустеніту в мартенсит. Підвищення температури металу сприяє збільшенню дифузійної рухливості водню й видаленню його зі зварного з'єднання, а також підвищує пластичність і деформаційну здатність металу. Однак при зварюванні теплостійких сталей необхідно обмежувати не тільки нижню, але й верхню межу температур підігріву, тому що при розпаді аустеніту у високотемпературній області утвориться груба феритно-перлітна структура зі зниженою межею тривалої міцності й низькою ударною в'язкістю.

У деяких випадках необхідна витримка зварних з'єднань після закінчення зварювання при 150 ... 200 °С на протязі декількох годин для завершення перетворення залишкового аустеніту й евакуації водню.

Термічна обробка сталей у стані поставки (нормалізація або загартування з наступним відпуском) ускладнює зварювання у зв'язку з виникненням у зонах термічного впливу ділянок розміцнення, нагрітих до температур A_{c3} або температури відпуску сталі. Розміцнення металу околешовної зони можна усунути нормалізацією з наступним відпуском. Однак місцева високотемпературна термічна обробка зварних з'єднань приводить до розміцнення прилеглих ділянок металу, а термічна обробка всієї зварної конструкції часто утруднена.

Особливості зварюваності теплостійких сталей

При зварюванні сталей плавленням у металі зварного з'єднання відбувається ряд процесів: нагрівання, плавлення, кристалізація, фазові перетворення, структурні зміни, пружна і пластична деформація, дифузія елементів і ін. Ці процеси приводять до одержання зварного з'єднання, у той або іншій ступені відрізняючого від основного металу по механічних властивостях, хімічному складу, структурі, по опірності крихкому руйнуванню, корозійній стійкості й іншим властивостям.

Під зварюваністю звичайно розуміють опірність металу шва й околовшовної зони утворенню тріщин і ступінь відповідності властивостей зварних з'єднань властивостям основного металу. Найбільш складним завданням при зварюванні середньолегованих теплостійких сталей є забезпечення відсутності холодних тріщин у зварних з'єднань. Під холодними тріщинами прийнято розуміти тріщини, що утворюються у зварних з'єднань при температурі нижче 200 °С як у процесі зварювання, так і протягом деякого часу після зварювання. Сформульована умова відсутності холодних тріщин при зварюванні. Холодні тріщини у зварних з'єднань відсутні, якщо

$$V_{\text{охл}} \leq V_{\text{д}}, \quad (2.1)$$

де $V_{\text{охл}}$ - швидкість охолодження металу шва або ЗТВ в інтервалі температур мінімальної стійкості аустеніту, °/с;

$V_{\text{д}}$ - допустима швидкість охолодження, °/с.

Швидкість охолодження при зварюванні визначає структуру металу зони термічного впливу й шва й тому оказує великий вплив на опірність їхньому утворенню холодних тріщин. Припустима швидкість охолодження встановлюється за даними зварювання жорстких проб, що найкраще відтворюють тип з'єднань і рівень напружень у даної зварної конструкції. У багатьох випадках умова (2.1) забезпечує відсутність холодних тріщин у зварних з'єднань. Однак експериментальні данні показують, що швидкість охолодження при зварюванні не є єдиним чинником, що визначає опірність металу шва й ЗТВ утворенню холодних тріщин.

У роботі показано, що на утворення холодних тріщин при зварюванні леггованих сталей впливають три фактори: структурний, водневий і силовий.

Однак це не всі фактори, що впливають на утворення холодних тріщин при зварюванні. Як показує багаторічний досвід по зварюванню реальних конструкцій на опірність утворенню холодних тріщин великий вплив оказує температурний і масштабний фактори.

Часто температуру підігріву розглядають тільки як один зі способів зміни швидкості охолодження при зварюванні. Однак вона оказує значно більший вплив на опірність зварних з'єднань утворенню холодних тріщин і її потрібно розглядати як самостійний фактор.

Не завжди враховується масштабний фактор, який в основному залежить від товщини зварювальних елементів, яка при зварюванні теплостійких сталей може змінюватися від 2 до 200 мм.

Таким чином, на опірність зварних з'єднань утворенню холодних тріщин впливають п'ять факторів: структурний, водневий, силовий, температурний і масштабний. В умовах зварювання всі ці п'ять факторів діють одночасно.

Вплив термічного циклу зварювання на зварюваність

При дуговому зварюванні термічний никл відрізняється швидким нагріванням і більш повільним охолодженням, що представляє характерну особливість теплової дії зварювального процесу на основний метал і на попередні шари металу шва. Термічний цикл на різних відстанях від джерела тепла неоднакове, тому зварне з'єднання являє собою агрегат з неоднорідною структурою й неоднорідними властивостями як в околосшовній зоні, так і у металі шва.

Зона термічного впливу поліпшуємих сталей, має ряд структурних ділянок: ділянка оплавлення; ділянка крупного зерна (ділянка перегріву); ділянка повної перекристалізації; ділянка неповної перекристалізації; ділянка високого відпуску.

Для імітації різних ділянок ЗТВ заготовки і з основного металу оброблялися термічним циклом зварювання з нагріванням до різної температури і потім проохолоджувалися на повітрі. Для імітації ділянки оплавлення заготовки наплавлялися в аргоні із присадкою прутків з основного металу. Потім із цих заготовок виготовлялися зразки й випробовувалися через 20...30 сут (табл. 2.4 і рис. 2.2, 2.2).

Таблиця 2.4 - Властивості основного металу в різних ділянках ЗТВ для сталі марок 12Х1МФ і 15Х2МФ

Марка стале	Температура нагрева, °С	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ	$s_{к'}$ МПа	P_{max} кН	$A_{z, т'}$ Дж	$A_{p, т'}$ Дж/см ²	Срыв, %	Во- локно в из- ломе, %
		МПа		%							
12X1МФ	Без нагрєва	653	486	21,7	57,3	1060	13,3	6,7	25	0	100
	900	730	532	11,2	48,2	1150	12,5	5,8	22	0	100
	1100	790	596	9,3	45,7	1276	18,7	5,3	—	100	0
	1300	742	546	8,6	42,8	1085	18,6	6,5	—	100	0
	1400—1500	817	605	10,6	39,8	1211	16,8	3,6	2 *	100	0
	Наплавка в аргоне	794	648	16,1	54,1	1324	17,8	7,1	3	100	0
15X2МФ	Без нагрєва	690	577	20,9	74,6	1467	17,5	29,5	99	0	100
	1100	1217	907	15,6	53,9	1992	25,2	8,3	—	100	0
	1300	1164	882	17,2	55,8	1983	24,8	8,6	—	100	0
	1400—1500	1148	899	7,8	20,1	1420	191,0	0,9	3,2 *	100	0
	Наплавка в аргоне	1047	862	10,6	34,3	1414	19,3	1,3	3,5 *	100	0

* Определено дополнительно на образцах с усталостной трещиной.

Як видно з табл. 13 і рис. 2.1, 2.2, властивості металу в різних ділянках ЗТВ значно відрізняються від вихідних властивостей основного металу. Найбільш крихкими ділянками ЗТВ є ділянки оплавлення й перегріву. Так, для ділянки перегріву ЗТВ сталі 15X2МФ опірність зародженню тріщини зменшувалася з 29,5 до 0,9 Дж, тобто приблизно в 32 рази, а опірність поширенню тріщини - з 99 до 3,2 Дж/см², тобто в 30 разів у порівнянні з вихідними властивостями основного металу.

Робота поширення тріщини $A_{p,т}$ для цієї ділянки ЗТВ при повністю кристалічному зламі визначалася на зразках з утомленою тріщиною. На ділянках перегріву й оплавлення також спостерігається значне зниження пластичних властивостей металу й підвищення міцних.

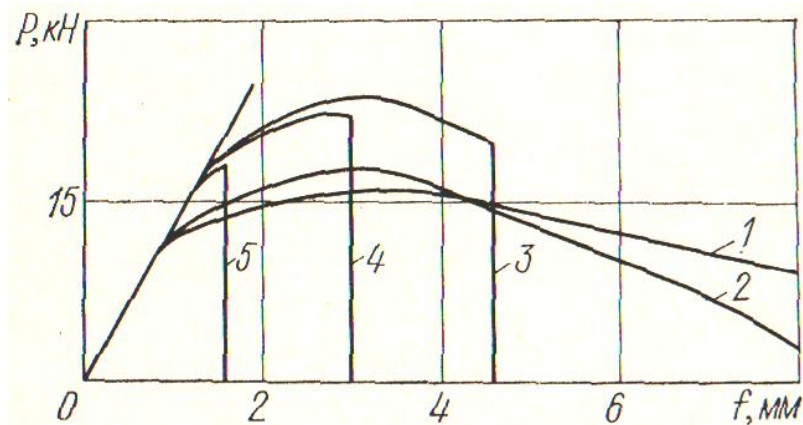


Рисунок 2.1 - Вид діаграми статичного вигину зразків зі сталі 1Х2М у залежності від температури нагрівання при імітованому зварювальному циклі:
 1 - без нагрівання; 2 - нагрівання до 900 °С; 3 - нагрівання до 1100°С;
 4 - нагрівання до 1300°С; 5 - нагрівання до 1500°С

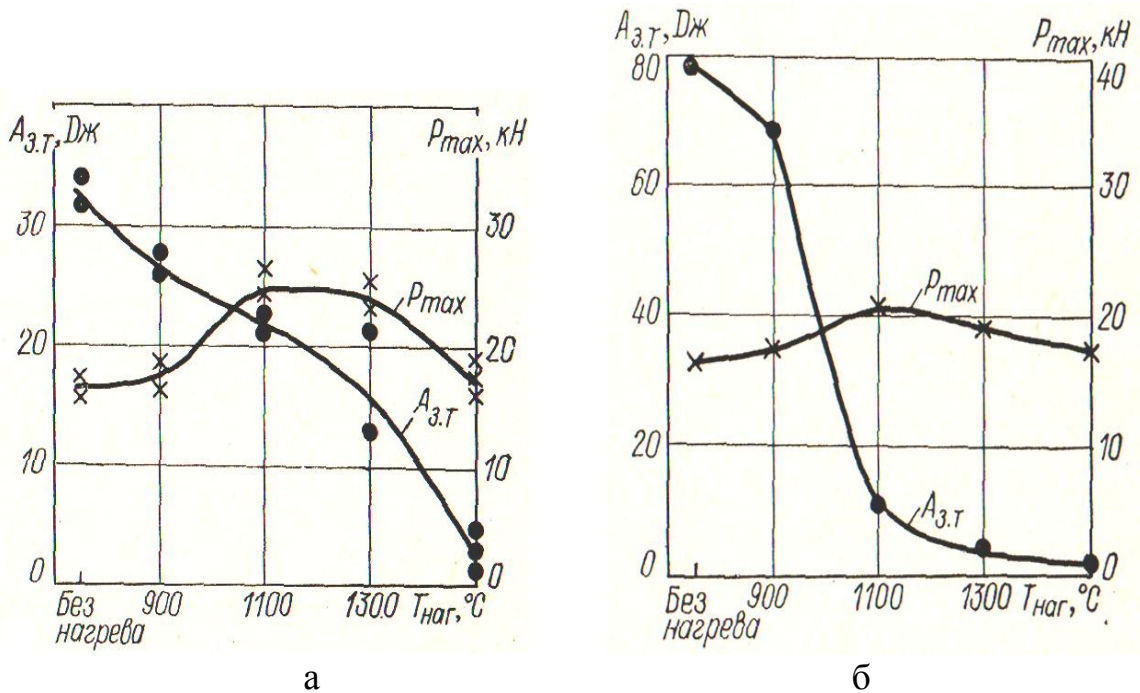


Рисунок 2.2 - Вплив температури нагрівання при імітованому зварювальному циклі на роботу зародження тріщини $A_{з.т}$ і максимальне руйнівне навантаження P_{max} : а- для сталі 1Х2М; б - для сталі 10Х2М1ФБ

Тривалість перебування металу ЗТВ вище точки A_{C1} приводить до збільшення росту зерна і, як наслідок цього, до зменшення опірності утворенню холодних тріщин. Так, на рис. 2.3 показано, що збільшення тривалості витримки при температурі 1400...1500°С приводить до значного зниження роботи зародження тріщини. Швидкість охолодження при зварюванні в температурному інтервалі мінімальної стійкості аустеніту визначає характер фазових перетворень і структуру металу шва й зони термічного впливу.

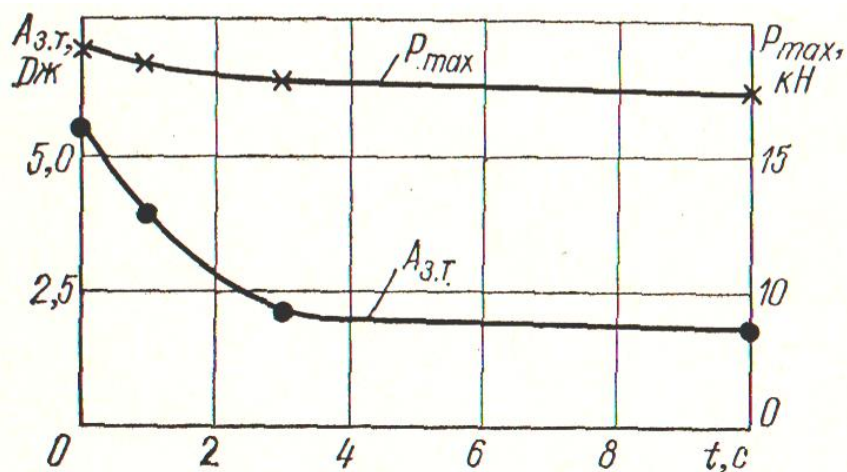


Рисунок 2.3 - Вплив часу витримки при 1400...1500 °С на $A_{3,T}$ і P_{max} при обробці ТЦЗ сталі 1Х2М (випробувано при 20°С через 1...2 години після обробки)

Для дослідження фазових перетворень і змін структури металу ЗТВ залежно від швидкості охолодження будуються термокінетичні діаграми перетворення аустеніту. Так, для сталі 12Х1МФ (рис. 2.4) зміна швидкості охолодження від 0,2 до 50°/с приводить до зміни структури від феритно-перлітної до повністю мартенситної.

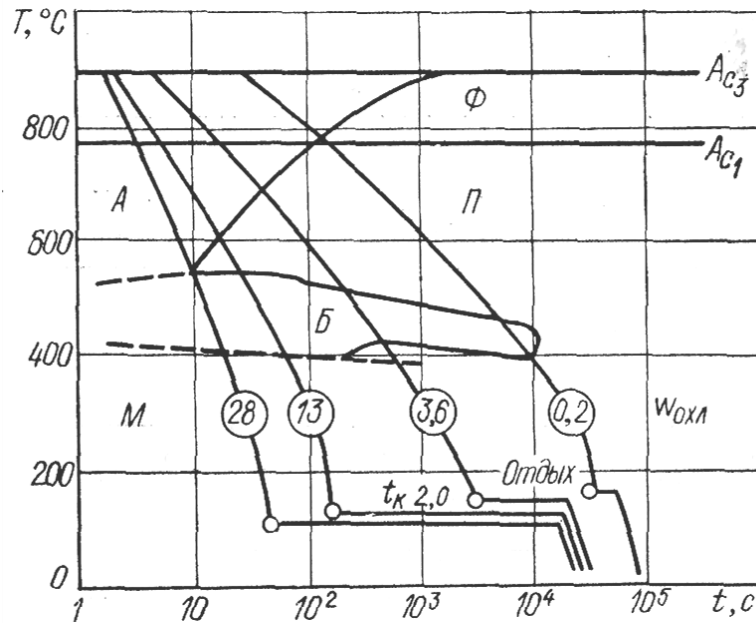


Рисунок 2.4 - Термокінетична діаграма перетворення аустеніта для сталі 12Х1МФ

В процесі охолодження фазові перетворення при зварюванні теплостійких сталей із вмістом вуглецю до 0,20 % закінчуються при температурі 250...400°С.

На підставі проведених досліджень сформульовані поняття "оптимальна швидкість охолодження" і "допустима швидкість охолодження". При малій швидкості охолодження в ЗТВ спостерігається значний ріст зерна й у структурі з'являється ферит, що приводить до збільшення крихкості металу ЗТВ при відносно невисокій його твердості. При великій швидкості охолодження структура металу ЗТВ і шва виходить мартенситної, що також приводить до зниження пластичних властивостей. Тому існує інтервал оптимальної швидкості охолодження, у якому забезпечуються оптимальні механічні властивості металу ЗТВ і шва.

Значення оптимальної й допустимої швидкостей охолодження для деяких марок сталі наведені в табл.2.5, з якої видно, що для теплостійких сталей оптимальна швидкість охолодження лежить у межах від 0,8...2 до 4...25 °/с залежно від марки сталі.

Таблиця 2.5 Значення оптимальної і припустимої швидкостей

охолодження

За рубежем у якості параметра термічного циклу зварювання використовується не швидкість охолодження, а час охолодження в інтервалі температур від 800 до 500°C. Для оцінки властивостей металу ЗТВ використовуються 4 стандартних режими охолодження, рівними 15, 30, 60 і 120с, і відповідно зі швидкістю охолодження, рівної 20, 10, 5 і 2,5 °/с у температурному інтервалі від 800 до 500°C. Ці стандартні режими охолодження збігаються з інтервалом оптимальних швидкостей охолодження.

Ширина зони термічного впливу, а також ширина окремих ділянок ЗТВ, в основному, залежить від погонної енергії при зварюванні. При зварюванні термозміцнених сталей у зварному з'єднанні є так званий "м'який" прошарок. Цей

Марка сталі	Aw_{mr} °/с	HV при w_{opt}	w_d , °/с	HV при w_d	Источник
10XСНД 20X2МФ	0,8-15 1-25	250—275 270—425	— 15	— 420	[93]
15X2МФА	2-4	363 - 429	13—15	430	[11]
15X2НМФА	—	—	8	374	[89]

прошарок перебуває в ЗТВ на ділянках високого відпуску і неповної перекристалізації. Ділянка високого відпуску лежить між температурою високого відпуску основного металу й точкою A_{c1} а ділянка неповної перекристалізації - між точками A_{c1} , і A_{c3} . У м'якому прошарку твердість, як правило, трохи нижче, ніж твердість основного металу. При зварюванні теплостійких сталей наявність м'якого прошарку приводить до деякого зниження тривалої міцності зварних з'єднань у порівнянні із тривалою міцністю основного металу.

Ступінь зниження міцності залежить від марки сталі й погонної енергії, змінюючи яку, можна досить істотно змінювати ступінь розміщення в цьому прошарку. Зі зменшенням погонної енергії зменшується ширина цього м'якого прошарку й час перебування металу ЗТВ у цьому температурному інтервалі. А тому що процеси відпуску й перекристалізації відбуваються в часі, то при зменшенні часу зменшуються ступінь відпуску й ступінь перекристалізації. Іншими словами, зі зменшенням часу перебування металу ЗТВ у цьому температурному інтервалі зменшується ступінь розміщення в м'якому прошарку. Необхідно помітити, що розміщення в цьому прошарку не усувається наступним високим відпуском зварних з'єднань.

Опірність крихким руйнуванням ділянки перегріву ЗТВ залежить від часу перебування металу ЗТВ у цьому температурному інтервалі (див. рис. 25). Час перебування металу ЗТВ у цьому температурному інтервалі (між солідусом і температурою 1200...1300°C) залежить від погонної енергії при зварюванні. Збільшення погонної енергії при зварюванні приводить до збільшення часу перебування металу ЗТВ у цьому температурному інтервалі, що приводить до

збільшення росту зерна на ділянці перегріву, а також до збільшення ширини ділянки перегріву ЗТВ. Відомо, що збільшення величини зерна приводить до зменшення опірності сталі крихким руйнуванням. Для збільшення опірності ділянки перегріву ЗТВ крихким руйнуванням і зменшення ступеня зниження тривалої міцності зварних з'єднань у порівнянні з основним металом зварювання теплостійких сталей необхідно виконувати при малій погонній енергії. Однак зменшення погонної енергії приведе до збільшення швидкості охолодження. Тому необхідно прагнути зварювання виконувати при такій мінімальній погонній енергії, при якій, залежно від товщини й температури підігріву, забезпечується ще й оптимальна швидкість охолодження.

Вплив температури підігріву на зварюваність

Температура підігріву впливає на зварюваність сталі. Зміна температури супутнього підігріву від кімнатної (зварювання без підігріву при температурі від -20 до +30 °С) до 200...400 °С крім зміни швидкості охолодження й пов'язаного із цим зміни структури металу шва й ЗТВ приводить до переходу металу шва й ЗТВ із крихкого стану у в'язке (див. табл. 2.6); до збільшення ступеня окрихчування металу шва й ЗТВ внаслідок синеламкості й термічного старіння (див. рис. 27-36 і 42-45).

Із приведеного випливає, що при даній структурі металу шва й ЗТВ, обумовленою швидкістю охолодження, зміна (підвищення) температури супутнього підігріву може привести як до різкого підвищення опірності металу крихким руйнуванням внаслідок переходу його з крихкого стану у в'язкий й зниження водневого окрихчування, так і до додаткового окрихчування металу шва й ЗТВ внаслідок реалізації синеломкості й термічного старіння. Це окрихчування металу шва й ЗТВ підсумується з окрихчуванням, викликаним його подкалкой і ростом зерна при зварюванні. Тому температуру супутнього підігріву не обхідно розглядати як самостійний параметр технології зварювання.

Вплив холодноламкості. Підвищення температури підігріву при зварюванні може перевести метал шва й ЗТВ із крихкого стану у в'язке. У табл. 2.6 наведені значення критичної температури крихкості $t_{k(50)}$ для металу шва й металу, що імітує різні ділянки ЗТВ для деяких сталей.

Таблиця 2.6

Критическая температура хрупкости $t_{к(50)}$ металла шва и ЗТВ некоторых сталей

Марка стали	Зона сварного соединения	Условия сварки	$t_{к(50)}$, °C
12X1МФ	Участок перегрева » оплавления	—	100—130 120
	Металл шва типа 08ХМФ	С подогревом до 130—180 °C, электроды типа Н-6	80—100
1Х2М	Участок перегрева » оплавления	—	100 90
	Металл шва типа 07Х2М	Без подогрева С подогревом до 200—250 °C, электроды типа Н-10	60—70 120
	Металл шва типа 05Х2МТ	Без подогрева, автоматическая сварка под флюсом КФ-16	20—40
15Х2МФ	Участок перегрева » оплавления	—	130 120
15Х1МФБС	Наплавленный металл типа 08ХМФБ	С подогревом до 130—180 °C, аргонодуговая сварка	130
10Х2М1ФБ	Участок перегрева » оплавления	—	130 150
10ХН1М	Металл шва типа 10НМ	Без подогрева, электроды типа Н-25	(-10)— (+10)
	Металл шва типа 10Н2МТ	Без подогрева, автоматическая сварка под флюсом КФ-27	(-10)— (+10)
05Х12Н2М	Участок перегрева » оплавления	—	40—80 40—80
	Наплавленный металл типа 01Х12Н2М	Без подогрева, аргонодуговая сварка	40—60
	Наплавленный металл типа 01Х12Н2МТ	Без подогрева, автоматическая сварка под флюсом КФ-28	10—40

При імітуванні ділянок перегріву й оплавлення швидкість охолодження заготовок при 650...550°C становила 3,6°/с. За критичну температуру крихкості $t_{к(50)}$ приймалася температура, при якій у зламі зразків Шарпі при статичному вигині спостерігається в середньому 50 % волокнистої складової з 3...5 випробуваних зразків.

При цьому на одному зразку допускається зниження волокнистої складової до 30%. З даних табл.2.6 видно, що критична температура крихкості металу шва й ЗТВ цих сталей лежить від -10 до 150°C і для більшості теплостійких сталей лежить на 20...130 °C вище кімнатної температури. Тому при охолод-

жені зварних з'єднань теплостійких сталей до кімнатної температури метал шва й ЗТВ перейде із в'язкого стану у квазікрихке або у крихке і, навпаки, при підігріві цих зварних з'єднань до 80...150 °С метал шва й ЗТВ перейде у в'язкий стан. Або, інакше кажучи, при зварюванні з підігрівом до температури, рівній критичній температурі крихкості, метал шва й ЗТВ сталей будуть перебувати у в'язкому стані в процесі зварювання. Наявність високої критичної температури крихкості металу шва й ЗТВ може привести до утворення холодних тріщин у зварних з'єднань і без охолодження їх до низьких температур

Таким чином, для металу шва й наплавленого металу й для ділянок перегріву й оплавлення ЗТВ низьковуглецевих середньолегованих сталей з підвищенням температури спостерігається підвищення опірності крихким руйнуванням. Найбільш висока опірність крихким руйнуванням наблюдається при переході металу у повністю в'язкий стан. При переході з крихкого стану у в'язкий робота поширення тріщини $A_{p,t}$ для металу шва й ЗТВ підвищується в 10...30 разів. Підвищується також робота зародження тріщини й інших пластичних характеристик металу.

На підставі виконаних досліджень можна сформулювати загальний висновок для визначення мінімальної температури супутнього підігріву $T_{\text{под. min}}$. Для запобігання можливого утворення холодних тріщин по механізму холодноламкості метал шва й ЗТВ повинні перебувати у в'язкому стані й температура, до якої можна охолоджувати зварне з'єднання в процесі зварювання й протягом деякого часу після зварювання, повинна бути рівній критичній температурі крихкості T_k самої крихкої зони зварного з'єднання, визначеної з урахуванням товщини і з деяким запасом Δt ,

$$T_{\text{под min}} = T_k + \Delta t, \quad (2.2)$$

де Δt - температурний коефіцієнт запасу.

Для великих товщин температурний коефіцієнт запасу можна прийняти рівним 20... 40°C. На рис. 2.5 наведена схема залежності границі текучості (σ_T), середнього руйнівного напруження σ_p і відсотка волокнистості зламу (В) від температури при наявності концентратора напружень. Додатково на цій схемі показана зміна зварювальних напружень зі зміною температури. Зміна ступеня волокнистості зламу на зазначеній схемі наведено для ділянки перегріву ЗТВ сталі 12Х1МФ при швидкості охолодження 3,6 °/с. Перша критична температура крихкості T_{kp1} відповідає температурі, при якій у зламі втримується 50 % волокнистої складової. Друга критична температура крихкості T_{kp2} відповідає температурі, при якій руйнівне напруження σ_{tr} дорівнює межі текучості. Вище T_{kp1} метал перебуває у в'язкому стані й руйнування відбувається в'язко, нижче T_{kp2} руйнування крихке, між T_{kp1} і T_{kp2} руйнування квазікрихке.

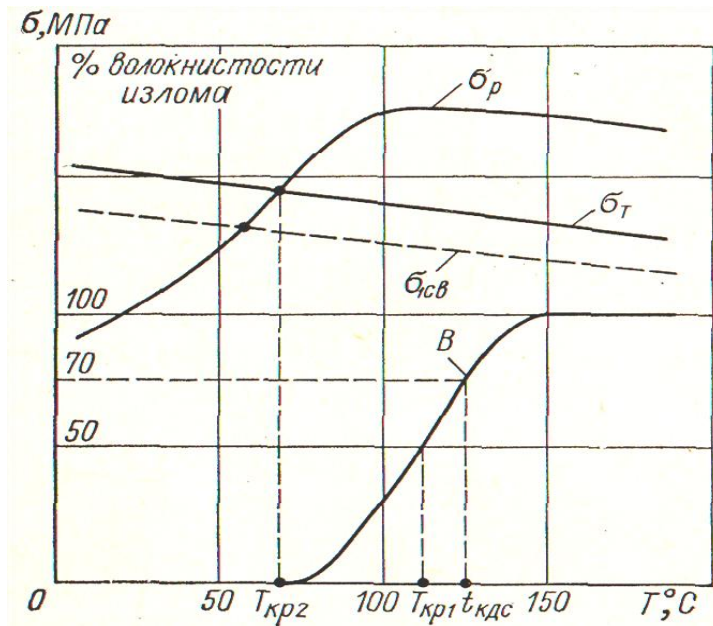


Рисунок 2.5 - Схема залежності границі текучості σ_t , середнього руйнівного напруження σ_p і відсотка волокнистості зламу B від температури

Як видно з рис. 2.5, у процесі охолодження при переході металу із в'язкого стану в крихке середнє руйнівнє напруження досягає межі текучості й при подальшому зниженні температури ще більше знижується. У тих місцях зварного з'єднання, де зварювальні напруження досягнуть середнього руйнівного напруження, виникнуть холодні (крихкі) тріщини. Коли метал перебуває у в'язкому стані вище критичної температури крихкості $T_{кр1}$ середнє руйнівнє напруження перебуває вище границі текучості й крихке руйнування малоймовірно. Ця схема наочно показує, що при зварюванні теплостійких сталей при наявності концентраторів напружень цілком можливе утворення холодних тріщин по механізму холодноламкості.

Критичну температуру крихкості верхнього порога холодноламкості можна також визначати не по виду зламу, а по величині роботи поширення тріщини. Досвід досліджень по крихкому руйнуванню сталей показує, що при величині роботи поширення тріщини 20 Дж/см^2 і більше забезпечується достатня опірність сталей крихкому руйнуванню. Критична температура крихкості залежить від масштабного фактора. Найбільший вплив на величину критичної температури крихкості оказує товщина випробовуваних зразків. Зі збільшенням товщини критична температура крихкості підвищується. Тому мінімальна температура супутнього підогріву залежить від товщини зварюваних елементів.

Для товщин від 10 до 80 мм для визначення критичної температури крихкості верхнього порога холодноламкості T_k (100% волокна) користуються наступною залежністю(2.3)

$$T_k = t_k + \frac{\delta - 10}{2} \cdot \quad (2.3)$$

де t_k - критична температура крихкості, визначена на зразках товщиною 10 мм для самої крихкої зони зварного з'єднання по волокнистій складовій у зламі, рівної 50%, або по роботі поширення тріщини, рівної 20 Дж/см²; δ – товщина елементів, що зварюються, мм.

Із цього вираження видно, що при збільшенні товщини на 2 мм критична температура крихкості збільшується на один градус. Ширина зони термічного впливу для ручного й автоматичного зварювання під флюсом на звичайних режимах становить 3...8 мм. Ширину зони термічного впливу при визначенні її критичної температури крихкості можна розглядати як товщину випробовуваних зразків. Тому можна допустити, що критична температура крихкості, визначена на зразках Шарпі товщиною 10 мм при імітуванні різних ділянок ЗТВ, відповідає, з деяким запасом, критичній температурі крихкості металу в зоні термічного впливу реальних зварних з'єднань товщиною більш 10мм.

Для товщин елементів, що зварюються, більше 10 мм мінімальну температуру супутнього підігріву можна рекомендувати визначати в такий спосіб. Спочатку необхідно визначати мінімальну температуру підігріву для самої крихкої ділянки зони термічного впливу по наступній залежності:

$$T_{\text{под min ЗТВ}} = t_{k \text{ ЗТВ}} + \Delta t, \quad (2.4)$$

де $t_{k \text{ ЗТВ}}$ - критична температура крихкості, визначена для самої крихкої ділянки ЗТВ на зразках товщиною 10 мм по волокнистій складовій в зламі, рівної 50%, або по роботі поширення тріщини, рівної 20 Дж/см².

Потім виконується визначення мінімальної температури супутнього підігріву для металу шва товщиною δ по наступній залежності:

$$T_{\text{под min ш}} = t_{k. \text{ ш}} + \frac{\delta - 10}{2} + \Delta t, \quad (2.5)$$

де $t_{k. \text{ ш}}$ - критична температура крихкості, визначена для металу шва на зразках товщиною 10 мм по 50 % волокнистій складовій у зламі шва або по роботі поширення тріщини, рівної 20 Дж/см².

Для зварювання вибирається більше значення мінімальної температури супутнього підігріву, отриманої по формулах (39) і (40). Іншими словами, мінімальну температуру супутнього підігріву можна прийняти рівній критичній температурі крихкості верхнього порога холодноламкості T_k , визначеної для зварного з'єднання з урахуванням товщини.

Вплив синєламкості. З підвищенням температури вище 200°С для металу шва й ЗТВ спостерігаються зниження опірності крихким руйнуванням, зниження пластичних властивостей і підвищення міцних властивостей. У ЗТВ, залежно від температури вище 150...200°С спостерігається зниження роботи зародження й поширення тріщини, знижуються відносні подовження й звуження і підвищуються міцність і границя текучості. При температурі 250...350°С метал шва й ЗТВ переходить у напівкрихкий стан.

Зниження пластичності й в'язкості при одночасному підвищенні міцних властивостей при деформуванні металу в температурному інтервалі синього

кольору мінливості (250...350°C) прийнято називати синеламкістю. Природа синеламкості дотепер до кінця не з'ясована й повністю не вивчені фактори, що впливають на розвиток цього явища.

Механізм окрихчування металу при синеламкості пояснюється тим, що за певних умов (температури й швидкості деформації) атоми впровадження – вуглець і азот, що перебувають у твердому розчині, починають взаємодіяти з дислокаціями і якби блокують їх. При підвищенні температури рухливість атомів впровадження значно зростає, і при певній температурі (для заліза 250...350°C) ця рухливість стає порівнянної зі швидкістю деформації при випробуванні звичайних розривних зразків. Тому при деформації в цих умовах атоми впровадження блокують плоскості ковзання й доводиться як би "тягти" за собою атоми впровадження. В інтервалі температур синеламкості спостерігаються різкі зміни границі текучості, межі міцності й різке зниження пластичності. При деякій температурі, що залежить від швидкості деформації, спостерігається максимум збільшення границь текучості й міцності й мінімум пластичності. Це дає підставу ряду авторів синеламкість називати динамічним деформаційним старінням. Ступінь окрихчування при синеламкості залежить від температури й швидкості деформації. Збільшення швидкості деформації зрушує максимум крихкості у бік більш високих температур і навпаки. При зварюванні швидкість деформації металу шва й околошовної зони в першому наближенні пропорційна швидкості охолодження. Так, величина деформації ε елементарного волокна металу зварного з'єднання при охолодженні на ΔT градусів дорівнює(2.6)

$$\varepsilon = \frac{\Delta l}{l} = \frac{\alpha \Delta T l}{l} = \alpha \Delta T, \quad (2.6)$$

де l – довжина елементарного волокна, мкм;
 α – коефіцієнт лінійного розширення.

Швидкість деформації $\dot{\varepsilon}$ (с⁻¹), що відбувається за час Δt , буде дорівнювати(2.7)

$$\dot{\varepsilon} = \frac{\varepsilon}{\Delta t} = \frac{\alpha \Delta T}{\Delta t} = \alpha \omega_{\text{охл}} \quad (2.7)$$

де $\Delta T / \Delta t = \omega_{\text{охл}}$, °/с.

Таким чином, швидкість деформації металу зварного з'єднання буде прямо пропорційна швидкості охолодження й коефіцієнту лінійного розширення. Так, прості розрахунки показують, що при швидкості охолодження для 300 °С, рівної 1°/с швидкість деформації металу при стандартному випробуванні розривних зразків становить порядку 10^{-4} с⁻¹. Таким чином, в умовах зварювання швидкість деформації металу шва й околошовної зони порівнянна зі швидкістю деформації при випробуванні розривних стандартних зразків. Гудремон Э. відзначає, що синеламкість головним чином обумовлюється вмістом азоту. Вона починає проявлятися вже при дуже малому вмісту азоту, що перебуває в розчині.

Найбільш висока схильність синеламкості спостерігається при вмісту азоту в розчині 0,01%. Подальше підвищення азоту практично не веде до збіль-

шення схильності до синеламкості. Вуглець, кисень і фосфор оказують значно менший вплив, чим азот. Для зменшення схильності до синеламкості вміст азоту в сталі необхідно підтримувати менше 0,005 %.

Прояв синеламкості найбільш небезпечно для металу шва й зоні термічного впливу безпосередньо в процесі зварювання, де внаслідок підгартування, крупного зерна, підвищеного вмісту водню й інших факторів пластичні властивості й без того низькі. Підвищена схильність металу шва й зони термічного впливу до синеламкості може привести до утворенню холодних тріщин при зварюванні з високотемпературним підігрівом.

Вплив термічного старіння.

Донедавна з метою виключення утворення підгартувочних структур у ЗТВ і шві зварювання теплостійких сталей виконувалося з високою температурою супутнього підігріву (до 200...400°C). Тривала витримка при високій температурі підігріву може привести до несприятливих наслідків.

Досвід показує, що при зварюванні з таким підігрівом незавжди одержують метал шва менш міцний і більш пластичний, чим при зварюванні без підігріву. Так, при автоматичному зварюванні пластин зі сталі 1Х2М товщиною 35 мм дротом Св-04Х2МА діаметром 5 мм під флюсом АН-42 з підігрівом до 250...300°C одержують метал шва більше міцний і менш пластичний, чим при зварюванні без підігріву (табл. 2.7).

Таблиця 2.7– Механічні властивості металу шва, виконаного автоматичним зварюванням дротом Св-04Х2МА під флюсом АН-42 на сталі 1Х2М (без відпуску)

Условия сварки	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	KCV, Дж/см ²	t_{KDC} , °C
С подогревом газовым пламенем до 250—300 °C	714	556	15,3	52,3	45	130
Без подогрева	681	497	16,2	52,5	52	110

Критична температура крихкості t_{KDC} металу шва при зварюванні з підігрівом дорівнює 130°C, а без підігріву -110°C. За критичну температуру крихкості t_{KDC} приймається температура, при якій у зламі трьох випробуваних на статичний вигин зразків Шарпі кількість волокнистої складової дорівнює не менш 70 % або величина зриву на діаграмі статичного вигину становить не більше 1/3 від максимального руйнівного навантаження для кожного випробуваного зразка. Зварювання з підігрівом до 250...300°C не знижує границі текучості й міцності. У цьому випадку відбувається деяке їхнє збільшення, що не відповідає загальноприйнятим уявам про вплив швидкості охолодження при зварюванні на властивості металу шва.

Отримані результати не суперечать існуючим уявам, якщо врахувати, що при такій високій температурі підігріву на властивості металу шва, крім того, може впливати термічне старіння. Часто зварні шви виконують протягом тривалого часу (20...100 год). У цьому випадку шари шва й зона термічного впливу мають температуру, приблизно рівну температурі відповідного підігріву. У процесі тривалої витримки при температурі супутнього підігріву може відбутися окрихчування металу шва й ЗТВ внаслідок термічного старіння. Ступінь окрихчування буде залежати від температури відповідного підігріву.

На рис. 2.6 показана залежність роботи зародження тріщини $A_{з.т}$ і максимального руйнівного навантаження P_{max} , визначених при кімнатній температурі для металу шва, виконаного дротом Св-04Х2МА під флюсом АН-42 на сталі 1Х2М і для ділянки оплавлення сталі 1Х2М від температури старіння.

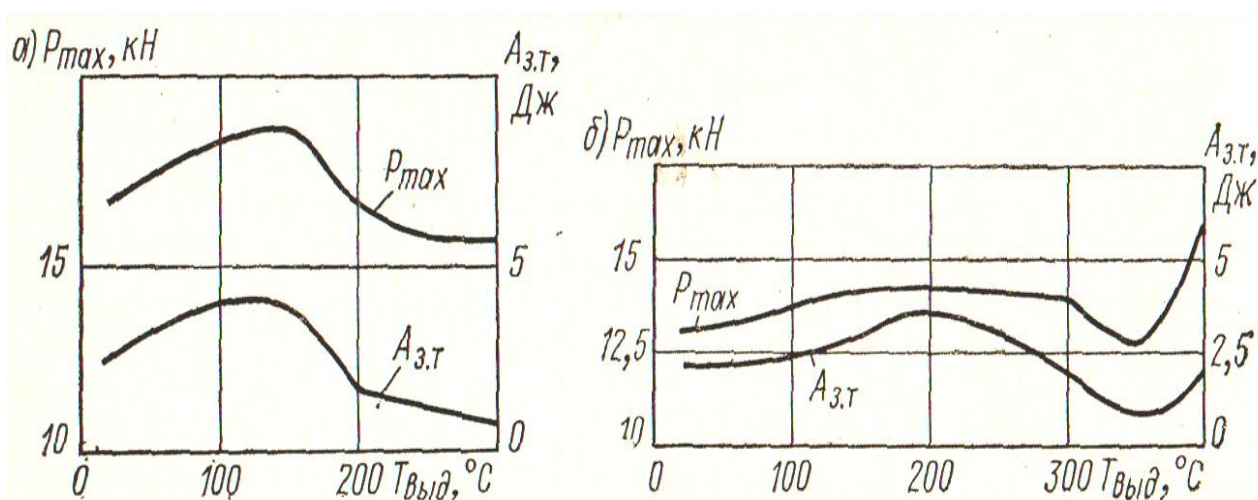


Рисунок 2.6 - Вплив температури витримки на роботу зародження тріщини $A_{з.т}$ і максимальне руйнівне навантаження P_{max} для ділянки оплавлення ЗТВ сталі 1Х2М (а) і для металу шва, виконаного зі сталі 1Х2М авто-матичним зварюванням дротом Св-04Х2МА під флюсом АН-42 (б). (Час витримки -24 год, випробувано при температурі 20°C)

Витримка металу шва й металу, що імітує ділянку оплавлення ЗТВ сталі 1Х2М, протягом 24 год при температурі 300 і 350°C приводила до значного зниженню $A_{з.т}$ і P_{max} у порівнянні з вихідним станом після зварювання, а витримка при температурі 150 і 200°C приводила до підвищення цих характеристик. Визначити роботу поширення тріщини $A_{р.т}$ для даного випадку не представлялося можливим, тому що на діаграмі був повний зрив і злам був повністю кристалічним.

Тривала витримка при високій температурі супутнього підігріву впливає також і на властивості металу зони термічного впливу.

Як видно з рис. 2.7-2.8, тривала витримка протягом 24...72 год при 300°C приведе до різкого зниження $A_{з.т}$, P_{max} і до значного підвищенню критичної температури крихкості t_{KDC} на 30...90°C. Після старіння при 300°C робота зародження тріщини знижується практично до нуля.

При випробуванні розривних зразків після старіння при температурі 300°C спостерігаються ріст границі текучості металу й деяке збільшення відносного звуження. Після витримки при температурі 300 і 450 °C збільшується також твердість металу. Так, для ділянки перегріву ЗТВ сталі 15Х2МФ твердість збільшилася до 380 і 385 НV відповідно в порівнянні із твердістю після обробки ТЦС до старіння, рівної 360 од. по Віккерсу.

Тривала витримка при температурі 150°C приведе до незначного підвищення $A_{з.т}$ і зниженню межі текучості, а також критичної температури крихкості. Знизилася також твердість до 336 од. по Віккерсу. Зміна властивостей металу шва й металу, що імітує ділянки перегріву й оплавлення ЗТВ, після тривалої витримки при 300...350°C можна пояснити термічним старінням.

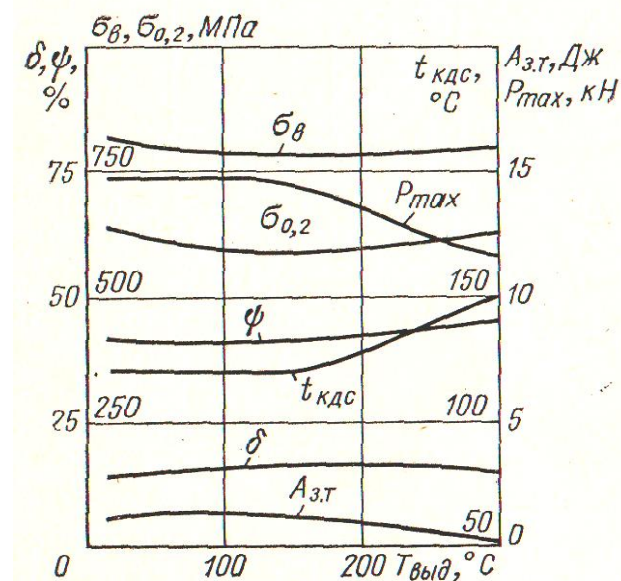


Рис. 2.7 Влияние температуры выдержки на свойства участка перегрева ЗТВ стали 12Х1МФ (время выдержки — 24 ч, испытано при температуре 20 °C)

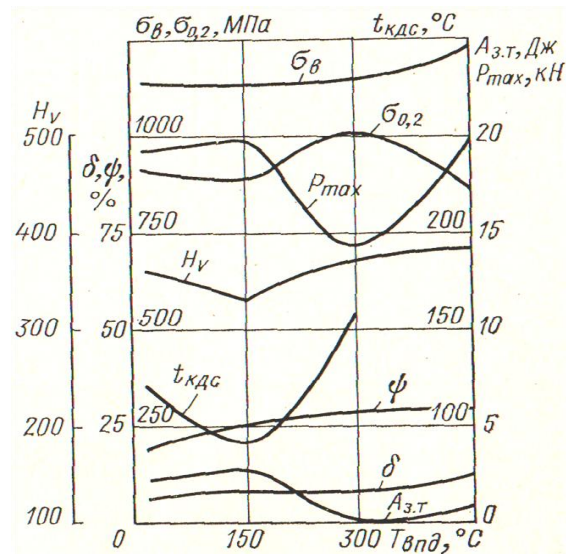


Рис. 2.8 Влияние температуры выдержки на свойства участка перегрева ЗТВ стали 15Х2МФ (время выдержки — 72 ч, испытано при температуре 20 °C)

При нагріванні основного металу вище точки $A_{сз}$ атоми впровадження (азот, вуглець і кисень) переходять у твердий розчин. Вони переходять у твердий розчин і при розплавленні основного й присадочного металу й зберігаються в ньому при швидкому охолодженні до кімнатної температури. Витримка при температурі 300...350°C сприяє їхньому виділенню із твердого розчину. Вони виділяються у вигляді нітридів, карбідів і оксидів і як би блокують плоскості ковзання, що й приводить до підвищення межі текучості й крихкості.

Основними елементами, що викликають термічне старіння, являються азот і кисень, що перебувають у твердому розчині. Тривала витримка при температурі 100...200°C не викликає їхнього виділення із твердого розчину, і тому окрихчування металу не відбувається.

Значне зниження $A_{з.т}$ і $A_{р.т}$ внаслідок термічного старіння металу шва й ЗТВ при несприятливих умовах може привести до утворення холодних тріщин.

Таким чином, для умов зварювання теплостійких сталей можна сформулювати другий загальний висновок. Для запобігання можливого утворення холодних тріщин, викликаних синеламкістю й термічним старінням, температура, при якій можна протягом тривалого часу підігрівати зварне з'єднання в процесі зварювання, не повинна бути вище нижньої границі температурного інтервалу синеламкості й нижньої границі температурного інтервалу термічного старіння.

$$\left. \begin{array}{l} T_{\text{под max}} \leq T_{\text{син}} \\ T_{\text{под}} \leq T_{\text{терм. ст.}} \end{array} \right\} \quad (2.8)$$

Із двох значень температури береться менша.

Таким чином оптимальна температура підогріва обмежена границями: знизу – холодноламкістю, а зверху – синеламкістю і термічним старінням.

Вплив відпочинку зварних з'єднань. Властивості металу шва й зони термічного впливу зварних з'єднань теплостійких сталей у значній мірі залежать від часу й умов вилежування їх після зварювання. Як правило, відразу після зварювання (через 1...3 год) пластичні властивості металу зварних з'єднань і опірність їхньому утворенню холодних тріщин є відносно низькими.

Через якийсь час (через 3...10 діб) при вилежуванні при кімнатній температурі відбувається підвищення їхньої пластичності й в'язкості, а також опірності утворенню холодних тріщин. Підвищення пластичності й опірності уповільненому руйнуванню в процесі вилежування після зварювання або після загартування в технічній літературі одержало назву відпочинку.

У процесі відпочинку не відбувається фазових перетворень, мають місце лише дифузійні й релаксаційні процеси, що викликають перехід пластичної деформації із границь зерен на тіло зерна, що й приводить до істотного підвищення пластичності й опірності утворенню холодних тріщин. Гудремон Э. відзначає, що після проведення відпочинку сталі зменшується її електроопір, що свідчить про впорядкування атомної будови металу. Основним дифузійним процесом є видалення дифузійного водню з металу зварних з'єднань.

У процесі зварювання й протягом деякого часу після її дифузійний водень виділяється з металу шва назовні й в основний метал. Зменшення вмісту дифузійного водню в металі шва й у ЗТВ приводить до досить істотного підвищення пластичності й опірності його крихким руйнуванням. На рис. 2.9 наведено зміна виду діаграми статичного вигину від часу вилежування для наплавленого металу типу 10ХН2М.

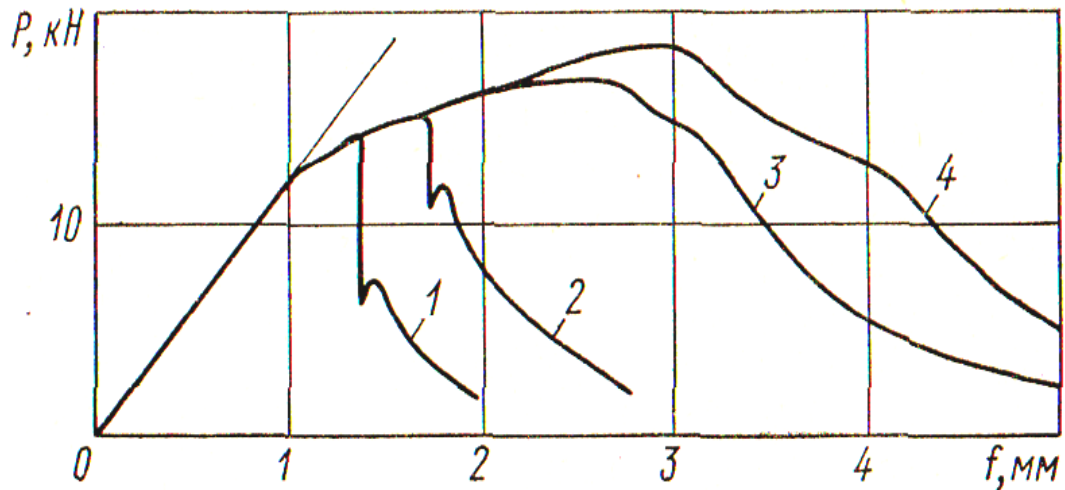


Рисунок 2.9 - Зміна виду діаграми статичного вигину для наплавленого металу типу 10XH2M від часу вилежування після зварювання:

1 - через 1,5 год $H_2 = 5,7 \text{ см}^3/100 \text{ г}$; 2- через 7,5 год $H_2 = 3,7 \text{ см}^3/100 \text{ г}$;

3- через 25 год $H_2 = 1,5 \text{ см}^3/100 \text{ г}$; 4 - через 4 сут $H_2 = 1,6 \text{ см}^3/100 \text{ г}$

Для наплавлення заготовок були використані вологі електроди. Охолодження заготовок виконувалося на повітрі, одночасно визначався вміст водню. Як видно з рис. 2.9, зі збільшенням часу вилежування діаграма статичного вигину досить значно змінюється. При малому часі вилежування зразків (1,5...7,5 год) на діаграмі спостерігаються зриви (при вилежуванні 1,5 год - відразу ж за ділянкою пружної деформації). При збільшенні часу вилежування зриви на діаграмі зникають.

На рис.2.10 показана зміна роботи зародження й поширення тріщини, максимального руйнівного навантаження і вмісту водню залежно від часу вилежування.

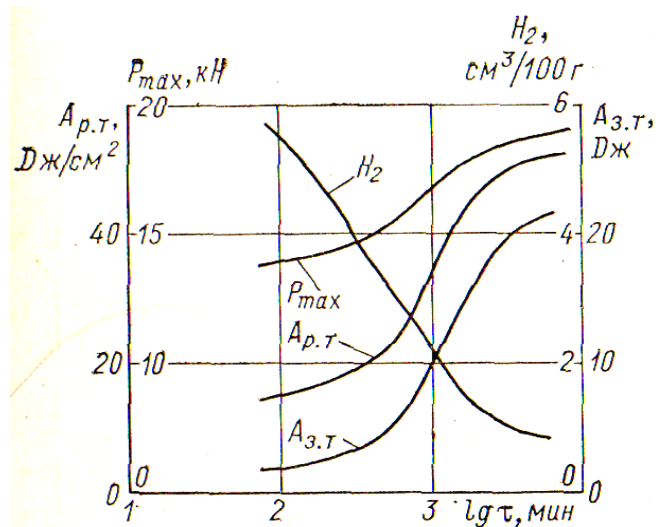


Рисунок 2.10 - Вплив часу вилежування після зварювання на вміст водню, на роботу зародження й поширення тріщини й максимальне руйнівне навантаження для наплавленого металу типу 10XH2M

Як видно з рис. 2.10, зі збільшенням часу вилежування зменшується вміст водню в зразках і відповідно збільшуються $A_{3,t}$, $A_{p,t}$ і P_{max} . За час вилежування 96 год вміст водню зменшився з 5,7 до 0,9 $\text{см}^3/100 \text{ г}$, робота зародження тріщини збільшилася з 2 до 22 Дж, тобто в 11 разів, робота поширення тріщини збільшилася з 15 до 52 Дж/см^2 , тобто в 3,5 рази, і максимальне руйнівне навантаження - з 13,9 до 18,8 кН, тобто на 35 %.. Виділення водню в процесі вилежування приводить до повного відновлення пластичних і в'язких властивостей наплавленого металу. У процесі вилежування змінюються також механічні властивості наплавленого металу.

Як видно з рис. 2.11, зі збільшенням часу вилежування границя текучості наплавленого металу типу 10ХН2М практично не змінюється, а досить значно змінюються відносне звуження і дійсний опір разриву S_K . Зростає також відносне подовження.

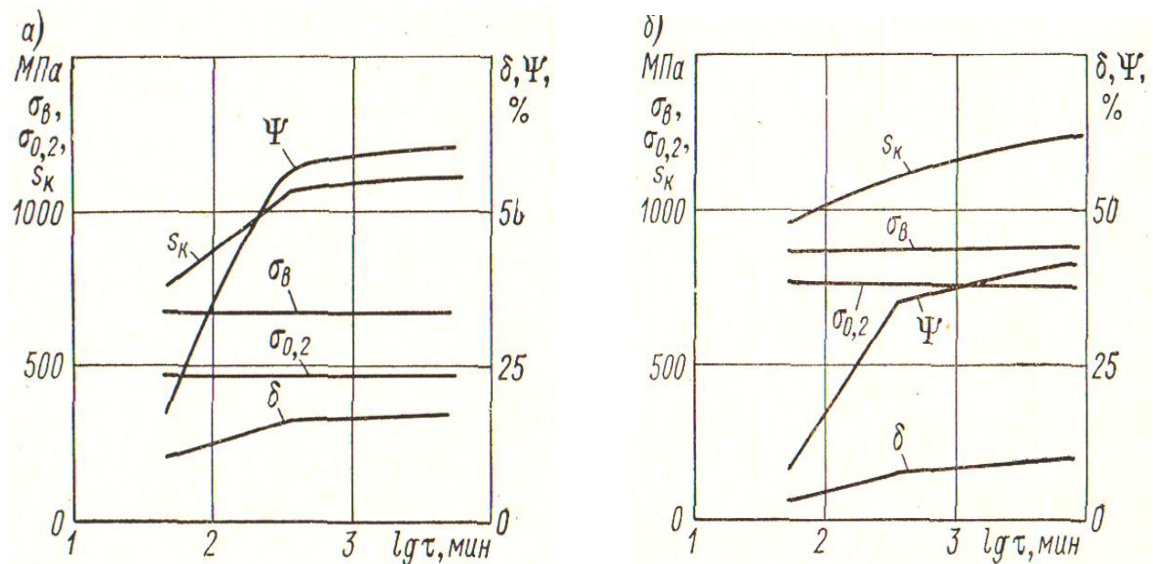


Рисунок 2.11 - Вплив часу вилежування після зварювання на механічні властивості наплавленого металу типу 10ХН2М при різній швидкості охолодження:

$$\begin{aligned}
 a - w_{\text{охл}} &= 3,6 \text{ } ^\circ\text{C/s}; \quad H_{\text{сп}} = 4,1 \text{ см}^3/100 \text{ г}; \\
 б - w_{\text{охл}} &= 62 \text{ } ^\circ\text{C/s}; \quad H_{\text{сп}} = 4,8 \text{ см}^3/100 \text{ г}
 \end{aligned}$$

Суть технологічної операції відпочинку полягає в тому, щоб після закінчення зварювання зварне з'єднання не прохолоджувати до кімнатної температури, а витримувати при підвищеній температурі протягом деякого часу. Після проведення відпочинку, у результаті якого підвищуються пластичність металу зварних з'єднань і опірність їхнім крихким руйнуванням, зварне з'єднання можна остудити до кімнатної температури, не боячись утворення холодних тріщин.

Можна сформулювати наступне основне правило для визначення оптимальної температури відпочинку. Для запобігання можливості утворення холодних тріщин у зварених з'єднаннях у процесі відпочинку мінімальна температу-

ра відпочинку повинна бути рівній мінімальній температурі супутнього підігріву, обумовленої по формулах (37), (39) і (40). Іншими словами, метал шва ЗТВ у процесі відпочинку повинен перебувати у в'язкому стані(2.9).

$$T_{\text{отдых min}} = T_{\text{под min}} \quad (2.9)$$

Тривалість відпочинку, імовірно, необхідно визначати експериментально. Так, для наплавленого металу типу 04ХНЗМ відпочинок при температурі 100°C досить проводити протягом 4 год. Для наплавленого металу типу 08ХМФБ відпочинок при температурі 150°C досить проводити протягом 8 год (табл. 26).

З підвищенням температури зменшується воднева крихкість і збільшується коефіцієнт дифузії водню. Це приводить до того, що з підвищенням температури водень значно швидше віддаляється зі зварних з'єднань. Тому для зменшення негативної дії водню температура відпочинку повинна бути можливо вище.

У процесі відпочинку метал шва й зони термічного впливу не повинен окрихчуватися. На рис. 42-44 показано, що тривала витримка при 300°C приводить до різкого зниження $A_{z.t}$ і R_{max} , до значного підвищення критичної температури крихкості - на 30...90°C. При випробуванні розривних зразків після витримки при 300°C спостерігається ріст границі текучості й твердості. Зміна властивостей наплавленого металу типу Х2М у залежності від часу вилежування після зварювання. При вилежуванні при кімнатній температурі відбувається підвищення пластичності й опору крихкому руйнуванню наплавленого металу. Однак при вилежуванні при температурі 250...300°C спостерігаються ріст границі текучості наплавленого металу й зниження роботи зародження тріщини. Окрихчування металу шва й металу, що імітує ЗТВ, після тривалої витримки при 250...350°C пояснюється термічним старінням.

Таким чином, можна сформулювати друге основне правило для вибору оптимальної температури відпочинку. Для запобігання окрихчування металу шва й ЗТВ у процесі відпочинку максимальна температура відпочинку не повинна перевищувати нижньої границі температурного інтервалу термічного старіння, тобто.

$$T_{\text{max отдых}} \leq T_{\text{терм. ст}} \quad (2.10)$$

Оптимальна температура відпочинку, що рекомендується, зварних з'єднань для ряду сталей наведена в табл. 2.8.

Рекомендуемая температура отдыха

Марка или тип стали	Толщина свариваемых элементов, мм	Ранее существовавшие требования	Рекомендуемая температура, °С	Продолжительность отдыха, ч
1X2M	Св. 30	Высокий отпуск, не позднее 72 ч после сварки	100—200	8—10
12X2M1				
12X1MФ	Св. 15	Высокий отпуск, не позднее 72 ч после сварки	130—200	
12X2MФ				
15X2NMФ		150—200		
15X1MФБС				
10X2M1ФБ		130—200		
05X12H2M	Св. 30	—	80—150	

Вплив вмісту водня на крихкість наплавленого металу

Воднева крихкість металу шва й наплавленого металу має багато загального з водневою крихкістю сталі. Воднева крихкість сталі має ряд особливостей і різновидів, пов'язаних з умовами експлуатації конструкцій. Залежно від умов насичення сталі воднем воднева крихкість може проявлятися по-різному.

Дослідами встановлено, що із збільшенням вмісту водня в наплавленому металі зменшується його схильність до пластичної деформації. На рис. 2.12 показана зміна виду діаграми розтягання зразка Гагаріна діаметром 6 мм для наплавленого металу типу 06X1H3M при збільшенні вмісту дифузійного водню від нуля до 2,5...3,0 см³/100 г. Зразки випробувались через 2-3 години після зварювання.

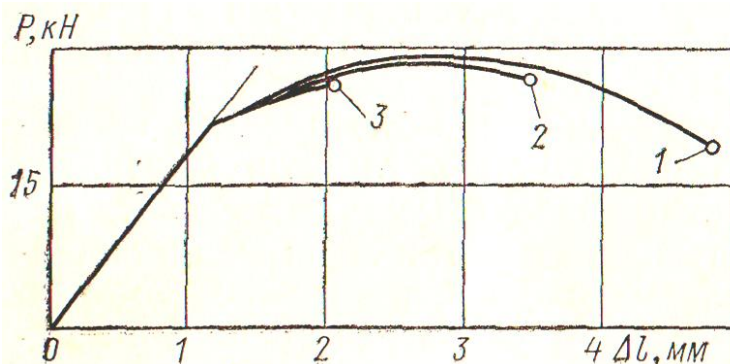


Рисунок 2.12 - Зміна виду діаграми розтягання для наплавленого металу типу 06X1H3M залежно від вмісту дифузійного водню (см³/100 г):
1- $H_{\text{сп}}=0$; 2 - $H_{\text{сп}}=1,0...1,5$; 3 - $H_{\text{сп}}=2,5...3,0$

Як видно з рис. 2.12, зі збільшенням вмісту водню криві розтягання збігаються й розрив відбувається на більше ранній стадії деформування при меншій пластичній деформації.

На рис.2.13 показана зміна виду діаграми статичного вигину для наплавленого металу типу 10ХН2М у залежності від вмісту дифузійного водню, $W_{650/550} = 3,6^\circ/\text{с}$. Зразки випробовувалися через 1 годину після зварювання. Як видно з рис.47, при зміні вмісту водню від 1,0 до 7,3 $\text{см}^3/100 \text{ г}$ початкові ділянки діаграми вигину збігаються, а руйнування відбувається на більш ранній стадії деформації.

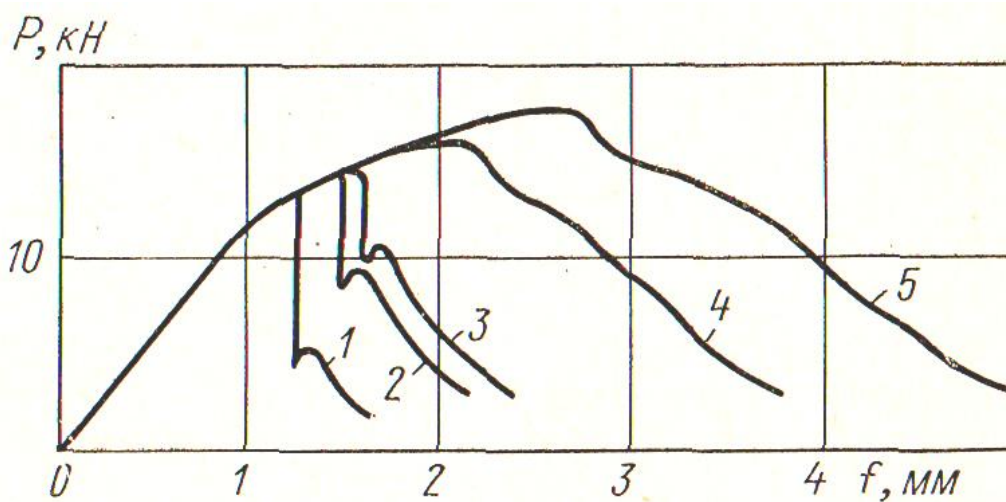


Рисунок 2.13 - Зміна виду діаграми статичного вигину для наплавленого металу типу 10ХН2М у залежності від вмісту дифузійного водню ($\text{см}^3/100 \text{ г}$):
1 - 7,3; 2 — 5,2; 3 — 3,6; 4 — 1,5; 5 — 1,0

Як показали проведені дослідження, крихкість металу шва або наплавленого металу, в основному, викликається дифузійним воднем (табл. 2.9).

Залишковий водень у тих кількостях, у яких він звичайно перебуває в наплавленому металі, практично не оказує вплив на властивості наплавленого металу. Природно встає питання, чому дифузійний водень оказує такий великий вплив і який механізм його окрихчування? Для того щоб зрозуміти механізм окрихчування під дією дифузійного водню, необхідно уявити собі, у якій формі він перебуває в наплавленому металі. При кімнатній температурі рухливість дифузійного водню велика в порівнянні з іншими елементами. Як показали проведені дослідження, коефіцієнт дифузії водню для наплавленого металу й зони термічного впливу становить порядку $10^{-5} - 10^{-7} \text{ см}^2/\text{с}$. Для порівняння коефіцієнт дифузії вуглецю й азоту в залізі при кімнатній температурі становить $2 \cdot 10^{-7}$ і $8,8 \cdot 10^{-17} \text{ см}^2/\text{с}$ відповідно. Таку велику різницю в рухливості дифузійного водню (10-12 порядків) у залізі при кімнатній температурі в порівнянні з атомами інших елементів впровадження можна пояснити тим, що дифузійний

Влияние диффузионного ($H_{\text{сп}}$) и остаточного ($H_{\text{наг. вак}}$) водорода на охрупчивание наплавленного металла типа 10ХН2М ($\omega_{650/550} = 3,6^\circ/\text{с}$)

Температура и среда испытания	Время между сваркой и испытанием	Температура проковки электродов, °С	Содержание водорода, см ³ /100 г		P_{max} кН	$A_{\text{з. т}}$ Дж	$A_{\text{р. т}}$ Дж/см ²	Содержание волокна в изломе, %
			диффузионного	остаточного				
100 °С, в кипящей воде	2 ч	Без проковки 350	7,4	0	15,6	2,9	14,8	40—60
			3,7	0	16,0	4,1	17,5	80—90
	5 сут	Без проковки 350	0	1,4	17,6	12,3	36,2	100
			0	0,6	18,5	12,4	38,6	100
20 °С, на воздухе	1 ч	Без проковки 350 500	8,3	0	14,2	1,8	11,2	10—20
			4,5	0	15,1	2,5	15,7	50—70
			1,3	0	16,5	9,5	32,6	75—90
	5 сут	Без проковки 350 500	0	1,5	18,5	16,0	37,3	95—100
			0	0,6	18,1	16,5	38,5	95—100
			0	0,4	18,7	15,6	35,9	95—100

Залишковий водень у тих кількостях, у яких він звичайно перебуває в наплавленому металі, практично не оказує вплив на властивості наплавленого металу. Природно встає питання, чому дифузійний водень оказує такий великий вплив і який механізм його окрихчування? Для того щоб зрозуміти механізм окрихчування під дією дифузійного водню, необхідно уявити собі, у якій формі він перебуває в наплавленому металі. При кімнатній температурі рухливість дифузійного водню велика в порівнянні з іншими елементами. Як показали проведені дослідження, коефіцієнт дифузії водню для наплавленого металу й зони термічного впливу становить порядку 10^{-5} – 10^{-7} см²/с. Для порівняння коефіцієнт дифузії вуглецю й азоту в залізі при кімнатній температурі становить $2 \cdot 10^{-7}$ і $8,8 \cdot 10^{-17}$ см²/с відповідно. Таку велику різницю в рухливості дифузійного водню (10–12 порядків) у залізі при кімнатній температурі в порівнянні з атомами інших елементів впровадження можна пояснити тим, що дифузійний водень у наплавленому металі й у ЗТВ, очевидно, перебуває у вигляді протонів.

Це побічно підтверджується тим, що вміст дифузійного водню у металі шва і у наплавленому металі в значній мірі залежить від роду струму й полярності. Висока рухливість дифузійного водню також свідчить про те, що він пе-

ребує не у зв'язаному стані. Якщо допустити, що дифузійний водень у наплавленому металі перебуває у вигляді протонів, то стає зрозумілим, чому з такою легкістю водень дифундує зі шва в околошовну зону як у процесі зварювання, так і протягом деякого часу після зварювання, чому він не взаємодіє з дислокаціями й чому зі збільшенням дифузійного водню не змінюється границя текучості наплавленого металу. Дислокації в залізі занадто великі для протонів, щоб вони їх могли закріплювати й міняти границю текучості. Вуглець і азот взаємодіють із дислокаціями в залізі, і ці елементи здатні закріплювати їх, що приводить до росту границі текучості. Саме взаємодією розчиненого вуглецю й розчиненого азоту з дислокаціями заліза й пояснюється термічне старіння й ламкість.

Механізм окрихчування наплавленого металу під дією дифузійного водню, видимо, полягає у взаємодії протона із зовнішніми електронами атома заліза. У результаті цієї взаємодії послабляються сили зв'язку між атомами в ґратах заліза, що виражається в зменшенні ефективної поверхневої енергії. Проведені дослідження підтверджують цю точку зору. Зі збільшенням вмісту дифузійного водню в наплавленому металі до 6-8 см³/100 г різко зменшується (в 10-12 разів) робота зародження тріщини й також досить істотно (в 3-4 рази) зменшується робота поширення тріщини. При цьому також зменшується кількість волокнистої складової в зламі й підвищується критична температура крихкості. При зварюванні залишковий водень може також скапливатися в різних мікропорожнечах металу шва й ЗТВ. У процесі зварювання внаслідок короткочасності процесу й у перші хвилини після зварювання тиск молекулярного водню в мікропорах, імовірно, невеликий й у цей період роль залишкового (молекулярного) водню в механізмі окрихчування мала. Однак протягом деякого часу після зварювання тиск молекулярного водню в мікропорах металу шва й ЗТВ підвищується. Величина такого тиску залежить від концентрації дифузійного (розчиненого) водню, температури, часу після зварювання й інших причин. Тиск молекулярного водню в мікропорах буде підсилювати дію силового фактора й тим самим буде сприяти утворенню холодних тріщин. Цим і можна пояснити той факт, що утворення холодних тріщин у металі шва й ЗТВ під дією водню відбувається через якийсь час після закінчення зварювання.

Висловлюються й інші точки зору на механізм водневої крихкості сталі й металу зварних з'єднань. Проте сам факт, що водень, потрапляючи в метал шва й ЗТВ, викликає тимчасову крихкість його й іноді досить значну, що приводить до утворення тріщин, не викликає сумніву і є загальновизнаним.

На підставі викладеного основним способом зменшення водневої крихкості є зменшення рівня дифузійного водню в металі шва різними технологічними способами, викладеними вище. Іншим способом зменшення водневої крихкості є зменшення швидкості охолодження, що дозволяє одержати більш пластичний і менш схильний до водневої крихкості метал шва й ЗТВ, а також підсилює ефект видалення водню з металу в процесі охолодження.

Третім способом є підвищення температури супутнього підігріву. Підвищення температури до 100...200°C істотно знижує водневу крихкість, викликану дифузійним і молекулярним воднем.

Четвертим способом є проведення відпочинку зварних з'єднань безпосередньо після зварювання при підвищеній температурі, у процесі якого віддаляється дифузійний водень.

Технологія зварювання й властивості зварних з'єднань

Основними способами зварювання жароміцних перлітних сталей являються дуговий покритими електродами, у захисних газах і під флюсом. Підготовку крайок деталей під зварювання виконують механічною обробкою. Допускається застосування кисневого або плазмово - дугового різання з наступним видаленням шару ушкодженого металу товщиною не менш 2 мм.

Дугове зварювання виконують при температурі навколишнього повітря не нижче 0°C з попереднім і супутнім місцевим або загальним підігрівом. Межі зміни температури підігріву залежно від марки сталі й товщини виробу, що зварюється, наведені в табл. 2.10 і 2.11.

Таблиця 2.10 - Температури попереднього підігріву крайок при зварюванні теплостійких сталей

Сталь	10ХНІМ				12ХІМФ			1Х2М			12Х2МФ; 15Х2МФ
	до 40	до 4	5-50	Св.50	до 6	7-40	Св.40	до 4	5-50	Св.50	
Толщина металла, мм	до 40	до 4	5-50	Св.50	до 6	7-40	Св.40	до 4	5-50	Св.50	до 200
Температура подогрева, °С	не потребується	не потребується	100-150	130-200	не потребується	130-180	150-200	не потребується	100-150	130-200	150-200

Таблиця 2.11 - Температура попереднього і супутнього підігріву

Марка сталі	Толщина свариваемых деталей, мм	Температура подогрева, °С
12МХ, 12ХМ, 15ХМ	<10	—
	10 ... 30	150 ... 300
	>30	200 ... 350
2ХМЛ, 12Х1МФ	<6	—
	6 ... 30	200 ... 350
	>30	250 ... 400
15Х1М1Ф, 20ХМФЛ, 15Х1М1ФЛ	<6	—
	6 ... 30	250 ... 400
	Свыше 30	300 ... 450

Примітки: 1. При багатопроточному автоматичному зварюванню під флюсом допускається зниження мінімальної температури підігріву на 50°C.

2. Аргонодугове зварювання кореневого шару труб допускається виконувати без підігріву.

Більшість зварних конструкцій з жароміцних перлітних сталей піддають термічній обробці для усунення структурної неоднорідності, залишкових зварювальних напружень і забезпечення експлуатаційної надійності. Виключення становлять зварні з'єднання із хромомолібденових і хромомолібденованадієвих сталей товщиною менш 6 мм. При термообробці конструкцій з жароміцних перлітних сталей використовують звичайний відпуск, він може застосовуватися також як місцева термічна обробка. Відпуск стабілізує структуру (твердість) зварного з'єднання й знижує залишкові напруження. Зі збільшенням вмісту хрому, молібдену, ванадію й інших елементів, що підвищують релаксаційну стійкість сталей, температура відпуску й час витримки повинні збільшуватися.

Недоліком відпуску є неможливість повного вирівнювання структури, зокрема усунення розміщеного прошарку в зоні термічного впливу зварювання, що може бути досягнуто тільки при печній термічній обробці всієї конструкції (табл. 7.10).

Для дугового зварювання, що має меншу зону термічного впливу, проводять, як правило, високий відпуск ($T=680\dots730^{\circ}\text{C}$), що дешевше. Необхідність термообробки зростає при збільшенні міцності сталей і товщини металу. Для товщин до 4...мм термообробку звичайно не проводять.

Ручне дугове зварювання жароміцних перлітних сталей виконують електродами з основним (фтористо-кальцієвим) покриттям і стрижнем з низьковуглецевого зварювального дроту із введенням легуючих елементів через покриття. Вони забезпечують гарну розкисленість металу шва при малому вмісті в ньому водню. Це дозволяє одержати поєднання високих міцних і пластичних властивостей швів. Однак для електродів з основним покриттям характерна підвищена схильність до утворення пор при подовженні дуги, наявності іржі на крайках і зволоженні покриття. У зв'язку із цим рекомендуються зварювання короткою дугою, ретельна очищення поверхонь, що зварюються, сушіння електродів перед застосуванням.

Таблиця 2.12

— Режими відпуску зварних з'єднань, виконаних дуговим зварюванням

Марка сталі	Товщина с	Минимальная про- должительность вы- держки, ч	Марка сталі	Товщина с	Минимальная про- должительность вы- держки, ч
Отпуск, $T, ^{\circ}\text{C} = 715 \pm 15$					
12ХМ	10	—		20...40	3
12ХМ	10...20	1		40...80	4
15ХМ	20...40	2		> 80	5
20ХМЛ	40...80	3	Отпуск, $T, ^{\circ}\text{C} = 745 \pm 15$		
	> 80	4	15Х1М1Ф	< 6	—
			15Х1М1ФЛ	6...10	1
Отпуск, $T, ^{\circ}\text{C} = 735 \pm 15$			12Х2МФСР	10...20	2

12ХМФ	< 6	–	20...40	3
20ХМФЛ	6...10	1	40...80	5
	10...20	2	> 80	7

Примітка. Швидкість нагрівання зварних з'єднань із хромомолібденова – надієвих сталей в інтервалі 500 ... 700°С повинна бути не менш 600С /год.

Останнім часом випускаються електроди 12 типів(табл.2.13)

Таблиця 2.13. Електроди для зварювання теплостійких сталей

Тип електрода	Марка електрода	Основное назначение
1	2	3
Э-09М	УОНИ-13/45М	Сварка стыков трубопроводов из Мо-стали, работающих при температурах не выше 475°С
Э-09МХ	УОНИ-13/45МХ; ТМЛ-2	Сварка стыков паропроводов из Cr-Mo и Cr-Mo-V сталей, работающих при температурах до 510°С
Э-09Х1М	ТМЛ-I; ТМЛ-IУ	Сварка стыков паропроводов из Cr-Mo и Cr-Mo-V-сталей, работающих при температурах до 540°С, труб, котлов из сталей 12Х2МФБ независимо от рабочей температуры
Э-05Х2М	Н-10	Сварка трубопроводов из стали 2,25 Cr-1Mo, работающих при температурах до 550°С
Э-09Х2М1	ЦЛ-55	Сварка трубопроводов из стали 2,25 Cr-Mo, работающих при температурах до 550°С
Э-09Х1МФ	ТМЛ-3 ТМЛ-3У ЦЛ-20-67	Сварка стыков паропроводов из сталей 12Х1МФ, 15Х1М1Ф, 20ХМФЛ, 15Х1М1ФЛ, работающих при температурах до 570°С.
Э-09Х1МФ	ЦЛ-39	Сварка стыков труб, поверхностей нагрева из сталей 12Х1МФ, 12Х2МФСР и 12Х2МФБ
Э-10Х1М1НФБ	ЦЛ-36	Детали и узлы энергоустановок (паропроводы, паровая арматура и пр.) из сталей 15Х1М1Ф и 15Х1М1ФЛ, работающие при температурах 565–585°С
Э-10Х3М1БФ	ЦЛ-26М	Поверхности нагрева из стали 12Х2МФБ, работающие при температурах до 600°С; сварка разнородных сталей
Э-10Х5МФ	ЦЛ-17	Конструкции из стали 15Х5МФА и Х5М, работающие при температурах до 400°С в условиях агрессивной среды
Э-09Х1М	ТМЛ-4В	Заварка дефектов литья из сталей 20ХМЛ, 20ХМФЛ и 15Х1М1ФЛ
Э-09Х1МФ	ЦЛ-45	Трубопроводы из сталей 12Х1МФ и 15Х1М1Ф, работающие при температурах до 585°С

Для зварювання хромомолібденових сталей 12МХ, 15ХМ і 20ХМЛ використовуються електроди типу Э-09Х1М (ГОСТ 9467-75) (марки ЦУ-2МХ, ЦЛ-38, інші) з СаF₂ покриттям і стрижнем Зв-08ХМ. Для зварювання хромомолібденованадієвих сталей 12Х1МФ, 15Х1М1Ф, 20ХМФЛ і 15Х1М1ФЛ - використовуються електроди типу Э-09Х1МФ(марки ЦЛ-20, ЦЛ-45, стрижень Зв-08ХМФА). Коли застосування підігріву виробів, що зварюються, і наступної термічної обробки зварних з'єднань неможливо або необхідне зварювання перлітних жароміцних сталей з аустенітними, допускається використання електродів на нікелевій основі. Зварювання виконується на постійному струмі зворотної полярності вузькими валиками без поперечних коливань.

Зварювання в захисних газах при виготовленні зварних конструкцій з жароміцних перлітних сталей можуть бути двох видів: дугове зварювання електродом, що плавиться, у вуглекислому газі й аргонодугове зварювання вольфрамівим електродом. При зварюванні молібденових, хромомолібденових і хромомолібденованадієвих сталей необхідно використовувати одну з марок дротів, що містять молібден, хром і молібден або хром, молібден і ванадій (Св-08МХ, Св-08ХМ, Св-08ХМФА й ін.), залежно від складу зварювальної сталі.

При зварюванні у вуглекислому газі - активному окислювачу ванни - у складі дроту обов'язково крім інших легуючих елементів повинні бути присудніми розкислювачі - кремній і марганець (іноді титан). Тому для зварювання у вуглекислому газі можна використовувати тільки ті дроти, у складі яких утримуються ці елементи, у маркуванні позначені "Г" і "С", наприклад, Св-08Г2С, Св-08ГСМТ, Св-08ХГСМА, Св-08ХГСМФА й ін. залежно від складу зварювальної сталі і вимог до механічних властивостей металу шва. Так, при зварюванні хромомолібденових сталей застосовується зварювальний дріт Св-08ХГСМА, а при зварюванні хромомолібденованадієвих сталей - дріт Св-08ХГСМФА. Зварювання здійснюють на постійному струмі зворотної полярності. Для дроту діаметром 1,6 мм зварювальний струм становить 140 ... 200 А при напрузі на дузі 20...22В, а для дроту діаметром 2 мм струм зварювання 280 ... 340А и напруга 26...28В.

Аргонодугове зварювання застосовують для виконання кореневого шару при багатопроходному зварюванню стиків труб паропроводів, поверхонь нагрівання котлів і інших виробів. При зварюванні в середовищі аргону хромомолібденових сталей використовують зварювальні дроти Св-08ХГСМА, Св-8ХМ, а при зварюванні хромомолібденованадієвих сталей – дроти Св-08ХМФА й Св-08ХГСМФА. Дроти Св-08ХМ і Св-08ХМФА допускаються застосовувати тільки при вмісту кремнія в металі дроту не менш 0,22 %.

При зварюванні у вуглекислому газі сталі 15ХМ і 20ХМ застосовують зварювальний дріт Св-10ХГ2СМА. При використанні цього дроту міцні й пластичні властивості зварних з'єднань в інтервалі температур 20... 525° С практично не відрізняються від властивостей основного металу.

Автоматичне й напівавтоматичне зварювання цих сталей у вуглекислому газі проводять із попереднім підігрівом до температури 250...300°С. Режимми зварювання практично не відрізняються від режимів зварювання низьковуглецевої сталі. Після зварювання проводять високий відпуск конструкції (табл. 10-6).

Теплостійку сталь 20ХМФЛ зварюють у вуглекислому газі дротом Св-08ХГСМФА з попереднім і супутнім підігрівом до температури 300...350° С, що забезпечує підвищення стійкості шва проти тріщин і зниження твердості металу шва й околосшовної зони. Після закінчення зварювання конструкцію піддають термообробці по режиму, приведеному в табл. 10-6 (за даними Б. С. Касаткіна). Зварне з'єднання сталі 20ХМФЛ, виконане у вуглекислому газі дротом Св-08ХГСМФА, за всіма показниками рівноцінно основному металу.

Автоматичне й напівавтоматичне зварювання у вуглекислому газі сталей 12Х1МФ і 15Х1М1Ф здійснюють дротом Св-08ХГСМФА з попереднім і супутнім підігрівом до температури 250...300°С. Після зварювання виконується високий відпустку при температурі 700...740°С.

Зварювання під шаром флюсу використовують для виготовлення корпусів апаратів нафтохімічної промисловості й інших виробів з товщиною стінки 20 мм і більше. Застосовують низькоактивні по кремнію й марганцю флюси для досягнення в металі шва низького вмісту дисперсних оксидних включень (продуктів кремнемарганцевідновлювального процесу), а також стабільності вмісту Si й Mn у багат шарових швах. Зварювання здійснюють на постійному струмі зворотної полярності.

Для зменшення розміцнення хромомолібденованадієвих сталей в окологшовній зоні рекомендують режими з малою погонною енергією, тому використовують дроти діаметром 3 мм при струмі 350 ... 400А и напрузі дуги 30...32В і підвищені швидкості зварювання (40...50 м/год). Хромомолібденові сталі можна зварювати дротами діаметром 4 і 5 мм при силі струму 520 ... 650А і напрузі 30...34В. Для зварювання хромомолібденових сталей використовують дріт марок Св-08МХ і Св-08ХМ, а для зварювання хромомолібденованадієвих сталей - Св-08ХМФА.

При зварюванні під флюсом теплостійких сталей, наприклад 12Х1МФ і 15Х1М1Ф, рекомендується застосовувати дріт Св-08ХМФА і флюс АН-22. Зварювання здійснюють із попереднім підігрівом. Можна використовувати також флюс АН-17М у поєднанні із кремнемарганцовистим дротом Св-08ХГСМФА. Сталь 15Х1М1ФА – флюс АН-22, дріт – 14Х1М1ФА.

При зазначеному поєднанні зварювальних матеріалів забезпечується одержання металу шва, короткочасні й тривалі механічні властивості якого (у стані після високого відпуску) при температурі 20...585°С повністю задовольняють установленим вимогам.

Рекомендована література

Основна

- 1 Касаткин Б.С., Мусияченко В.Ф. Низколегированные стали высокой прочности для сварных конструкций – Техника, 1970. – 188с.
- 2 Браун М.П. Комплексно-легированные конструкционные стали. – Киев: Наукова думка, 1965. – 291с.
- 3 Макара А.М., Мосендз Н.А. Сварка высокопрочных сталей. – Техника, 1972. – 230с.
- 4 Козлов Р.А. Сварка теплоустойчивых сталей. – Л.: Машиностроение, 1968. – 160с.
- 5 Каховский Н.И. Сварка высоколегированных сталей. Киев. – Техника, 1975. – 376с.
- 6 Сварка и свариваемые материалы: Справочник. – М.:Металлургия, 1991. – 528 с.

7 Касаткин О.Г. Регрессионные модели для оценки доли волокнистой составляющей в изломе металла шва// Авт.сварка. 1983.№5.с8-14.

8 Лебедев Б.Д.Бейнитно-мартенситные структуры в металле низ легированных швов//Св.пр-во.1974.№10.С.16-18.

9 Касаткин О.Г., Зайффарт.Влияние химического и фазового состава зоны термического влияния на ее механические свойства при дуговой сварке низколегированной стали// Авт.сварка.1984.32.с5-10

10 Расчет содержания ферритной фазы в наплавлениях металле аустенитно-ферритного класса/А.А.Буки др.//Авт.сварка.1985.№11.С.50-52

Допоміжна

1 Каховский Н.И., Фартушный В.Г., Ющенко К.А. Электродуговая сварка сталей. – Киев.: Наукова думка, 1975. – 480с.

2 Браун Н.П. Высокелегированные ферритные и аустенитные стали. – Киев.: Машгиз, 1954. – 122с.

3. Герман С.И. Электродуговая сварка теплоустойчивых сталей перлитного класса. – М.: Машиностроение, 1972. – 199с.