

Міністерство освіти і науки України
Тернопільський національний технічний університет імені Івана Пулюя

Факультет інженерії машин, споруд та технологій

(повна назва факультету)

Кафедра інжинірингу машинобудівних технологій

(повна назва кафедри)

КВАЛІФІКАЦІЙНА РОБОТА

на здобуття освітнього ступеня

магістр

(назва освітнього ступеня)

на тему: **Дослідження процесів зварюваності середньолегованих
високоміцних сталей для спецтехніки**

Виконав(ла): студент(ка) VI курсу, групи МП_м-61
спеціальності

131 «Прикладна механіка»

(шифр і назва спеціальності)

Іванів В.Б.

(підпис)

(прізвище та ініціали)

Керівник

Паньків В.Р.

(підпис)

(прізвище та ініціали)

Нормоконтроль

Дячун А.Є.

(підпис)

(прізвище та ініціали)

Завідувач кафедри

Окіпний І.Б.

(підпис)

(прізвище та ініціали)

Рецензент

(підпис)

(прізвище та ініціали)

Тернопіль 2023

Міністерство освіти і науки України
Тернопільський національний технічний університет імені Івана Пулюя

Факультет інженерії машин, споруд та технологій
(повна назва факультету)
 Кафедра інжинірингу машинобудівних технологій
(повна назва кафедри)

ЗАТВЕРДЖУЮ
 Завідувач кафедри

(підпис)
 « »
 Окіпний І.Б.
(прізвище та ініціали)
 2023 р.

ЗАВДАННЯ

НА КВАЛІФІКАЦІЙНУ РОБОТУ

на здобуття освітнього ступеня магістр
(назва освітнього ступеня)
 за спеціальністю 131 «Прикладна механіка»
(шифр і назва спеціальності)
 студенту Іванів Володимир Богданович
(прізвище, ім'я, по батькові)

1. Тема роботи Дослідження процесів зварюваності середньолегованих високоміцних сталей для спецтехніки

Керівник роботи Паньків Віталій Романович, к.т.н., доцент
(прізвище, ім'я, по батькові, науковий ступінь, вчене звання)

Затверджені наказом ректора від «16» листопада 2023 року № 4/7-1058

2. Термін подання студентом завершеної роботи . 20.12.2023 р.

3. Вихідні дані до роботи: існуючі процеси зварювання середньолегованих високоміцних сталей, методики аналізу характеристик сталей, методи випробування на міцність

4. Зміст роботи (перелік питань, які потрібно розробити)

1. Аналітична частина. 2. Науково-дослідна частина. 3. Технологічно-конструкторська частина. 4. Проектна частина. 5. Безпека в надзвичайних ситуаціях, охорона праці.

5. Перелік графічного матеріалу (з точним зазначенням обов'язкових креслень, слайдів):
результати дослідження у вигляді таблиць, схем, графіків

РЕФЕРАТ

Обсяг роботи складає 107 сторінок, 7 таблиць, 25 рисунків, 7 додатків, 25 бібліографічних посилань.

Об'єктом дослідження магістерської роботи є середньо-леговані високоміцні сталі.

Предметом дослідження роботи є параметри зварюваності високоміцних середньо-легованих сталей, які використовуються у виробництві спецтехніки.

Метою даної роботи є аналіз зварюваності середньо-легованих високоміцних сталей, виявлення основних технологічних складнощів при зварюванні даних сталей, а також пошук способу підвищення механічних характеристик зварних швів у порівнянні з використовуваною нині технології.

Ключові слова: зварювання високоміцних сталей, дугове зварювання корпусів спецтехніки, порошковий дріт, валикова проба, діаграма Потака – Сагалевич.

ЗМІСТ

ВСТУП	7
1. АНАЛІТИЧНА ЧАСТИНА	9
1.1 Властивості середньо-легованих високоміцних сталей, що використовуються в виробництві корпусів спецтехніки	9
1.2. Леговані елементи впливу на зміну механічних властивостей сталей	17
1.3 Впливи на зміну властивостей зварних з'єднань	29
1.4 Висновки до розділу	38
2. НАУКОВО-ДОСЛІДНА ЧАСТИНА	40
2.1 Методика проведення досліджень	40
2.2 Механічні випробування	45
2.3 Методи розрахункової оцінки механічних характеристик зварних з'єднань та ЗТВ	51
2.4 Результати металографічних досліджень зразків	52
3. ТЕХНОЛОГІЧНО-КОНСТРУКТОРСЬКА ЧАСТИНА	55
3.1 Аналіз хімічного складу порошкового дроту	55
3.2 Розрахунок основних параметрів режиму наплавлення	57
3.3 Розрахунок хімічного складу та структурно-фазового складу наплавленого металу	61
3.4 Розрахунок структурно-фазового складу порошкових дротів по модернізовану методикою Потака-Сагалевиц	62
3.5 Розрахунок основних параметрів режиму зварювання	68
3.6 Розрахунок хімічного та структурно-фазового складу металу шва	73
4. ПРОЕКТНА ЧАСТИНА	75
4.1 Механічні властивості та тріщиностійкість зварних з'єднань середньолегованих високоміцних сталей	75
4.2 Основні механізми зміцнення сталей	86

5. БЕЗПЕКА В НАДЗВИЧАЙНИХ СИТУАЦІЯХ, ОХОРОНА ПРАЦІ	90
5.1 Безпека в надзвичайних ситуаціях	90
5.1.1 Засоби індивідуального захисту робітників-зварювальників ..	90
5.1.2 Захист від ураження електричним струмом	91
5.2 Охорона праці	92
5.2.1 небезпечні та шкідливі виробничі фактори при зварюванні ..	92
5.2.2 Системи вентиляції у складально-зварювальних цехах	94
ВИСНОВКИ	96
СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ	97
ДОДАТКИ	100

ВСТУП

Актуальність роботи. На сьогоднішній день активно розвиваються засоби захисту екіпажу легко-броньованої техніки від ураження стрілецькою зброєю, розробляються нові марки сталей із підвищеними показниками протипульної стійкості, які забезпечують зниження металоємності конструкцій при одночасному підвищенні тактико-технічних характеристик виробу.

Істотною проблемою у корпусному виробництві легко-броньованої техніки є зварювання нових високоміцних та ультра-високоміцних броньових сталей.

Основний складністю при зварюванні (наплавленні) даних сталей є висока схильність металу шва (МШ) та зони термічного впливу (ЗТВ) до появи холодних та гарячих (кристалізаційних) тріщин, а також утворення структур, які знижують опірність зварних з'єднань тендітного руйнування.

Використання зварювального матеріалу ферито-перлітного класу дозволяє уникнути появи тріщин у МШ та навколо шовної зони (НШЗ), проте після зварювання для зниження схильності до утворення тріщин рекомендується термічна обробка всього виробу (низькотемпературна відпустка).

Ефективним способом зниження схильності металу до тріщиноутворення є такий технологічний прийом, як попередній підігрів. Попереднє підігрів (ПП) дозволяє знизити кількість загартованих структур, що утворилися в МШ і ЗТВ, які різко знижують опірність зварних з'єднань крихкому руйнуванню. Більш ефективним способом зниження схильності до холодних тріщин (ХТ) є супутній підігрів (СП), який дозволяє знизити швидкість охолодження області бездифузійного мартенситного перетворення.

Вирішенням проблеми зварюваності високоміцних середньо легованих сталей та підвищення механічних властивостей МШ та ЗШЗ має ґрунтуватися на підборі оптимальних термічних циклів зварювання та правильному виборі зварювальних матеріалів.

Мета роботи. Метою даної роботи є підвищення механічних характеристик зварних швів шляхом розробки технології зварювання та аналізу зварюваності середньолегованих високоміцних (броньових) сталей.

В кваліфікаційній роботі необхідно вирішити такі завдання:

- проаналізувати зварюваність високоміцних середньо-легованих сталей, що використовуються в промисловості, виявити основні причини появи тріщин при зварюванні броньових сталей.

- виконати порівняльний аналіз наявних технологій із зварювання високоміцних сталей, виявити недоліки та переваги кожної технології.

- розробити нову технологію зі зварювання високоміцних середньо-легованих сталей для спецтехніки, яка дозволяє підвищити механічні властивості металу шва.

- розглянути питання безпеки життєдіяльності та охорони праці.

Об'єкт дослідження – технологічний процес зварювання середньо-легованих високоміцних (броньових) сталей.

Предмет дослідження – параметри та режими електродугового зварювання.

Отримані результати. Запропоновано удосконалену технологію збирання та технологічний процес електродугового зварювання середньо-легованих високоміцних (броньових) сталей.

Практичне значення. Результати роботи можна застосовувати під час розрахунку параметрів і режимів електродугового зварювання.

Апробація результатів кваліфікаційної роботи магістра. Окремі результати роботи доповідались та отримали позитивну оцінку на XII Міжнародній науково-технічній конференції молодих учених та студентів «Актуальні задачі сучасних технологій» 2023 р., м. Тернопіль, ТНТУ ім. І. Пулюя.

Публікації. Часткові результати досліджень за темою магістерської роботи опубліковано в 1 праці: збірник тез XII Міжнародної науково-технічної конференції молодих учених та студентів «Актуальні задачі сучасних технологій» 2023 р., м. Тернопіль, ТНТУ ім. І. Пулюя.

Структура та обсяг роботи. Дисертація складається із вступу, 4 розділів, висновків з кожного розділу, загальних висновків щодо роботи, бібліографічного списку зі 25 найменувань. Робота викладена на 107 сторінках машинописного тексту, що включає 25 рисунків, 7 таблиць.

1 АНАЛІТИЧНА ЧАСТИНА

1.1 Властивості середньо-легованих високоміцних сталей, що використовуються в виробництві корпусів спецтехніки

В даний час спостерігається стійка тенденція оснащення армії сучасними зразками військової техніки, зокрема бронетехнікою нового покоління. При її виробництві як і раніше актуальні питання продуктивності та якості. Найбільш трудомістким у виготовлення бронетехніки є виробництво корпусних виробів, особливо з урахуванням застосування в їх конструкції високоміцних сталей, які пред'являють особливі вимоги до технологічної обробки.

До корпусів спецтехніки пред'являються високі вимоги щодо тактико-технічним та експлуатаційним характеристикам, тому для них виготовлення в серійному виробництві використовують високоміцні та ультра-високоміцні спеціальні сталі з тимчасовим опором розриву $\sigma_{\sigma} = 1500-2350$ МПа.

Як правило, це покращені високоякісні високоміцні середньо-леговані сталі, що мають високі механічні характеристики. При виробництві даних сталей застосовують процеси спец-електрометалургії, зокрема електрошлаковий, вакуумно-дуговий, плазмово-дуговий або індукційний переплав.

Високі механічні властивості середньо-легованих сталей досягаються легуванням елементами, що зміцнюють ферит та підвищують прожарювання сталі, і належною термообробкою, після якої в повною мірою проявляється позитивний вплив легуючих елементів.

Тому середньо-леговані сталі завжди характеризуються як хімічним складом, і видом термообробки. Сталі цієї групи, як правило, піддаються поліпшенню (загартування з наступним високим відпусткою) або загартуванню та низької відпустки [17].

Така термічна обробка дозволяє підвищити механічні властивості середньо-легованої сталі та покращити оброблюваність різанням.

Високоміцні сталі, призначені для виготовлення різних деталей, у тому числі і великогабаритних, повинні містити мінімальне, необхідну для отримання заданої міцності кількість вуглецю та сумарний вміст легуючих елементів, таких як *Cr, Mn, Si, Ni, W*, не менше 2-3%.

Високоякісні високоміцні сталі – деяке кількість нікелю і, бажано, один або кілька інтенсивних карбідоутворюючих елементів (*Mo, W, Nb, V*).

Легуючі елементи, та особливо карбідоутворюючі легуючі елементи, затримують процеси зміцнення при відпустці.

Якість сталей та сплавів значною мірою визначається їх чистотою, тобто вмістом шкідливих домішок, неметалевих включень, розчинених газів. Навіть найбільш якісна сталь, що виплавляється в відкритих електричних дугових та індукційних печах, за своєю чистотою не завжди може повністю задовольнити безперервно зростаючі вимоги.

Істотне значення для підвищення якості високоміцної сталі має застосування сучасних методів виплавки: електрошлакового (ЕШП), вакуумного дугового (ВДП), вакуумно-індукційного (ВІП) переплавів.

Численними дослідженнями показано, що ці методи виплавки зменшують вміст неметалевих включень та газів (водню, кисню та азоту).

Висока міцність та пластичні властивості легованих сталей поєднуються з високою стійкістю проти переходу в крихкий стан, що й визначає їх використання для конструкцій, що працюють у важких умовах, наприклад при ударних та знакозмінних навантаженнях, при низьких або високих температурах та тисках, в агресивних середовищах тощо.

При застосуванні середньо-легованих сталей високої міцності слід враховувати їх підвищену чутливість до концентрації напруг, особливо при циклічних навантаженнях та високих значеннях коефіцієнта форми [8]. Це накладає додаткові вимоги до конструктора у проектуванні конструкції. Для зниження концентрації напруг необхідно прагнути до відсутності монтажних перекосів, встановлення максимально можливих з конструктивних міркувань радіусів переходів від однієї деталі (перетину) до іншої.

А також підвищені вимоги до механічної обробки (підвищені вимоги до параметра шорсткості, відсутність на механічно оброблених деталях «рисок»).

Для зниження внутрішніх напруг після зварювання конструкцій з високоміцних сталей рекомендується низькотемпературна відпустка при температурі 250–270 °С. Однак така термічна обробка негативно впливає на ударну в'язкість сталі.

З підвищенням температури відпустки ударна в'язкість збільшується, однак є два температурні інтервали, при яких у конструкційних сталей вона помітно знижується: 250–350 та 500–600 °С. Зниження в'язкості відповідно називають відпускнуою крихкістю I та II роду (див. рис. 1.1).



Рисунок 1.1 – Вплив температури відпустки та швидкості охолодження від температури відпустки на ударну в'язкість конструкційних легированих сталей (схема): I, II – відпускна крихкість I та II роду

Природа крихтіння після відпустки при вказаних температурах недостатньо зрозуміла [9]. Відбувається таке явище, мабуть, головним чином через шкідливі домішок [3], що д ієть небажаною відпустку у вказаному діапазоні температур. Але якщо підняти температуру відпустки вище 450 °С, то це призведе до швидкого падіння межі плинності, тоді як температура відпустки нижче 250 °С не призводить до достатнього зняття гартових напруги.

Деяка модифікація хімічного складу сталі дає можливість підняти температуру відпустки до 300 °С.

Це дозволяє краще зняти залишкові напруги і водночас сприяє видаленню водню зі сталі та знижує небезпеку водневого крихтіння. Згадана модифікація складу зводиться в основному до збільшення вмісту кремнію і молібдену, додаванню ванадію та іноді бору. З метою підвищення температури відпустки до сталі додають і кобальт.

Легування сталі хромом, нікелем, марганцем посилює відпускну крихкість. Особливо сильно зрхується сталь при спільному легуванні $Cr + Ni$, $Cr + Mn$, $Cr + Mn + Si$ та ін. Введення $Mo \leq 0,4 \dots 0,5 \%$ і $W \leq 1,2 \dots 1,5 \%$ зменшує, а іноді повністю пригнічує схильність сталі до оборотної відпускну крихкості; при вищому вмісті цих елементів крихкість знову збільшується.

Зниження ударної в'язкості після відпустки при $250\text{--}350^\circ\text{C}$ спостерігається у всіх конструкційних сталей незалежно від ступеня легування. Помітне падіння ударної в'язкості після відпустки при $500\text{--}600^\circ\text{C}$ спостерігається тільки у легуваних конструкційних сталей – хромистих, марганцевих, хромонікелеві, хромомарганцеві і т. д.

Зниження в'язкості майже не відбувається у разі швидкого охолодження від температури відпустки (у воді або олії). Відпускну крихкість II роду помітно пригнічується навіть за повільного охолодженні від температури відпустки додатковим легуванням молібденом або вольфрамом у кількості 0,3% та 1%, відповідно [9].

Широке застосування сталей даного класу знаходять у оборонній промисловості (броньові сталі), зокрема у виробництві легко-броньованої техніки.

Зазначимо, що у виробництві спецтехніки існують певні вимоги, зокрема зварні з'єднання (зварні шви), навколо-шовні зони та роз'ємні з'єднання броньового захисту, стійкість яких повинна дорівнювати стійкості основного матеріалу, повинні забезпечувати цілісність конструкції броньового захисту під впливом засобів ураження.

Бронева сталь – вуглецева середньо-легована сталь підвищеної міцності для виготовлення броньового захисту корпусів легко броньованої техніки.

Основними легуючими елементами броньової сталі є, головним чином Cr , Ni , Mo , V , Mn , Si .

Бронева сталь виготовляється переважно деформованим способом (катані листи), рідше катано-кованим або литим. Товщина листів, що використовуються у виробництві легко-броньована техніка, варіюється від 4 до 20 мм.

Броньову сталь можна класифікувати на дві великі групи.

- гомогенну;
- гетерогенну.

Гомогенна броньова сталь характеризується однорідною структурою та твердістю по всій глибині.

Гетерогенну броньову сталь отримують одностороннім загартуванням на деяку глибину, а в ряді випадків односторонньої цементації плит, що надає їх лицьовій стороні велику твердість (до 600 HB), тильні ж шари залишаються в'язкими.

Найбільшого поширення при виготовленні спецтехніки набула гомогенна броньова сталь.

На сьогоднішній день вітчизняні та західні розробники броньових сталей намагаються знизити металоємність виробу при одночасному підвищенні кулестійкості. Збільшити кулестійкість броньової сталі можна було б шляхом збільшення її твердості. Проте за твердості перешкоди з гомогенної вуглецевої броньової сталі більше 55 HRC вона стає крихкою і при обстріл навіть звичайними сталевими кулями уражається за типом пролому або розколу. Для того, щоб уникнути цього, необхідно зберегти пластичність стали лише на рівні $\psi = 30\%$.

У НДІ сталі була розроблена нова броньова сталь марки, що зварюється. «44С», в якій вдалося поєднати високу твердість ($HRC 55\dots 57$) та пластичність $\psi = 30\%$.

Вплив твердості броньової сталі на захищену товщину металу в залежності від використовуваної стрілецької зброї представлено рис. 1.2.

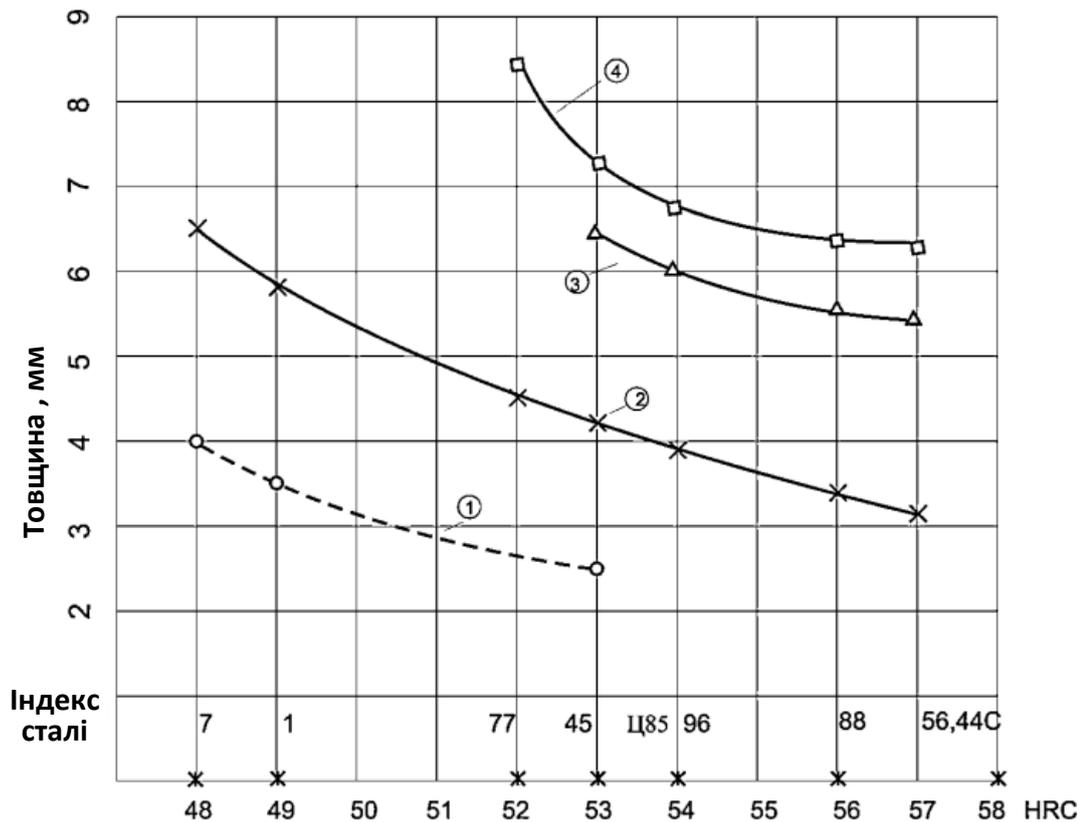


Рисунок 1.2 – Вплив твердості (*HRC*) на товщину, що захищає, при випробуванні різними засобами: 1. Пістолет ТТ (7,62) Пст ($V_{y\partial} = 415...445$ м/с); 2. Автомат АК-47 (7,62) ПС; $V_{y\partial} = 710 \dots 725$ м/с; 3. Автомат АК-74 (5,45) - $V_{y\partial} = 900 \pm 10$ м/с; 4. Автомат АК-47 (7,62) ТУС: $V_{y\partial} = 710 \dots 725$ м/с

Як впливає з поданих даних, балістичні характеристики сталі марки "44С" знаходяться на рівні найкращих закордонних гомогенних броньових сталей марок MARS-300 (Франція), ARMOX-600 (Швеція), 4340 TOD (США) тощо.

Характеристики деяких зарубіжних і вітчизняних броньових сталей представлені у табл. 1.1.

Збалансований за вмістом вуглецю та основних легуючих та карбідоутворюючих елементів хімічний склад сталі марки «44С», а також особливості технології її виплавки, прокатки та термічної обробки дозволяють отримувати структуру дрібнодисперсного низько-відпущеного пакетного мартенситу з балом зерна № 12–13 із твердістю 55–57 *HRC* ($\sigma_{\partial} = 2250...2350$ МПа, $\sigma_{0,2} = 2000...2100$ МПа, $\psi = 30$ %).

Таблиця 1.1 – Характеристики основних марок вітчизняних та зарубіжних протипульних сталей

Марка сталі	Спосіб виплавки	Номинальна система легування	<i>HV</i> (HRC)	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	$\alpha_H \times 10^2$, МДж/м ²
1	Мартен, ЕДП	0,26C-1,4Mn-1,4Si-0,2Mo	388-477	1550	-	-	-	70
77Ш	ЕШП+ТМО	0,35C-1,4Si-1,1Cr-2,4Ni-0,3Mo	477-522	1900	1600-1700	10-12	40-50	80
88Ш		0,40C-1,4Si-1,1Cr-2,4Ni-0,3Mo	495-555	2000	-	-	-	70
КВК-37	ЕДП+ВИП або ВДП	0,37C-0,8Mn-2,0Cr-1,0Ni-0,5Mo-0,7W-0,03Nb-0,02B	447-555	2000	-	-	-	-
КВК-42		0,42C-0,8Mn-2,0Cr-1,0Ni-0,5Mo-0,7W-0,03Nb-0,02B	495-578	2100	-	-	-	-
44	ЕДП ЕШП	45ХНМФА	560-610 (51-52)	2050-2100	1550-1700	8-10	30-40	50-60
44С	-	-	(55-57)	2250-2350	2000-2100	-	30	-
46	-	0,46C-1,0Cr-1,5Ni-0,25Mo-0,14V	(54-56)	2150-2250	-	-	-	-
56	-	0,5C-3Cr-1,7Ni-1,95Mo-	(57-58)	2250-2350	-	-	-	-
Ф110	ЕДП	0,46C-1,3Si-1,5Cr-1,6Ni-0,3Mo	(53-54)	2100	1900	-	-	-
MARS 300 Франція	ЕДП+вакуум.	0,5C-0,8Si-4,0Ni-0,4Mo	578-655 (56-60)	2180	-	-	-	-
ARMOX 600S Швеція		0,45C-0,8Mn-0,8Cr-2,5Ni-0,65Mo-0,002B	570-640 (56-60)	-	-	-	-	-
ХН-206 ФРН	ЕДП, непічна обробка	35Х2Н2,5МФ	450-500	1700	-	-	-	-
ХН-113 ФРН	-	42ХГМ1Ф	480-530	1900	-	-	-	-
4340 TOD США	-	40ХН2МФ	477-514	1900	-	-	-	-

Примітка: ЕДП – електродуговий переплав, ЕШП – електрошлаковий переплав, ТМО – термомеханічна обробка, ВПІ – вакуумно-індукційний переплав, ВДП – вакуумно-дуговий переплав, КК – кисневий конвертор.

1.2 Леговані елементи впливу на зміну механічних властивостей сталей

Вплив легуючих елементів на кінетику фазових перетворень та зміна механічних властивостей сталей.

Легуючі елементи вводять у сталь спеціально зміни її властивостей та структури. Найбільш поширеними легуючими елементами у середньо-легованих високоміцних сталях є *Mn, Ni, Cr, Mo, V, Si, Ti*, рідше використовують *B, N* та деякі рідкісноземельні метали.

Всі елементи, за винятком вуглецю, азоту, водню та частково бору¹, утворюють із залізом тверді розчини заміщення, що мають кристалічну решітку розчинника, тобто легований ферит з ОЦК-решіткою або легований аустеніт з ГЦК-решіткою.

А також безліч різних фаз, що мають власні грати, відмінні від решіток компонентів. Вони розчиняються в залозі та впливають на положення точок A_3 та A_4 , що визначають температурну область існування α та γ -заліза.

Легуючі елементи впливу на температурну область існування Поліморфні модифікації заліза можна розділити на дві групи.

Перша група об'єднує елементи, що розширюють область γ -фази по осі температур. Вони є гамма-стабілізаторами. До таких елементів відносять нікель та марганець, які знижують температуру A_3 та підвищують температуру A_4 [9].

Аналогічний вплив на критичні точки A_3 і A_4 надають такі аустенітоутворюючі елементи, як *C, N, Ni, Zn* та ін.

Як правило, розширення області γ -фази пов'язане зі зниженням температури A_3 ($\alpha \rightarrow \gamma$) при нагріванні та підвищенням A_4 ($\gamma \rightarrow \alpha$) при збільшенні концентрації легуючого компонента M .

Виняток становить кобальт, що підвищує температуру обох перетворень.

Друга група – кремній, хром, алюміній, молібден, вольфрам, ванадій, титан, фосфор, бір, цирконій у подвійних діаграмах (із залізом) – утворює замкнуту γ -область, що характеризується підвищеною точкою A_3 і зниженою A_4 , і збільшує стійкість α -заліза [14]. Елементи, що розширюють стійкість α -заліза, називають ферито-утворюючими.

Підвищення вмісту вуглецю полегшує перехід сталі в холодноламкий стан. За даними кожна 0,1% C підвищує поріг холодноламкості на 20 °С, розширюючи температурний інтервал крихкості (ТІК) сталі, тобто температурний інтервал, при якій сталь переходить від в'язкого стану до тендітного.

Найбільшу міцність має сталь з вмістом вуглецю 0,8–1,0 %, що пов'язано з випаданням у заевтектоїдній сталі з аустеніту крім перліту (П) вторинного цементиту (Цп), який характеризується високою міцністю, але практично нульовою пластичністю.

При збільшенні вмісту вуглецю більше 1,0% зменшується не лише пластичність, а й міцність стали. Це пов'язано з утворенням сітки крихкого цементиту навколо перлітних зерен, що легко руйнується при навантаженні. З цієї причини заевтектоїдні сталі піддаються спеціальному відпалу, внаслідок якого отримують структуру зернистого перліту.

Таким чином, з підвищенням вмісту вуглецю до 1% сталі підвищується міцність (σ_6) та твердість (НВ), проте знижується ударна в'язкість (КСУ) та пластичність (δ , ψ). Вплив вмісту вуглецю в сталі на зміна механічних властивостей показано рис. 1 З.

Марганець додають при виплавці сталі у кількості 0,5–0,8 % для рафінування металу. Такий зміст марганцю практично не впливає на механічні властивості та зварюваність сталі. Розчиняючись у ферриті, марганець дещо зміцнює його, утворюючи легований цементит (Fe, Mn) $3C$. Марганець у сталі є корисною домішкою, він сприяє розкисленню та десульфідізації сталі, а також зменшує червоно-ломкість сталі, що особливо важливо при гарячій прокатці.

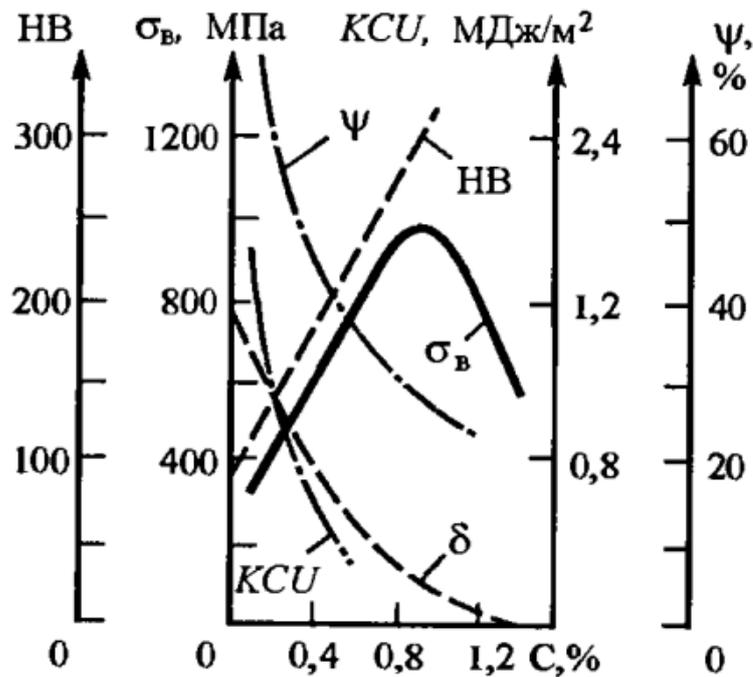


Рисунок 1.3 – Вплив вуглецю на механічні властивості сталі

При легуванні марганцем вище 1,5% збільшуються прожарювання, твердість і міцність сталі, проте підвищується схильність сталі до тріщиноутворення через появу гартових структур.

Кремній додають при виплавці сталі кількості не більше 0,4 %.

Кремній, як і марганець, також розчиняється у фериті та зміцнює його. Він розкислює метал, видаляючи кисень із сталі; при цьому утворюються тугоплавкі оксиди, які виводяться у шлак. Зменшення вмісту кисню (дегазація) у сталі покращують її властивості.

Кремній є ефективнішим зміцнювачем, ніж марганець.

Кремній, що залишається після розкислення у твердому розчині (у фериті), сильно підвищує межу плинності ($\sigma_{0,2}$). Це знижує здатність сталі до витяжці та особливо холодній висадці.

Хром є основним компонентом, який забезпечує корозійну стійкість сталі. При введенні $Cr \geq 13$ % у сталі різко збільшується корозійна стійкість, і вона стає жаростійкою (окаліно-стійкий). Збільшення вмісту $Cr \geq 20$ % призводить до повторного стрибка корозійної стійкості, при цьому сталь стає жароміцною.

Як уже зазначалося вище, *Cr* відноситься до другої групи елементів, які стабілізують α -фазу і звужують сферу існування γ -фази, тобто. є феритоутворюючим компонентом.

Введення в сталь нікелю, навпаки, розширює γ -область і знижує температуру $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення. При введенні в сталь понад 20% *Ni* температура початку розпаду аустеніту стає нижче 20 °С і сталь звичайних умовах зберігає чисто аустенітну структуру, тому *Ni* називають аустенізатором. Нікель також збільшує корозійну стійкість сталі та її жароміцність, так як γ -фаза має більшу жароміцність, ніж α -фаза.

Нікель збільшує пластичність, і в'язкість сталі, знижує температуру порога холодноламкості та зменшує чутливість сталі до концентраторам напруги; перелічені фактори сприяють підвищення опору стали крихкою руйнацією. В якості прикладу можна відзначити, що введення в сталь 1% нікелю призводить до зниження порога холодноламкості на 60–80 °С, а легування сталі 3–4 % нікелю забезпечує їй глибоку прожарюваність.

При збільшенні сумарного вмісту хрому та нікелю збільшуються: тимчасовий опір (більше, ніж при впливі кожного компонента в окремо); подрібнення зерна (головним чином вплив *Cr*); в'язкість (переважно вплив *Ni*); чутливість до флокенів; відпускна крихкість; зварюваність; окалиностійкість; жароміцність; стійкість проти міжкристалічної корозії.

Молібден підвищує стійкість аустеніту, збільшує прожарювання сталі.

Загальні закономірності впливу легуючих елементів на твердість та ударну в'язкість фериту представлена рис. 1.4.

Бор додають у мікродозах (0,002–0,005 %) для збільшення прожарювання [9]. Цей елемент зосереджується на межах зерен аустеніту і пригнічує зародження центрів фериту та цементиту, різко уповільнюючи цим євтектоїдний розпад. Особливо сильний вплив на збільшення прожарюваності конструкційних сталей із вмістом 0,2...0,4 % С надає близько 0,003 % [22]. Відомо [9], що додавання 0,003% підвищує прожарювання сталі еквівалентно введенню 1% *Ni*, 0,5% *Cr* або 0,2% *Mo*.

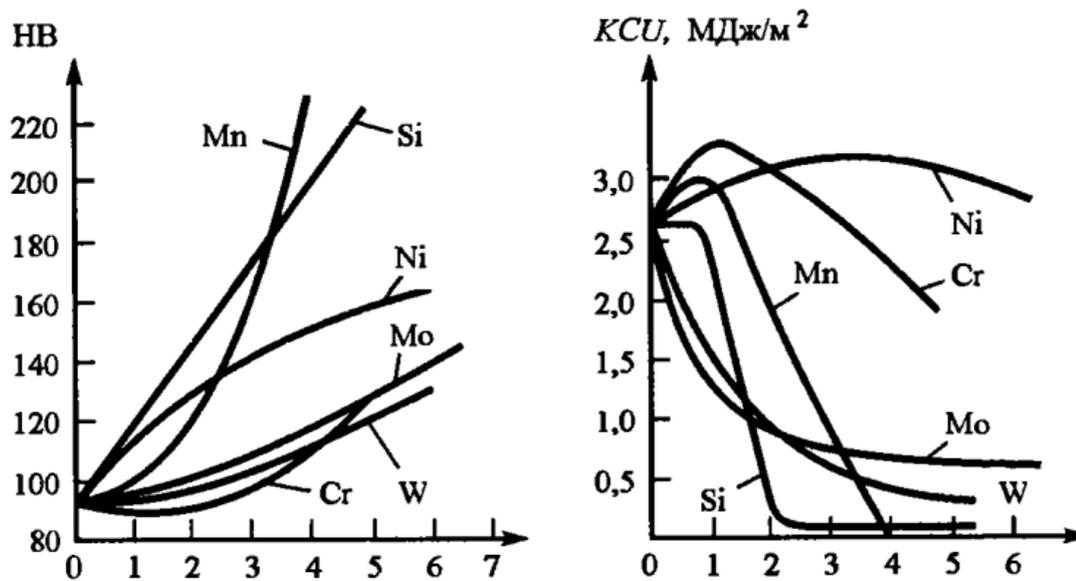


Рисунок 1.4 – Вплив легуючих елементів на твердість та ударну в'язкість фериту

Варто зазначити, мікролегування $B < 0,001$ % не впливає на прожарювання сталі, а при додаванні $B > 0,005$ % прожарюваність також суттєво не підвищується, при цьому значно збільшується горячоломкість сталі. Тому при виплавці сталі необхідно жорстко регулювати межі мікролегування (0,001–0,005 %) бором, що представляє певні складності при виплавці.

Відомо, що розчинність бору в залозі дуже обмежена, перевищує 0,005%. Бор із залізом утворюють міцний борид FeB . Внаслідок незначної розчинності бору у рідкому залозі під час кристалізації бориди випадають і діють як центри кристалізації подрібнюючим чином на будову сталі, подібно до нітридів і карбідів.

Сірка є вкрай шкідливою домішкою в сталі і різко чинить негативний вплив на її зварюваність, викликаючи утворення гарячих тріщин. Вміст сірки у сталі має перевищувати 0,04–0,05 % [20].

Фосфор також є вкрай шкідливою домішкою у сталі, оскільки утворюється фосфористе залізо, тендітніше, ніж сталь. Зміст у сталі фосфору в межах 0,1–0,2 % робить її крихкою за нормальної температури (холодноламкою), тому вміст фосфору не повинен перевищувати 0,04–0,05 %. Чим вище вміст вуглецю в сталі, тим помітніше шкідливий вплив фосфору.

Таким чином, змінюючи зміст легуючих елементів, можна одержати різну структуру сталі. Залежність між структурно-фазовим складом та хімічним складом металу визначається за діаграмою Шеффлера (див. рис.1. 5).

На осі абсцис відкладають еквівалентне вміст хрому ($Cr_{екв}$), а по осі ординат – еквівалентний вміст нікелю ($Ni_{екв}$).

У формулу для розрахунку $Cr_{екв}$ входять ферито-утворюючі хімічні компоненти, що розширюють сферу існування α -заліза, а в $Ni_{екв}$ – аустеніто-утворюючі компоненти, що розширюють стійкість γ -заліза.

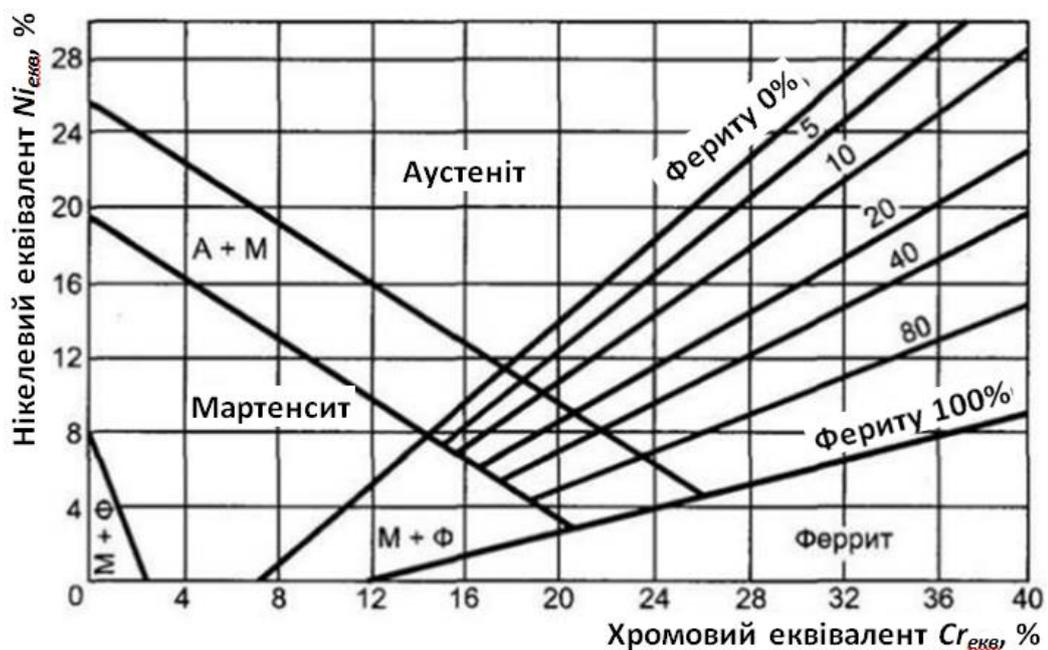


Рисунок 1.5 – Залежність структурного складу металу (діаграма Шеффлера)

Еквівалентний вміст хрому ($Cr_{екв}$) розраховується за наступною формулі

$$Cr_{екв} = Cr + 1,5 * Si + 0,5 * Nb + Mo + 0,8 * V + 4 * Ti + 4 * Al, \quad (1.1)$$

де $Cr, Si \dots$ – вміст легуючих елементів, мас. %.

Еквівалентний вміст нікелю ($Ni_{екв}$) розраховується за формулі

$$Ni_{екв} = Ni + 30 * C + 26 * N + 0,5 * Mn + 0,3 * Cu, \quad (1.2)$$

де $Ni, C \dots$ – вміст легуючих елементів, мас. %.

Використовуючи еквівалентні вмісти хрому та нікелю, можна розрахувати вмісту дельта-фериту (δF) та мартенситу (M).

Зміст дельта-фериту (δF) можна розрахувати за такою формулою

$$\delta F = 3 * Cr_{екв} - 2,7 * Ni_{екв} - 22,5, \quad (1.3)$$

де $Cr_{екв}$ – еквівалентний вміст хрому, %; $Ni_{екв}$ – еквівалентний вміст нікелю, %.

Кількість мартенситу (M) можна розрахувати за такою формулою

$$M = 13,4 * (31,5 - 1,25 * Ni_{екв} - Cr_{екв}), \quad (1.4)$$

де $Ni_{екв}$ еквівалентний вміст нікелю, %; $Cr_{екв}$ – еквівалентний вміст хрому, %.

Однак насправді аналогів хрому та нікелю дуже мало, а деякі легуючі елементи за своїм впливом на структуру нержавіючих сталей взагалі не схожі ні на нікель, ні на хром, і тому не можуть розглядатися у діаграмі Шеффлера.

Наприклад, кобальт дуже мало знижує температуру мартенситного перетворення нержавіючих сталей ж час суттєво пригнічує утворення δ -фериту, а алюміній підвищує температуру мартенситного перетворення їх та різко збільшує кількість δ -фериту. У тих випадках, коли титан зв'язує вуглець, його вплив на структуру нержавіючої сталі протилежно титану, що знаходиться у твердому розчині.

Тому правильніше використовувати для розрахункового визначення структурно-фазового складу діаграму Потака Сагалевиц (див. рис.1.6). Ця діаграма вважається досконалішою, ніж діаграма Шеффлер.

По осі абсцис на даній діаграмі відзначають еквівалентне вміст хрому по відношенню до ферито-утворення $Cr_{екв\phi}$, де враховуються хімічні елементи, що впливають освіту δF . На осі ординат відзначають еквівалентний вміст хрому по відношенню до мартенсито-утворення, де відповідно враховуються хімічні елементи, що впливають на утворення мартенситу (M).

Величини $Cr_{екв\phi}$ та $Cr_{екв\ m}$ можна розрахувати за такою формулою

$$Cr_{ЭКВ}^{\phi} = \% Cr - 1,5 * Ni + 2 * Si - 0,75 * Mn - K_{\phi} * (C + N) + Mo + 4 * Al + 4 * Ti + 1,5 * V + 0,5 * W + 0,9 * Nb - 0,6 * Co - 0,5 * Cu, \quad (1.5)$$

де $Cr, Ni \dots$ – легуючі елементи, мас. %; K_{ϕ}, K_m – коефіцієнти впливу C і N .

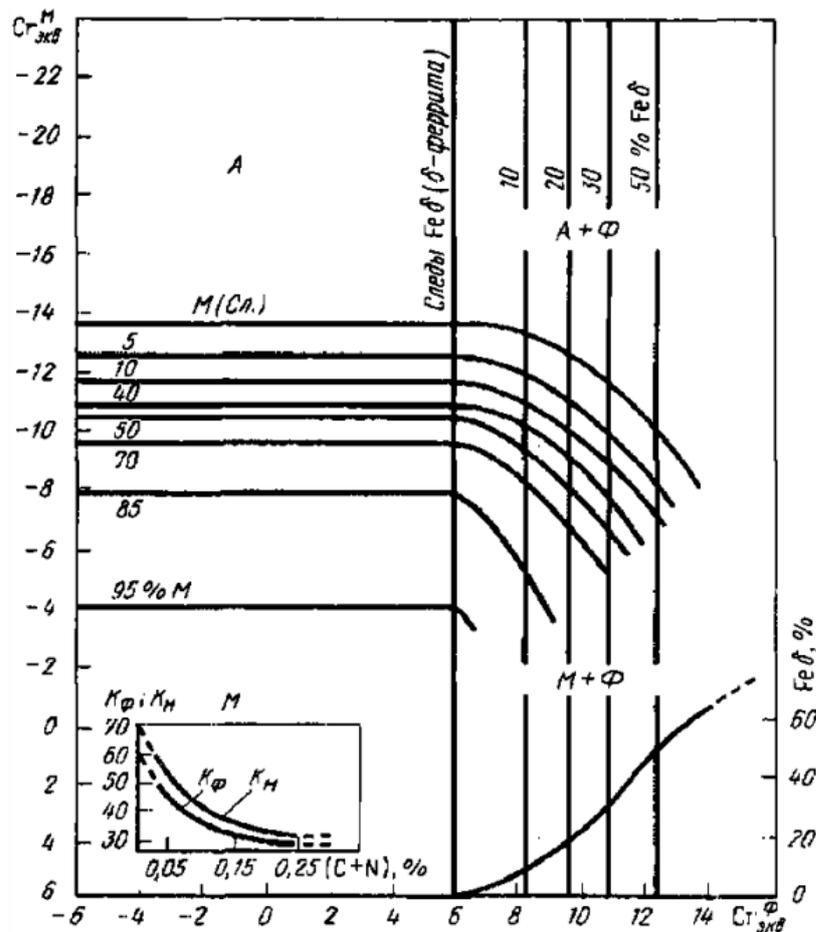


Рисунок 1.6 – Структурна діаграма Потака–Сагалевича

Створення діаграми Потака-Сагалевич є серйозним внеском у розвиток структурних діаграм. Однак дана діаграма має серйозний недолік, зокрема у ній не показані точні концентраційні межі існування того чи іншого структурно-фазового складу.

Було розглянуто можливість та методики розрахункового визначення структури сталей за допомогою математичного моделювання структурних діаграм графічного вигляду з прикладу діаграми Потака–Сагалевича. Розроблена математична модель була побудована за блоком. схемою, представленою рис. 1.7.

На діаграмі для зручності розрахунків було додано позначення ліній x_i , y_i (див. рис. 1.8). Після виконання операцій та процедур відповідно до наведеної вище методикою отримані такі кількісні вирази для всіх елементів математичної моделі діаграми Потака-Сагалевича:

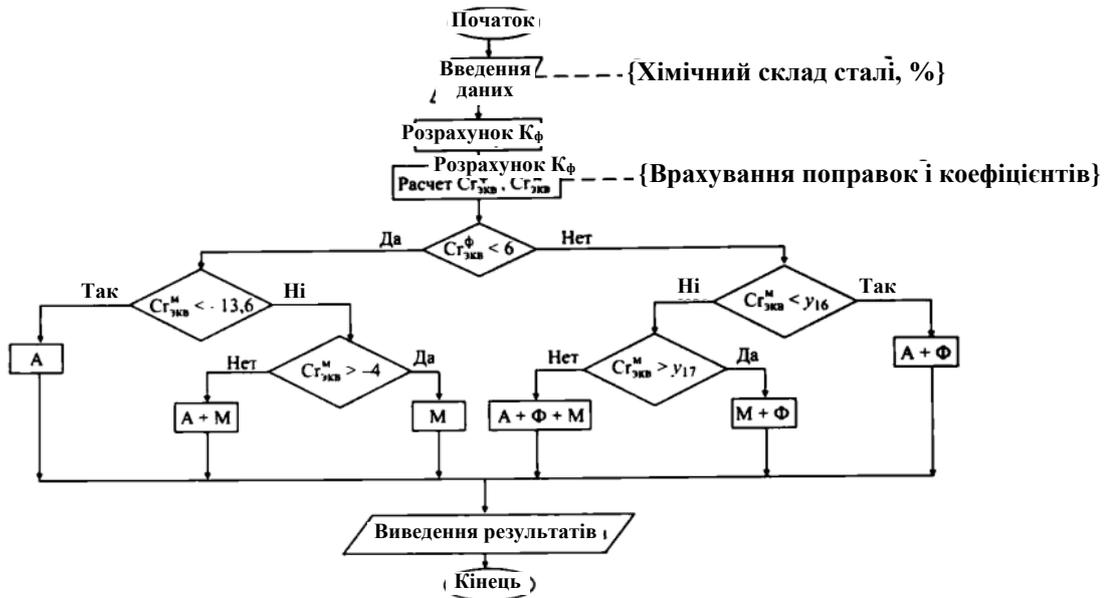


Рисунок 1.7 – Блок-схема визначення структури сталі за діаграмою Потака-Сагалеви́ча

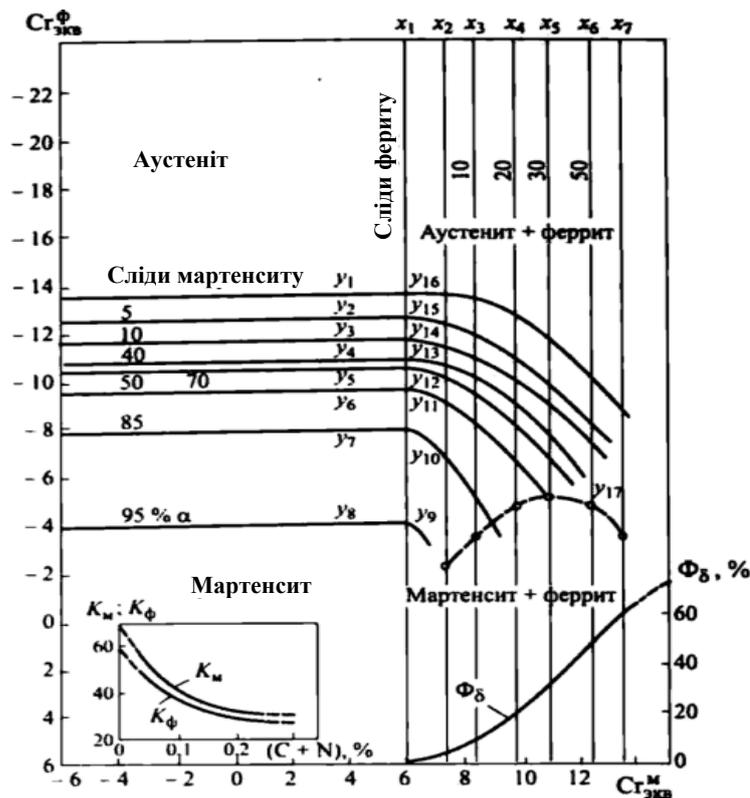


Рисунок 1.8 – Структурна діаграма Потака–Сагалеви́ча деформованих сталей

а) розділові лінії діаграми:

- вертикальні лінії:

$$x_1 = 5,0, x_2 = 7,4, x_3 = 8,4, x_4 = 9,6, x_5 = 11,0, x_6 = 12,4, x_7 = 13,5;$$

- Горизонтальні лінії:

$$y_1 = -13,6, y_2 = -12,6, y_3 = -11,7, y_4 = -10,9, y_5 = -10,5,$$

$$y_6 = -9,5, y_7 = -7,8, y_8 = 4,0;$$

- Вигнуті лінії:

$$y_9 = 14,3 - 6,93x + 0,647x^2; y_{10} = 8,08 - 5,48x + 0,473x^2;$$

$$y_{11} = 7,70 - 6,42x + 0,558x^2; y_{12} = -9,03 - 0,83x + 0,096x^2;$$

$$y_{13} = -7,79 - 1,19x + 0,111x^2; y_{14} = -8,46 - 1,17x + 0,105x^2;$$

$$y_{15} = -8,57 - 1,35x + 0,113x^2; y_{16} = -7,80 - 1,83x + 0,129x^2;$$

$$y_{17} = 23,1 - 4,91x + 0,217x^2,$$

де $x = Cr_{екв\phi}$;

б) коефіцієнти K_{ϕ} у формулах хромових еквівалентів:

$$K_{\phi} = 59,57 - 379,68x + 1501,70x^2 - 2083,89x^3;$$

$$K_M = 69,49 - 408,06x + 1297,87x^2 + 1331,10x^3,$$

де $x = \% C + N \%$;

в) вміст δ -фериту (Φ_{δ} , %) у феритних структурах

$$\Phi_{\delta} = 129 - 45Cr_{\text{ЭКВ}}^{\phi} + 4,8(Cr_{\text{ЭКВ}}^{\phi})^2 - 0,136(Cr_{\text{ЭКВ}}^{\phi})^3.$$

г) вміст мартенситу (М, %) та аустеніту (А, %) в області А+М

$$M = 12,9 + Cr_{\text{ЭКВ}}^M + 3,58(Cr_{\text{ЭКВ}}^M)^2 + 3,78(Cr_{\text{ЭКВ}}^M)^3;$$

$$A = 100 - M.$$

д) вміст аустеніту та фериту в області

$$A = 85,4 + 7,21Cr_{\text{ЭКВ}}^{\phi} - 0,8(Cr_{\text{ЭКВ}}^{\phi})^2;$$

$$\Phi = 100 - A.$$

Вплив легуючих елементів на схильність до зростання переохолодженого аустенітного зерна.

Усі легуючі елементи зменшують схильність до аустенітного зерна до зростання. Виняток становлять марганець та бір, які сприяють зростанню зерна. При нагріванні вище температури A_{c3} швидкість зростання аустенітних зерен у сталях неоднакова і залежить від розкислення та легування сталі.

Умовно залежно від швидкості зростання аустенітних зерен сталі можна розділити на спадково крупнозернисті та спадково дрібнозернистими.

При нагріванні спадково крупнозернистих сталей вище температури A_{c3} відбувається інтенсивна коагуляція аустенітного зерна. Як правило, до цієї групи сталей відносяться киплячі низькоякісні сталі, які при виплавці розкислюються феросиліцієм та феромарганцем.

До спадково дрібнозернистих сталей відносяться сталі, які в процесі виплавки додатково розкислюються Al , містять карбідоутворюючі та легуючі елементи. За рахунок цього вдається знизити швидкість зростання аустенітного зерна при нагріванні сталі вищою за температуру A_{c3} .

За всієї видимості, тугоплавкі частинки, що утворилися, розташовуючись по кордонів зерен, що перешкоджають зростанню зерна.

Основною причиною цієї дії легуючих елементів вважається утворення важкорозчинних в аустеніті карбідів та оксидів, які є бар'єрами для зерна, що росте.

Такі активні карбідо-утворювачі, як Ti , Zr і V , сильніше гальмують зростання зерна, ніж Cr , W і Mo , так як карбіди перших більш стійкі і важче розчиняються в аустеніті. З карбідоутворюючих елементів лише марганець не тільки зменшує, а навіть дещо збільшує швидкість зростання аустенітного зерна [9].

При введенні в сталь у порівняно невеликій кількості легуючий карбідоутворюючий елемент спочатку розчиняється в цементиті, замінюючи частину атомів заліза; при цьому утворюється легований цементит, наприклад $(FeMn)^0C$.

Концентрація карбідоутворюючих елементів у легованому цементиті вище, ніж в аустеніті. Елементи, що не утворюють карбідів, знаходяться переважно в аустеніті, а концентрація їх у легованому цементиті нижче середнього вмісту сталі.

Зі збільшенням вмісту легуючого елемента понад межу розчинності утворюються спеціальні карбіди типу Cr_7C_3 , Mn_3C та ін.

У спеціальних карбідах розчиняються атоми заліза та інших легуючих елементів.

У високоміцних середньо-легованих сталях карбіди стримують зростання переохолодженого аустенітного зерна при виплавці сталі, термічної обробці (загартуванні) або зварюванню, що дозволяє отримати дрібнозернисту структуру.

Дрібнозерниста структура сприяє підвищенню механічних характеристик сталі, зокрема збільшується тимчасовий опір та межа плинності, підвищується мікротвердість (H_μ), і навіть знижується поріг холодноламкості сталі.

Залежність механічних властивостей (межі плинності) від розміру зерна визначається співвідношенням Холла-Петча

$$\sigma_{0,2} = \sigma_0 + kd^{1/2}, \quad 1.7$$

де $\sigma_{0,2}$ – межа плинності даного металу, МПа; σ_0 – межа плинності монокристалу (без опору зі сторони кордону) чи напруга тертя, МПа; k – коефіцієнт для даного металу, який характеризує внесок меж зерен у зміцнення, d – діаметр зерна, мм.

Однак позитивний вплив карбідів можливий за умови раціонального змісту їх у сталі.

Ефективність впливу цих елементів (подрібнення зерна, зниження порога холодноламкості, зменшення чутливості сталі до концентраторам напруг) проявляється лише при їх малому вмісті в сталі (до 0,15%); при більшій кількості вони спричиняють зниження прожарювання та опору стали крихкою руйнацією, що обумовлено виділенням по межах зерен значної кількості карбідів типу MC (VC , TiC та ін.).

З погляду отримання дрібнозернистої сталі найефективніше легування сталі двома карбідо- або нітридо-утворюючими елементами, мають різну температуру переходу відповідних фаз у твердий розчин.

Так, добрі результати досягаються при легуванні низьковуглецевих сталей ванадієм (~ 0,10 %) та ніобієм (~ 0,05 %). У зазначеної сталі присутні дві карбідні фази (VC та NbC).

Температура переходу NbC в аустеніт на 50-70 °C вище, ніж VC . Тому при нагріванні такий сталі під нормалізацію VC розчиняється в аустеніті і при подальшому його розпаді виділяється в дисперсній формі і зміцнює сталь, карбід ніобію ж використовується для стримування зростання зерна під час нагрівання.

1.3 Впливи на зміну властивостей зварних з'єднань

Вплив термічного циклу зварювання на формування структури та властивостей зварних з'єднань.

Однією з основних труднощів при зварюванні сталей є зниження пластичності та в'язкості металу навколо-шовної зони, а також утворення в ній холодних тріщин. Це є типовим дефектом зварних сполук середньо-легованих сталей бейнітного та мартенситного класів.

Тому якість зварних з'єднань значною мірою залежить від структури та властивостей навколо-шовної зони. Властивості останньої визначаються вихідним складом сплаву та термічним циклом зварювання. У навколо-шовної зони багатьох сталей, особливо середньо-легованих, можуть виникати структури, що охрупують зварні сполуки.

Істотний вплив СТЦ на міцність зварного з'єднання з середньо-легованих високоміцних сталей пов'язано головним чином з структурою в навколо-шовній зоні, що обумовлено можливістю утворення ЗШЗ гартових структур та виникнення значних деформацій.

Підбір оптимальних зварювальних термічних циклів при зварюванні високоміцних середньо-легованих сталей є ефективним способом регулювання структури та властивостей в ЗШЗ. Основними параметрами СТЦ зварювання є тривалість перебування металу при температурі вище температури інтенсивного зростання зерна аустеніту при нагріванні та охолодженні ($t_{>900}$), швидкість охолодження при температурі 550 °C (ω_{550}), швидкість охолодження при температурі 300 °C (ω_{300}).

Регулювання СТЦ здійснюється за рахунок зміни величини погонної енергії (q/v), а також застосування таких технологічних прийомів, як попередній (T_o) та супутній (T_c) підігрів.

Збільшення величини погонної енергії (q/v) при зварюванні високоміцних середньо-легованих сталей суттєво підвищують $t_{>900}$, а також знижують швидкості охолодження ω_{300} , ω_{550} , ω_{900} . Тривале перебування металу вище температури $t_{>900}$ призводить до укрупнення та гомогенізації аустенітного зерна, при цьому відбувається інтенсивне розчинення карбідів в аустеніті.

Крупнозернистий аустеніт має велику стійкість, тому з нього при бездифузійному перетворенні утворюється велико-гольчастий мартенсит, має низькі пластичні характеристики.

Варто зазначити, наявність у металі сильних карбідоутворюючих елементів, що сприяють утворенню тугоплавких карбідів, дозволяють дещо обмежити зростання аустенітного зерна.

У сталях, мікролегованих Mo , V , Nb , Ti , B , Al та середньо-легованих, до складу яких входять Cr , Mo та інші карбідоутворюючі елементи, зростання зерна в процесі зварювання не встигає завершитись. У цьому випадку з'являється можливість суттєво обмежити зростання зерна, посилюючи високотемпературну частину зварювального термічного циклу.

Крім q/v , тепловий режим зварювання часто регулюють температурами попереднього і супутнього T_c підігрівів. Вплив T_o подібно q/v , але складніше, оскільки проявляється через різницю $T - T_o$ (T – розглянута температура). Тому при застосовуваних значеннях T_o (100-300 °C) підігрів найбільш сильно впливає на ω_{300} , а потім по спадаючій ступеня на ω_{550} і $t_{>900}$. T_c в основному уповільнює ω_{300} , то найбільш інтенсивно знижує ω_{550} і ω_{300} при наплавленні на масивне тіло та при зварюванні листів великої товщини.

При зварюванні високоміцних середньо-легованих сталей особливий інтерес представляють перетворення, які у ЗШЗ у процесі зварювання. Саме в даній області ЗТВ при зварюванні високоміцних сталей відбувається найбільше ослаблення зварної сполуки.

Дослідження властивостей зони термічного впливу показало, що характер змін, що відбуваються, схожий в межах одного класу, але різко відрізняється у сталях різних класів. Для навколо-шовної зони сталі 30ХГСН2А типові ділянку підкалки, твердість якого перевищують показники основного металу, та ділянка зниженої твердості, відповідної структури неповного загартування та високої відпустки (див. рис. 1.9). Останній зазвичай є слабкою ланкою зварного з'єднання, проте в умовах складного напруженого стану можливі і тендітні руйнування ділянки підкалки через його знижену в'язкість.

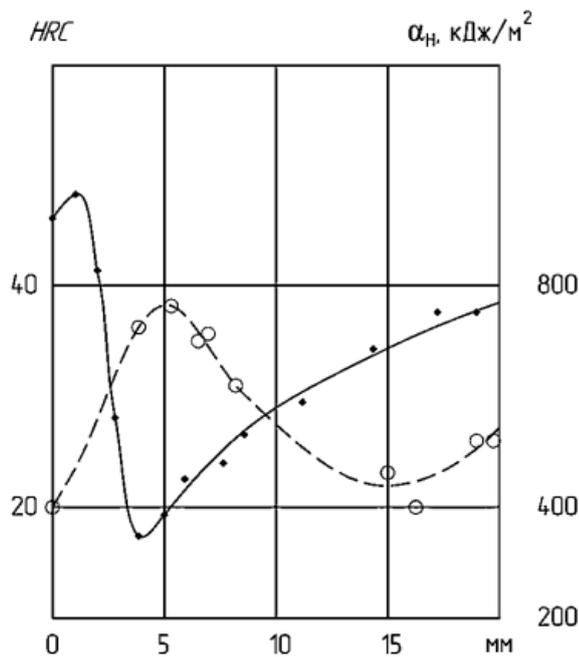


Рисунок 1.9 – Характер зміни твердості (суцільні лінії) та ударної в'язкості (штрихові лінії) у зоні термічного впливу високоміцної сталі 30ХГСН2А товщиною 20 мм

Щоб уникнути утворення тріщин максимальну твердість у навколо-шовної зони обмежують значенням 350 HV [11].

При зварюванні загартованих сталей (перлітного та мартенситного класу) без подальшої термічної обробки прагнуть регулювання теплового впливу зварювання отримати в зоні перекристалізації загартовану структуру, близьку до структури основного металу, та зменшити розміри зони відпустки. І тому вибирають режими зварювання з малою погонної енергією, тобто. зменшують переріз швів чи валиків.

При високих швидкостях охолодження, що призводять до утворення мартенситних та мартенситно-бейнітних структур, зростає ймовірність появи при зварюванні тріщин. При підвищеному легуванні та, особливо, вміст вуглецю на верхньому рівні утворюється мартенсит низькою в'язкістю і в цій ділянці можливі ламкі руйнування. Низький в'язкістю володіють і ділянки крупнозернистого перліту та верхнього бейніту, що утворюються при малих швидкостях охолодження. Найкращим поєднанням властивостей за відсутності схильності до тріщин мають структури нижнього бейніту. Тому оптимальні швидкості охолодження лежать в інтервалі значень, що призводять до одержання цього структури.

Було досліджено процес перекристалізації в ЗТВ при зварювальному нагріванні сталі 20ХГСНМ з мартенситною структурою використанням лазерного зварювання, а також однодугового та дводугового зварювання.

Вихідна структура цієї сталі після поліпшення (загартування від 980 °С + низький відпустка 260 °С протягом 3 годин) являє собою рейковий мартенсит з залишковим аустенітом ($A_{зал}$) близько 1-2%.

У нашому випадку інтерес становлять перетворення на ЗШЗ, протікають при одно- та дводуговому зварюванні.

На рис. 1.10 представлені термічні цикли зварювання для однодугового та дводугового зварювання, які були визначені на осцилографі з використанням встановлених поблизу кореня шва термопар (метод ін-ситу).

Аналізуючи термічні цикли для однодугової (1) та дводугової (2) зварювання, можна відзначити, що використання дводугового зварювання дозволяє знизити швидкість охолодження в ЗШЗ за рахунок другого підйому температури при проходженні веденої дуги. Зміна відстані між дугами та регулювання режиму зварювання на дугах дозволяє створити більш сприятливий термічний цикл зварювання, близький до «ідеального».

Орієнтовні режими для тандемного дводугового зварювання з використанням електродного дроту Св-10ГСМТ-О ДСТУ 2246-70 $d_e = 1,2$ мм: провідної дуги $I_{ce} = 300 \pm 10$ А, $U_d = 31 \pm 1$ В, веденої дуги $I_{ce} = 300 \pm 10$ А, $U_d = 33 \pm 1$; оптимальна відстань між дугами 100 мм.

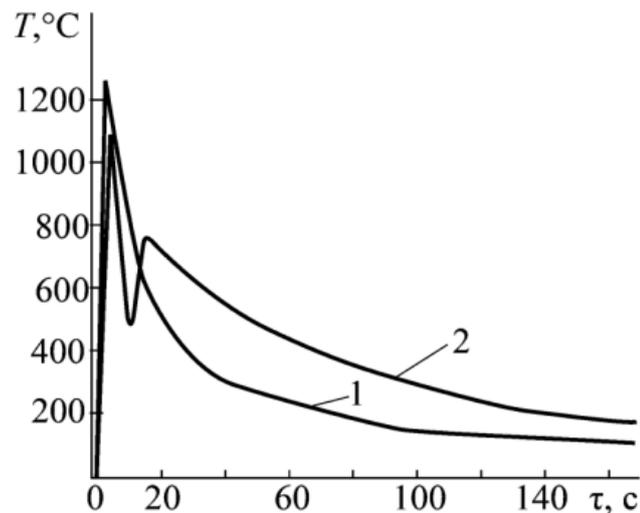


Рисунок 1.10 – Термічний цикл однодуговий (1) та дводуговий (2) зварювання сталі 20ХДСНМ

При дводуговому зварюванні зварювальним дротом одного діаметра напругу веденої дуги необхідно вибирати на 2-3 В вище, ніж для провідної. При використанні такого режиму зварювання ширина валика веденої дуги буде більше ширини валика провідної дуги, що виключає утворення дефектів, зокрема підрізів. Повільніше охолодження ЗШЗ при дводуговому зварюванні забезпечує утворення великої частки продукту проміжного перетворення - бейніту, який має рейкову будову з пластин, що чергуються α - і γ -фаз і характеризується повною відсутністю карбідної фази. Такий без карбідний бейніт має високий опір крихкому руйнуванню [2].

Навпаки, однодугове зварювання закінчується утворенням в ЗШЗ великої частки невідпущеного мартенситу, значною мірою схильного до тендітного руйнуванню. При випробуваннях на сповільнене руйнування (див. малюнок 11) зварних з'єднань, отриманих при дводуговому зварюванні, виявлено помітне збільшення руйнівної напруги, обумовлене дією дворазової $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ - перекристалізації зони поблизу кореня шва, що призвела до суттєвого диспергування структури та одержання значної частки безкарбідного бейніту. Дворазова перекристалізація ЗШЗ, що відбувається при дводуговому зварюванні, призводить до формування дисперсної структури, що підвищує стійкість зварних з'єднань проти утворення холодних тріщин.

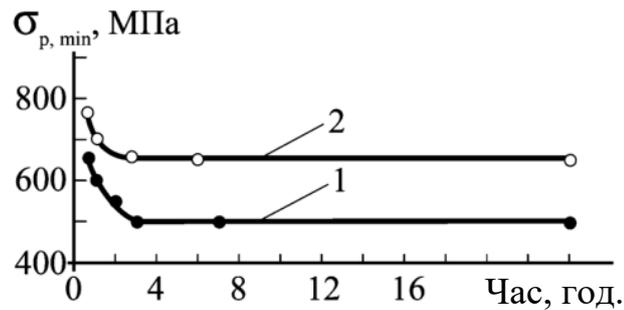


Рисунок 11 – Результати випробувань на уповільнене руйнування зварної сталі 20ХГСНМ: 1, 2 – одно- та дводугове зварювання, відповідно

Проводили дослідження структури навколо-шовної зони сталі 35ХГН2СМ. Для дослідження структури ЗШЗ виконали зварювання зразків з використанням двох видів зварювальних дротів: Св-08Х20Н9Г7Т ДСТУ 2246-70 з аустенітним МШ та Св-10ГСМТ-О ДСТУ 2246-70 з ферито-бейнітним МШ. Металографічне дослідження встановило, що за нагріві вище температури A_{c3} метал навколо-шовної зони зазнає $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення, що призводить до інтенсивного зростання аустенітного зерна, незважаючи на нетривале перебування металу при високих температурах процесі нагрівання та охолодження.

Так, при зварюванні ферито-перлітної зварювальної дротом у ділянці перегріву ЗТВ аустенітне зерно встигає вирости до 100-150 мкм, а при зварюванні аустенітним зварювальним дротом до 50-80 мкм. При цьому на ділянці перегріву при зварюванні дротом Св-10ГСМТ-О структура являє собою мартенсит (рейковий пакетний мартенсит α -фази з наявністю на межах рейок тонких прошарків залишкового аустеніту), а при зварюванні дротом Св-08Х20Н9Г7Т при всіх режимах структура на ділянці перегріву представляє суміш мартенситу та бейніту (кристали α -фази витягнутої або неправильної форми) та залишковий аустеніт.

Таким чином, для запобігання утворенню гартових структур у МШ та ЗТВ рекомендується знижувати швидкість охолодження за рахунок використання режимів зварювання з підвищеним до максимально допустимим величини погонної енергії.

Також необхідно виконувати автоматичну двох- або багатодугове зварювання дугами, що горять у різних плавильних просторах таким чином, щоб тепловий вплив від виконання наступного шару на навколо-шовну зону попереднього відбувалося при необхідній температурі. Все це дозволяє регулювати терміни чеський цикл найкраще, домагаючись найбільш сприятливих структур у навколо-шовної зони [7].

Вплив температури зварювального циклу формування структури ЗТВ.

Найбільший інтерес становлять структурні перетворення, протікають безпосередньо біля лінії сплавлення, що характеризуються максимальною температурою нагріву та тривалістю перебування при високих температурах, а також швидкістю охолодження в інтервалі перетворень.

Проблеми отримання якісної зони сплавлення виникають, наприклад, у разі використання для зварювання середньо-легованих сталей високолегованого електродного металу, що забезпечує отримання шва з аустенітною структурою. Велика різниця по хімічному складу між металом шва та основним металом за певних умов може призвести до утворення в зоні сплавлення непластичного крихкого прошарку та безвуглецевого основного металу в ділянках, безпосередньо що примикають до межі сплавлення.

Структурна неоднорідність у зоні сплавлення під час зварювання середньо-легованих сталей аустенітним високолегованим металом відбувається найінтенсивніше при значному перегріві цієї зони. У результаті в зоні сплавлення з боку МШ утворюються дифузійні карбідні прошарки, а з боку ЗШЗ присутні безвуглецеві прошарки.

Така структурна неоднорідність негативно впливає на стійкість проти тендітного руйнування.

Розглянутий вид неоднорідності помітно посилює небезпеку крихкого руйнування металу по зоні сплаву, що пояснюється різким падінням пластичності та ударної в'язкості в вуглецевому шарі при значному підвищенні твердості. При невеликому «запасі» аустенітності металу шва товщина цього прошарку може перевищити критичне значення, при якому відбувається тендітна руйнація зварного з'єднання.

Крім того, перегрів ЗТВ призводить до зростання аустенітного зерна, що знижує міцнісні характеристики та ударну в'язкість зварного з'єднання.

Найбільш інтенсивне зростання зерна аустеніту в навколо-шовній зоні відбувається в період нагрівання при температурах, близьких до T_{max} зварювального циклу. При нагріві зростання зерна не закінчується; він продовжується і при охолодженні, але з меншою інтенсивністю.

Виходячи з вищесказаного, при зварюванні високоміцних середньо-легованих сталей необхідно обмежувати величину зварювального струму під час використання аустенітного електродного металу.

Аустенітний метал має нижчу температуру плавлення, ніж ферито-перлітний на 50 ... 100°C. Це знижує час перебування металу за високих температур, що зменшує перегрів ЗШЗ. Так, температура плавлення електродної дроту Св-08Х20Н9Г7Т становить близько 1450°C, а у ферито-перлітного дроту Св-10ГСМТ-О – 1510°C. Тому рекомендовані режими зварювання для електродного дроту Св-08Х20Н9Г7Т $d_e = 1,2$ мм: $I_{св} = 180 \pm 10$ А; $U_0 = 23 \pm 1$ В.

Зварювання виробляти врозкид назад ступінчастим способом ділянками завдовжки 200-250 мм. Важливо під час виконання багатошарових швів не перегрівати ЗШЗ. При виконанні наступного шва температура навколо-шовної зони повинна перевищувати 60-100°C. В разі підвищення зазначеного інтервалу температур необхідно зробити витримку, при цьому виконувати зварні шви в іншому місці. Після кожного проходу необхідно проводити зачистку МШ та ЗШЗ.

Особливу увагу варто приділити виконанню кореневого шва. При зварюванні кореневого шва найбільш вірогідний перегрів ЗШЗ, тому заварку кореня шва необхідно виробляти нитковими швами дротом меншого діаметра ($d_e = 1,0$ мм) на знижених режимах порівняно із швами, що заповнюють.

Рекомендується заповнювати обробку (за винятком кореневого шва) без сплавлення двох кромки за один прохід. Не допускається залишати незаповнене оброблення, в якому температура металу опустилася нижче 40°C.

Для зниження внутрішніх напруг заводу-виробнику рекомендується проводити відпустку зварних вузлів і всього виробу не пізніше 24 годин після початку виконання зварювання.

Вплив швидкості охолодження на зміну структури та властивостей зварних з'єднань високоміцних сталей.

Швидкість охолодження істотно впливає на структуру та властивості не тільки МШ, а й ЗШЗ. Критична швидкість охолодження ($\omega_{кр}$), за якої починають утворюватися загартовані структури у високоміцних середньо-легованих сталей значно нижче, ніж у низьковуглецевих та низьколегованих сталей.

При зварюванні в процесі нагрівання та охолодження в МШ і ЗТВ можуть відбуватися перетворення, які суттєво впливають на тріщиностійкість зварного з'єднання. Підвищені швидкості охолодження призводять до бездифузійного мартенситного перетворення (нижче температури M_n).

В результаті цього переохолоджений аустеніт перетворюється на мартенсит, що особливо негативно впливає на стійкість ЗТВ до утворення тріщин. Для попередження утворення ХТ необхідно зменшити швидкість охолодження МШ та ЗТВ.

Це можливо за рахунок зміни величини погонної енергії (q/v) та використання попереднього підігріву (T_n). Однак регулювання швидкості охолодження за рахунок величини погонної енергії та попереднього підігріву не виключає утворення гартують структур. Зниження швидкості охолодження ЗТВ не завжди дозволяє запобігти перетворення аустеніту на мартенсит. Але навіть якщо не вдається уникнути мартенситного перетворення, розпад аустеніту в мартенситній зоні переноситься в область температур ближче до M_n (далі від M_k), що робить мартенсит, що утворюється, менш напруженим і менш крихким. В цьому разі обмежують кількість крихких гартованих структур у МШ та ЗШЗ нижче критичних значень.

Розрахунок критичного змісту структурних складових можна зробити з використанням алгоритму комп'ютерної програми для аналізу зварюваності сталей.

В основу аналізу зварюваності покладено встановлені досвідченим шляхом уявлення про те, що показники зварюваності сталей визначаються структурою металу зварного з'єднання (S_d), величиною аустенітного зерна (D_3), концентрацією дифузійного водню (H_d) та рівнем дугових зварювальних напруг ($\sigma_{св}$).

Сукупність цих факторів прийнято розглядати як структурно-воднево-напружений стан (СВНС) металу на момент завершення охолодження після виконання зварювання.

Для сталей, у яких за всіх практично здійснених режимів зварювання перетворення проходить в основному в мартенситній області, при розрахунку режиму зварювання потрібно передбачити можливість уповільненого охолодження з'єднання в інтервалі 300–150°C для розвитку процесу самовідпуску.

Принципова схема впливу швидкості охолодження на механізм перетворення залишається справедливою й у процесів кристалізації. Однак при кристалізації виключити розвиток дифузійних процесів значно важче, оскільки завдяки високим значенням коефіцієнта дифузії інтенсивність дифузійних процесів у рідкій фазі винятково велика.

Однак зниження швидкості охолодження понад певні величини може призвести до перегріву навколо-шовної зони, тобто зростання зерна аустеніту, що знижує стійкість ЗТВ до утворення холодних тріщин.

1.4 Висновки до розділу

Проведений літературний аналіз дозволяє узагальнити загальні рекомендації щодо зварювання високоміцних середньо-легованих сталей:

- при виконанні зварювання необхідно забезпечити мінімальне тепло-вкладення в ЗМ для зменшення часу перебування металу при високих температурах (T_{max});

- зварювання здійснюють з використанням попереднього підігріву до 100–150°C при виконанні першого проходу;

- використання супутнього підігріву найбільш ефективно впливає на швидкість охолодження ω_{300} , зокрема, збільшує час перебування металу в інтервалі температур 300–100°C;

- при зварюванні електродним матеріалом, близьким за хімічним складом до основному металу, щоб уникнути появи холодних тріщин необхідний попередній та (або) супутній підігрів, а після закінчення зварювання в протягом не більше 30 хв потрібна повна термообробка;

– при зварюванні аустенітним електродним металом для зниження хімічної неоднорідності в зоні сплавлення та виключення утворення прошарку мартенситу необхідно використовувати МШ із запасом аустенітності не менше 50%, наприклад, зварювальний дріт Св-10Х16Н25АМ6;

- при зварюванні аустенітним електродним металом обмежують величину зварювального струму. Це з тим, що структурна неоднорідність відбувається значно інтенсивніше при перегріві ЗШЗ;

- при використанні для зварювання високоміцних середньо-легованих сталей електродного матеріалу ферито-перлітного класу, що дає в металі шва ферито-бейнітну структуру, необхідно обмежувати зміст легуючих елементів у МШ не вище критичних значень.

Основними завданнями дослідження є:

1. Виконати пошук способу зварювання і розробити електродний матеріал для підвищення механічних властивостей зварних з'єднань високоміцних сталей;

2. Виконати аналіз хімічного складу розроблених зварювальних матеріалів та розглянути вплив кожного компонента, що входить до складу порошкового дроту;

3. Виконати металографічні дослідження зразків;

4. Виконати розрахунки геометричних характеристик наплавлених валиків, частки участі основного та електродного матеріалу, а також структурно-фазовий склад.

2 НАУКОВО-ДОСЛІДНА ЧАСТИНА

2.1 Методика проведення досліджень

Метою цієї роботи було пошук методу зварювання та виробництво електродного матеріалу для підвищення механічних властивостей зварних з'єднань високоміцних сталей.

Для проведення досліджень виконували наплавлення валиків на складові пластини методом валикової проби (ДСТУ 13585–68). В якості електродного матеріалу використовувалися дослідні зразки порошкових дротів з різним хімічним складом, які мають систему легування *Fe–Cr–Mn–N* та *Fe–Cr–Mn*.

При розробці нового порошкового дроту враховували такі вимоги до зварних швів з метою підвищення тактико-технічних та експлуатаційних характеристик корпусів спецтехніки:

- підвищення механічних характеристик зварних швів: $\sigma_b = 1150 - 1200$ МПа, $\alpha_n \geq 90$ Дж/см²;
- високі пластичні характеристики зварних швів: $\delta \geq 25\%$, $\psi \geq 30\%$;
- відсутність холодних і гарячих тріщин; зниження рівня напруг у зоні сплавлення; висока зміцнюваність при холодній пластичній деформації, причому пластичні характеристики знижуються незначно.

Після наплавлення були виготовлені мікрошліфи для металографічного дослідження структурного складу наплавленого металу, зони сплавлення та ЗТВ. Додатково було проведено розрахунок основних параметрів режиму зварювання та структурно-фазовий склад наплавлених валиків, а також виконані розрахунки режимів зварювання для запропонованого варіанта використанням двох дротів.

Досліджувані матеріали.

У ході проведення досліджень були розроблені та виготовлені зразки економно-легованих порошкових дротів системи *Fe–Cr–Mn–N*, *Fe–Cr–Mn*, призначених для зварювання високоміцних середньо легуваних сталей.

При зварюванні високоміцних середньо-легованих сталей порошкова дрiт системи $Fe-Cr-Mn-N$ дозволяє отримати в металі шва аустенiтну структуру. Додавання азоту в дослiдний порошковий зразок дроту № 1, який знаходиться у твердому розчинi, дозволяє підвищити все механiчні характеристики металу, у тому числі стiйкiсть проти загальної та міжкристалiтної корозії Також був виготовлений порошковий дрiт (дослiдний зразок № 2), близька за складом № 1, але без додавання азоту.

Досвiдчений зразок № 2 був розроблений для порiвняльного аналізу впливу азоту на аустенiтну структуру, тому цей порошковий дрiт не передбачалося використовувати для зварювання високоміцних сталей. Хiмiчний склад дослiдних зразкiв порошкових дротiв представлений у табл. 2.1.

Таблиця 2.1 – Хiмiчний склад порошкових зразкiв. дротiв, мас. %

№ зразка	Марка	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	N	S	P
1	ПП-12Х18Г9АМ	0,07-0,12	0,10-0,20	8,50-9,50	17,50-18,50	≤ 0,30	0,55-0,65	0,20-0,30	≤ 0,015	≤ 0,020
2	ПП-12Х18Г9М	0,07-0,12	0,10-0,20	8,50-9,50	17,50-18,50	≤ 0,30	0,55-0,65	-	≤ 0,015	≤ 0,020

Як стрiчка для виробництва порошкових дротiв найбільша поширення набули сталі марки 08кп ДСТУ 503-71, 08пс, 08Ю ДСТУ 9045-93, що мають високі коефіцієнти витяжки. Для виробництва порошкового дроту $d_e = 2,5$ мм використовуємо стрiчку 12x0,5 мм із сталі 08кп ДСТУ 503-71.

Пiдготовка стрiчки ось у чому. Рулон стрiчки завширшки 100–150 мм певної товщини на спеціальному устаткуванні розрізають на смуги шириною, яка залежить від конструкції перерізу дроту, і намотують на касети. Одночасно стрiчку очищають від слiдiв олії та вологи.

Пiдготовлену таким чином стрiчку подають у касетах до волочильного стану. Одночасно готують шихту: зважують попередньо оброблені та пiдготовлені компоненти за заданою рецептурою.

Компоненти перемішують у змішувачах до отримання однорідної маси та подають у ємностях до засипних пристроїв волочильних станів. У формуючому пристрої відбувається формоутворення «коритоподібного» профілю, в який спеціальними пристроями засипається шихта з швидкістю, яка залежить від швидкості протяжки. Це забезпечує рівномірність заповнення дроту шихтою за його довжиною, що є основною умовою для отримання якісного дроту. Після заповнення дроту шихтою в наступних формуючих пристроях відбувається закриття шихти та Формування круглого профілю. Сформований круглий профіль на шести барабанних волочильних станах простягається з поступовим зменшенням діаметра заготовки до кінцевого діаметра дроту на останньому барабані. Волочення відбувається на великих швидкостях – 300–350 м/хв для збільшення продуктивності виготовлення дроту та відповідного зменшення її вартості. Виготовлені дослідні зразки порошкових дротів перед виконанням наплавки піддавалися загартуванню при температурі $T = 240 \pm 10$ °С, тривалість відпалу 2 год.

Оцінку стійкості наплавленого металу до тріщиноутворення та визначення ударної в'язкості, твердості, мікротвердості, мікроструктури здійснювали методом валикової проби згідно з ДСТУ 13585-68. Для цього були виготовлені зразки (бруски) із термозміцненої сталі 45 ДСТУ 1050-88. Термічна обробка сталі – загартування 950°С (час витримки перед загартуванням – 1 год), охолоджувальне середовище – олія мінеральна е. Бруски з листів вирізають уперек напрямку прокатки. Шорсткість поверхні брусків під наплавлення має бути не більше $Rz\ 320$ ДСТУ 2789-73. Кромки брусків допускається обробляти за умови R_{max} трохи більше 0,2 мм. На гранях брусків, що використовуються для стикування між собою, не допускається наявність пошкоджень, що зменшують щільність прилягання складових пластин.

Відповідно до ДСТУ 13585-68 довжина брусків для випробування методом валикової проби має становити 200–450 мм залежно від швидкості охолодження ділянки повної перекристалізації ЗТВ в інтервалі найменшої стійкості аустеніту 500-600 °С.

Оцінюючи придатності стали даної марки для конкретних конструкцій (профільний прокат та ін.) Довжина брусків може встановлюватися менше зазначених вище значень залежно від розміру елементів цієї конструкції. Розмір брусків представлений рис. 2.1.

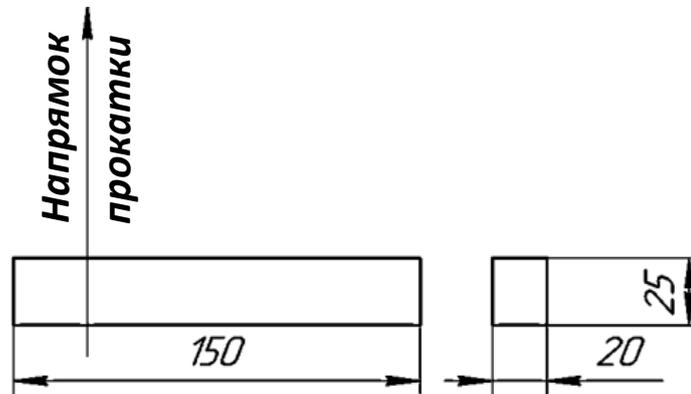


Рисунок 2.1 – Розміри складових пластин (брусків)

При складанні складових пластин необхідно забезпечити їх щільне прилягати один до одного і отримати рівну поверхню під наплавлення валика.

Для забезпечення надійного закріплення складових пластин використовують затискний пристрій (рис. 4.2). Різниця товщини між приставними планками (для початку та кінця наплавленого валика) та складовими пластинами (бруски) має бути не більше 2 мм, інакше необхідно встановлювати по 4-5 брусків між приставною планкою та складовою пластиною. Різниця товщини не більше 2 мм забезпечується пристосуванням.

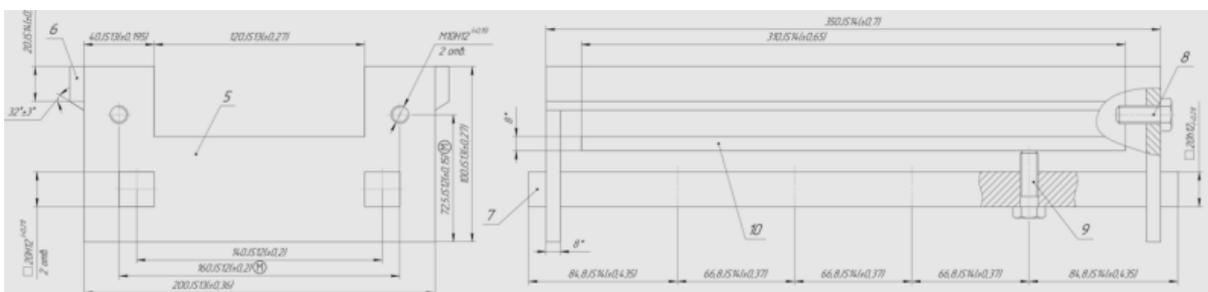


Рисунок 2.2 – Затискний пристрій для збирання складових пластин: 5 – бічні пластини – 2 шт., 6 – смуга – 2 шт., 7 – квадрат – 2 шт., 8 – болти притискні М10–7Н – 4 шт., 9 – опорні болти М10–7Н – 8 шт., 10 – планка притискна – 1 шт.

Відповідно до ДСТУ 6996-66 розміри невикористовуваних ділянок (приставних планок при наплавленні або вступні та вивідні планки при зварюванні) при автоматичному та напівавтоматичному дуговому зварюванні під флюсом на струмі до 1000 А, при електрошлаковому зварюванні та дуговому зварюванні з примусовим зварюванням формуванням становлять на початку шва не менше 40 мм і наприкінці шва не менше ніж 70 мм. Складання складових пластин здійснюється таким чином, щоб наплавлення валика проводилася на поверхню різку заготовок (рис. 2.3). Наплавлену складову пластину звільняють з пристосування та вільно охолоджують повітря. Потім бруски по черзі відокремлюють один від іншого в лещатах, попередньо видаливши механічним шляхом потовщення наплавленого валика.

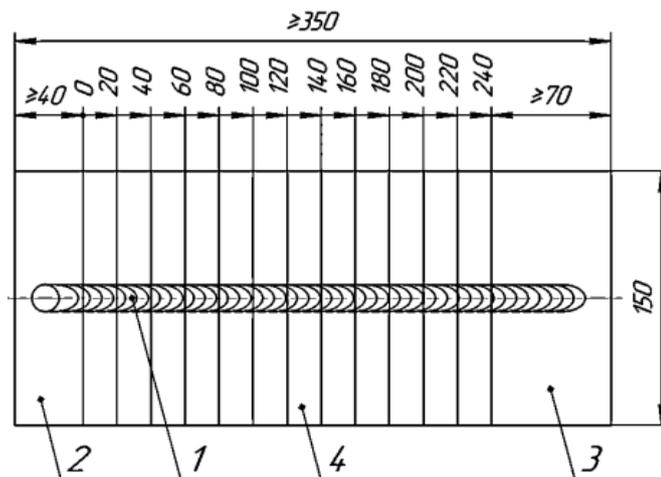


Рисунок 2.3 – Схема збирання складових пластин для наплавлення: 1 – наплавлений валик, 2 – приставна планка (для початку наплавленого валика); 3 – приставна планка (для кінця наплавленого валика), 4 – складова пластина (брусок)

Спосіб наплавлення – дугове автоматичне наплавлення під шаром флюсу, рід струму – постійний, полярність – обернена. Зварювання виробляли на автоматичне встановлення під шаром флюсу з використанням зварювальної головки NA-3S, джерело живлення Lincoln Electric DC-600. Для зварювання зразків використовували флюс Ан-20. Параметри режиму наплавлення представлені у табл. 2.2.

Таблиця 2.2 – Параметри режимів наплавлення методом валикової проби

Марка дроту	Автомат, джерело живлення	Режими наплавлення					
		d_e , мм	$I_{зв}$, А	U_d , В	$V_{зв}$, м/год	Виліт, мм	Флюс
ПП-12X18Г9АМ	NA-3S	2,5	300	32	19.3	35	АН-20
ПП-12X18Г9М	DC-600						

2.2 Механічні випробування

Механічні властивості визначають за допомогою механічних випробувань спеціально виготовлених зразків. Механічні властивості не є такими константами матеріалу, як фізичні. Вони залежать не тільки від хімічного складу та структури матеріалу, а також від умов випробувань: форми та розмірів зразка, швидкості навантаження та інших факторів.

Більшість механічних властивостей дуже залежить від структури, наприклад від розміру зерна та щільності дислокацій, тобто відносяться до розряду структурно-чутливих властивостей.

Механічні властивості характеризують опір матеріалу деформації, руйнації чи особливість її поведінки у процесі руйнування. Ця група властивостей включає показники міцності, жорсткості (пружності), пластичності, твердості та в'язкості. Основну групу таких показників становлять стандартні характеристики механічних властивостей, які визначають у лабораторних умовах на зразках стандартних розмірів. Отримані за таких випробувань показники механічних властивостей оцінюють поведінку матеріалів під зовнішнім навантаженням без урахування конструкції деталі та умов їх експлуатації [9].

При випробуванні на розтягування попередньо виготовляють стандартні зразки довжиною 10 та площею поперечного перерізу F_0 . У процесі випробування будують діаграму залежності навантаження – подовження зразка (рис. 2.4).

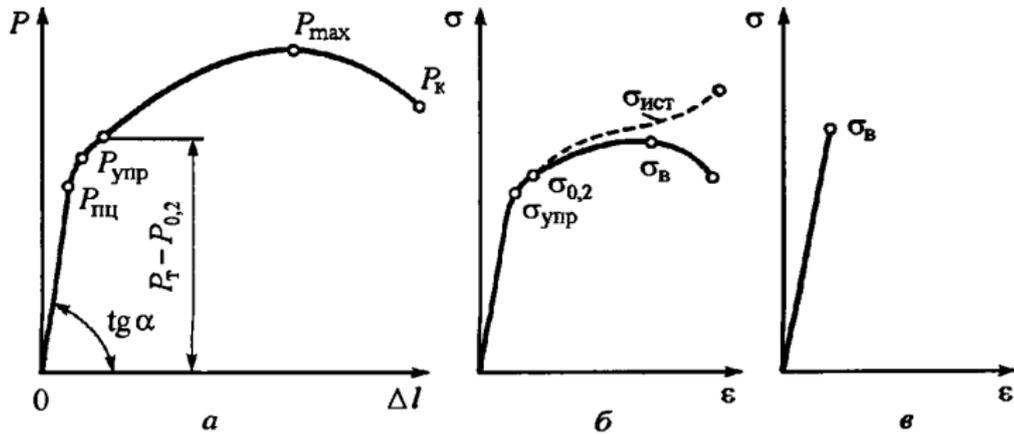


Рисунок 2.4 – Діаграма розтягування пластичного металу (а) та діаграма умовних напруг пластичного (б) та крихкого (в) металів.

Діаграма справжньої напруги (штрихова лінія) дано для порівняння.

На прямій ділянці від 0 до $P_{пц}$ розтяг підпорядковується закону Гука, на наступній ділянці від $P_{пц}$ до $P_{пр}$ лінійна залежність порушується у зв'язку з дефектами кристалічних ґрат матеріалу. При деформуванні вище межі пружності $P_{упр}$ матеріал починає пластично деформуватися, при цьому відбувається зміцнення металу (наклеп). На ділянках від $P_{пр}$ до $P_{т}$ і $P_{т}$ до P_{max} продовжує відбуватися наклеп металу, де $P_{т}$ відповідає навантаженню, коли пластична деформація відповідає 0,2 %. У точці навантаження P_{max} починається зменшення площі поперечного перерізу зразка, яка продовжується до точки $P_{к}$. Безпосередньо у точці $P_{к}$ відбувається руйнування зразка, при цьому кінцева площа поперечного перерізу матеріалу складає $F_{к}$.

Для розрахунку межі пружності $\sigma_{упр}$, межі плинності $\sigma_{т}$ або тимчасової пору розриву $\sigma_{в}$ необхідно відповідне навантаження $P_{пр}$, $P_{0,2}$, P_{max} розділити на початкову площу перерізу зразка F_0 .

Межа пружності визначається як напруга, при якій залишкова деформація досягає 0,05% (або ще менше) початкової довжини зразка

$$\sigma_{0,05} = P_{0,05}/F_0. \quad (2.1)$$

Тимчасовий опір розриву $\sigma_{в}$ можна розрахувати за наступною формулі

$$\sigma_{в} = P_{max}/F_0, \quad (2.2)$$

де σ_b – тимчасовий опір розриву, МПа; P_{max} – максимальне навантаження, при якому починається місцеве потонання зразка – утворення шийки, Н; F_0 – початкова площа поперечного перерізу зразка, мм².

Справжнє опір розриву (S_k , МПа) – це напруга, визначається відношенням навантаження P_k , в момент розриву до площі поперечного перерізу зразка в місці розриву F_k

$$S_k = P_k / F_k, \quad (2.3)$$

де $F_k = \pi d_k^2 / 4$.

Одним з найважливіших характеристик матеріалу є межа плинності. Пластична деформація, що відповідає 0,2%, називається умовною межею плинності $\sigma_{0,2}$ і розраховується за такою формулою

$$\sigma_{0,2} = P_{0,2} / F_0, \quad (2.4)$$

де $\sigma_{0,2}$ – межа плинності, МПа; $P_{0,2}$ – навантаження, що відповідає пластичній деформації 0,2%; F_0 – початкова площа поперечного перерізу зразка, мм².

При випробуванні заліза та інших металів з ОЦК ґратами досягненні певної напруги σ_t на кривій розтягування утворюється майданчик. Напруга, при якій зразок деформується без збільшення розтягує навантаження, називається фізичною межею плинності

$$\sigma_t = P_m / F_0. \quad (2.5)$$

Однак при випробуваннях на розтягування більшості сплавів майданчика плинності на діаграмах немає. Вибрана пластична деформація 0,2% досить точно характеризує перехід від пружних деформацій до пластичною, а напругу $\sigma_{0,2}$ нескладно визначити при випробуваннях незалежно від того, чи є майданчик текучості на діаграмі розтягування [9].

На рис. 2.4б представлена діаграма умовних напруг пластичного металу. Після появи шийки у зразку розтягують напруга в перерізі шийки продовжують підвищуватися, поки він не розірветься, при цьому навантаження зменшується. Тому справжнє напруження значно вище від умовних.

На рис. 2.4в представлено крихке руйнування, яке характеризується значно меншою пластичною деформацією (або взагалі пластична деформація відсутня), ніж при в'язкому руйнуванні (рис. 2.4а).

Крихка руйнація найбільш небезпечна, що пов'язано з дуже швидким поширенням тріщин, що призводять до руйнування матеріалів.

У більшості реальних матеріалів є обидва види руйнування, тому, як правило матеріали класифікуються за тим механізмом руйнування, що є переважним.

Зазвичай крихка руйнація сильно пов'язана з межею плинності матеріалу, величина якого сильно збільшується зі зниженням температури.

Це може призвести до крихкого руйнування металу за низьких температурах. Метали з ОЦК ґратами схильні до крихкої руйнації, що обумовлено впливом домішок, які утворюють розчини застосування.

Метали з ГЦК ґратами не схильні до холодноламкості, деякі сталі здатні працювати при криогенних температурах до -269 °С.

Пластичні характеристики металу характеризуються такими показниками, як відносне подовження та відносне звуження.

Відносне подовження розраховується за такою формулою

$$\delta = ((l_k - l_0) / l_0) * 100, \quad (2.6)$$

де l_k – кінцева довжина зразка, мм; l_0 – початкова довжина зразка, мм.

Відносне звуження розраховується за такою формулою

$$\psi = ((F_0 - F_k) / F_k) * 100, \quad (2.7)$$

де F_0 – початкова площа поперечного перерізу зразка, мм²; F_k – кінцева площа поперечного перерізу зразка, мм².

Звуження є кращою характеристикою пластичності по порівняно з подовженням, оскільки подовження значною мірою залежить від нерівномірності перерізу і мікроструктури за довжиною зразка, що визначає поведінка металу на місці розриву.

Для визначення твердості (вдавлювання, дряпання, пружна віддача, магнітний метод) найбільш широко застосовуються методи, засновані на здатності тіла (металу) протистояти проникненню в нього іншого твердішого тіла. Основний недолік випробувань на твердість – неможливість використання чисел твердості у розрахунках конструкцій.

Найбільшого поширення набули способи вимірювання твердості по Брінеллю, Віккерсу та Роквеллу.

При вимірі твердості по Брінеллю як індентор використовується загартована сталева кулька певного діаметра (1, 2, 2,5, 5, 10 мм) при дії навантаження від 5000 до 30000 Н. Після зняття навантаження на поверхні зразка утворюється відбиток, діаметр якого вимірюють з допомогою спеціальної лупи з нанесеною шкалою з поділками.

Твердість визначають поділом прикладеного до зразка навантаження P на площу поверхні відбитку

$$HB = 2P\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2}), \quad (2.8)$$

де HB – твердість за Брінеллем, МПа; P – навантаження, додане до зразка, Н (кгс); D – діаметр кульки (індентора), що вдавлюється, мм; d – діаметр відбитка лунки, мм.

На практиці визначення твердості за поданою вище формулою не виробляють, а користуються спеціальними складеними таблицями, де вказано залежність твердості від діаметра відбитка та прикладеного навантаження.

Метод Брінелля не рекомендується застосовувати для сталі з твердістю більше 450 HB , а кольорових металів – понад 200 HB .

Твердість HB та тимчасовий опір розриву σ_b пов'язані між собою наступної емпіричної залежності: $\sigma_b = kHB$, де k – коефіцієнт, який відрізняється для різних типів сталей; для сталей 0,34 HB , для мідних сплавів 0,45 HB , литої сталі 0,3-0,4 HB , для алюмінієвих сплавів 0,35 HB .

За методом Віккерса в зразок вдавлюють алмазну піраміду, твердість визначають за величиною діагоналі відбитка та позначають HV .

Цей метод частіше застосовують для випробування тонких стрічок та покриттів. Цей метод – другий за поширеністю після методу Брінелля. При стандартному вимірі твердості за Віккерсом (ДСТУ 2999-75) у поверхню зразка вдавлюють алмазний індентор у формі чотиригранної піраміди з кутом при вершині $\alpha \approx 136^\circ$. Після видалення навантаження $P = 10-1000 \text{ Н}$ (1-100 кгс), що діяла певний час (10-15 с), вимірюють діагональ відбитка d , що залишився на поверхні зразка. Число твердості HV (записуване за ДСТУ без одиниць вимірювання, наприклад 230 HV) визначають розподілом навантаження в кілограмах на площу бічної поверхні отриманого пірамідального відбитка

$$F = (d^2/2) * (1/\sin \alpha/2); \quad HV = (2P \sin \alpha/2)/d^2 = 1,854P/d^2. \quad (2.9)$$

Відносно невеликі навантаження та мала глибина вдавлювання індентора зумовлюють необхідність ретельнішої підготовки поверхні, ніж при вимірі твердості за Брінеллем. Зразки для виміру твердості HV, як правило, відполіровані, та їх поверхня вільна від наклепів.

Метод вимірів твердості за Роквеллом (HR) в силу простоти та оперативності є одним із найпоширеніших. Сутність його полягає в тому, що в випробувану поверхню вдавлюється алмазний конус з кутом при вершині 120° (2,1 рад) або сталеву кульку $\varnothing 1,5875$ (1/16 дюйма).

Безрозмірною одиницею твердості є величина, що відповідає переміщенню наконечника конуса на глибину $2 \cdot 10^{-3}$ мм. Переміщення фіксується індикатором вартового типу, а твердість визначається за шкалою твердоміра. Якщо як індентор використовують алмазний конус, то відлік ведуть за шкалами А і С. При вдавлюванні загартованої кульки використовують шкалу В. При випробуванні алмазним конусом та навантаженні $P_1 = 1400 \text{ Н}$ – шкала С, твердість позначається HRC, те ж за $P_1 = 500 \text{ Н}$ – шкала А (HRA), а при випробуванні сталеву кулькою та $P_1 = 900 \text{ Н}$ – шкала В (HRB).

Алмазний конус або сталеву кульку вдавлюють двома послідовними навантаженнями: попереднім 10 кгс і основним 90 кгс для сталеву кульку (шкала В), 140 кгс для алмазного конуса (шкала С) або 50 кгс для алмазного конуса (шкала А) при випробуванні дуже твердих та тонких зразків.

Після застосування попереднього навантаження вимірюють глибину вдавлювання h_0 , а після основної – h . За одиницю твердості прийнято величину t , відповідна осьовому переміщенню конуса (кульки) на 0,002 мм

$$t = (h - h_0) / 0,002. \quad (2.10)$$

Числа твердості за Роквеллом визначають в умовних одиницях за формулам:

$$\text{HRB} = 130 - t \text{ (шкала В); } \text{HRC} = 100 - t \text{ (шкала С і А)}. \quad (2.11)$$

2.3 Методи розрахункової оцінки механічних характеристик зварних з'єднань та ЗТВ

Твердість та показники міцності зони термічного впливу в Залежно від фазового складу металу можна оцінити за допомогою наступних регресійних моделей:

$$\text{HV} = (310 + 494 \text{ C} + 620 \text{ C}^2 + 18 \text{ Mn}) \text{ M} + \\ + (234 + 122 \text{ C}) \text{ Б} + (98 + 275 \text{ C} + 15 \text{ Mn}) \text{ ФП}, \quad (2.12)$$

$$\sigma_{\text{в}} = (800 + 1100 * \text{C}^{0,5}) * \text{M} + (590 + 960 * \text{C} + 40 \text{ Mn} + \\ + 200 * \text{V}) * \text{Б} + (300 + 1360 * \text{C} + 60 * \text{Mn} + 140 * \text{V}) * \text{ФП}, \quad (2.13)$$

$$\sigma_{0,2} = (660 + 1250 \text{ C}) \text{ M} + (500 + 460 \text{ C} - \\ - 120 \text{ C}^2 + 150 \text{ V}) \text{ Б} + (190 + 926 \text{ C} + 47 \text{ Mn} + 90 \text{ V}) \text{ ФП}, \quad (2.14)$$

$$\delta = (12,2 - 67 \text{ C} - 1,5 \text{ Mn} + 0,76 \text{ lnt}) \text{ M} + (21,3 - 35,6 \text{ C} - 4 \text{ Mn} - 5 \text{ V} + 1,8 \text{ lnt}) \text{ Б} + \\ + (36,5 - 127 \text{ C} + 153 \text{ C}^2 - 1,2 \text{ Mn} - 8 \text{ V} + 0,66 \text{ lnt}) \text{ ФП}, \quad (2.15)$$

$$\psi = (48,5 - 158 \text{ C} + 116 \text{ C}^2 + 1 \text{ lnt}) \text{ M} + (53,3 - 132 \text{ C} + 103 \text{ C}^2 - 5,1 \text{ Mn} - \\ - 10 \text{ V} + 3,4 \text{ lnt}) \text{ Б} + (65,4 - 88 \text{ C} - 82 \text{ C}^2 - 6,7 \text{ Mn} + 18 \text{ V} + 0,6 \text{ lnt}) \text{ ФП}, \quad (2.16)$$

де HV – твердість за Віккерсом; $\sigma_{\text{в}}$ – тимчасовий опір, МПа; $\sigma_{0,2}$ – межа плинності, МПа; δ – величина відносного подовження, %; ψ – величина відносного звуження, %; М, Б, ФП – частки мартенситу, бейніту та ферито-

перлітної суміші, частки од.; $\ln(t8/5) = \ln t$ – логарифм часу охолодження в інтервалі температур 800–500 °С; С, Мп ... – вміст легуючих елементів, %.

Дана модель підходить для розрахунку не тільки механічних властивостей ЗТВ, а й у МШ.

2.4 Результати металографічних досліджень зразків

Для аналітичного визначення механічних характеристик наплавлених валиків при випробуванні за методом валикової проби використовували методику [5]. Розрахункова оцінка механічних характеристик зварних з'єднань дозволяє зробити висновок, що використання для зварювання високоміцних сталей порошкового дроту з системою легування Fe–Cr–Mn–N дозволяє підвищити механічні властивості зварних швів. Отримані розрахункові показники механічних характеристик зварних швів такі:

для ПП-12Х18Г9АМ $\sigma_{\text{в}} \approx 1070$ МПа, $\sigma_{\text{т}} \approx 500$ МПа;

для ПП-12Х18Г9М $\sigma_{\text{в}} \approx 1000$ МПа, $\sigma_{\text{т}} \approx 460$ МПа.

Для отримання наплавлених валиків використовували розроблені порошкові дроти ПП-12Х18Г9АМ та ПП-12Х18Г9М. Структуру зони сплавлення, ЗТВ та наплавленого валика досліджували методом оптичної мікроскопії на інвертованому оптичному мікроскопі Olympus GX 71.

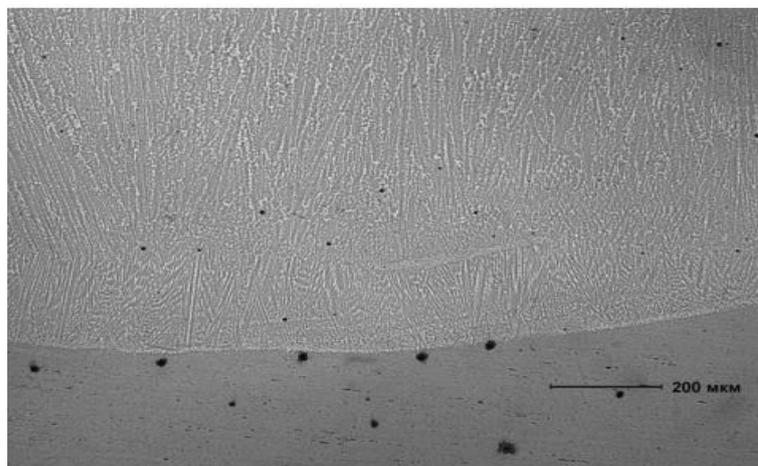


Рисунок 2.5 – Структура зони сплавлення зразка № 1 з використанням порошкової дроту ПП-12Х18Г9АМ

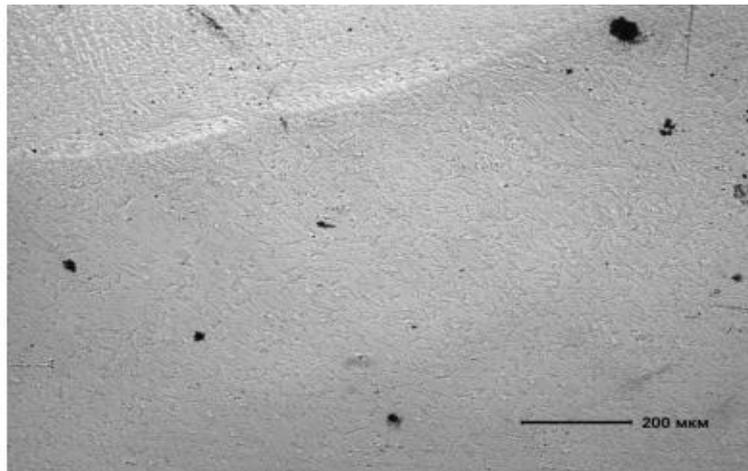


Рисунок 2.6 – Структура ЗТВ зразка № 1 з використанням порошкового дроту ПП-12Х18Г9АМ

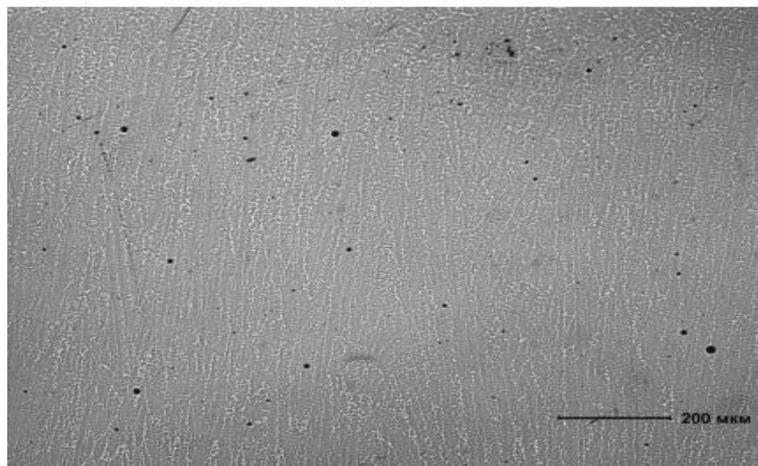


Рисунок 2.7 – Структура наплавленого валика зразка № 1 з використанням порошкового дроту ПП-12Х18Г9АМ

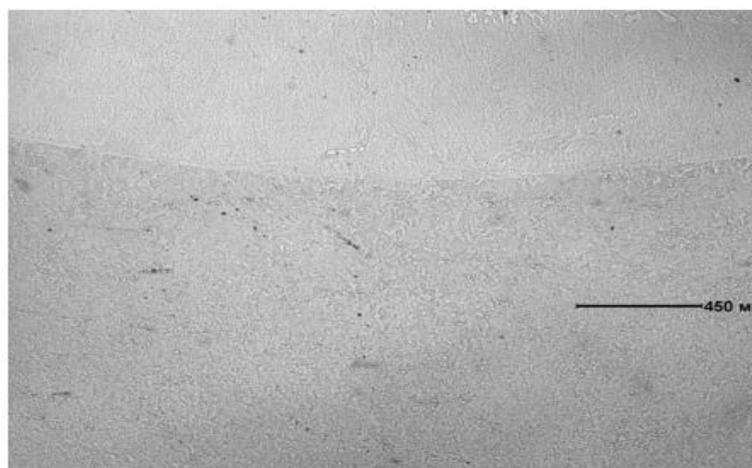


Рисунок 2.8 – Структура зони сплавлення зразка № 2 з використанням порошкової дроту ПП-12Х18Г9М

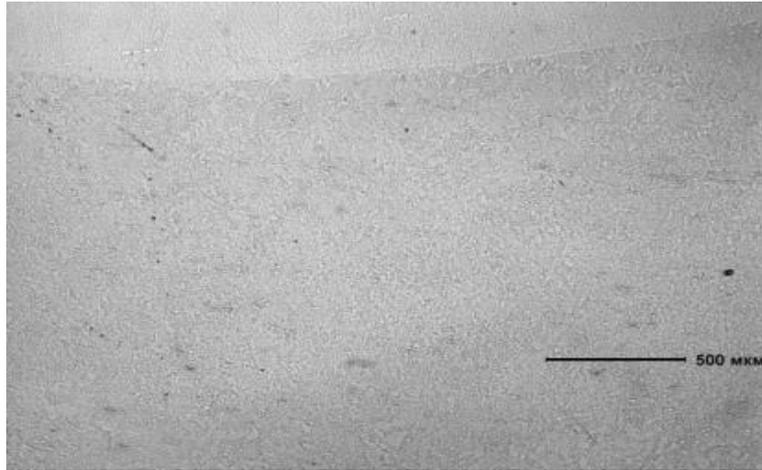


Рисунок 2.9 – Структура ЗТВ зразка № 2 з використанням порошкового дроту ПП-12Х18Г9М

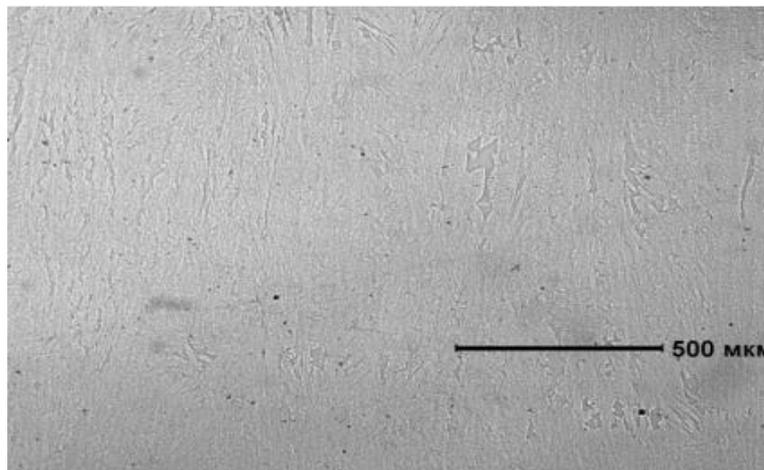


Рисунок 2.10 – Структура наплавленого валика зразка № 2 з використанням порошкового дроту ПП-12Х18Г9М

Наплавлений метал у зразках № 1 та № 2 має однорідну структуру. У зоні сплавлення та ЗТВ відсутні порушення суцільності металу: тріщини та несплавлення. У зразку № 1 у наплавленому металі є невелика кількість пор з діаметром не більше 1 мкм. Це пов'язано, насамперед, із заснуванням надлишкових частинок карбонітридів.

Для зниження появи пористості необхідно пов'язати більше N у твердому розчині, знизивши кількість утворення нітридів типу Cr_2N . Також можливість появи пір також пов'язана з компонентами, використовуються для виробництва порошкового дроту. Велика кількість абсорбованого водню на поверхні порошкових компонентів при зварювання призводить до появи пористості.

3 ТЕХНОЛОГІЧНО-КОНСТРУКТОРСЬКА ЧАСТИНА

3.1 Аналіз хімічного складу порошкового дроту

Хімічний склад наплавленого металу, виконаного з використанням порошкового дроту ПП–12Х18Г9АМ, представлений у таблиці 2. Розглянемо докладніше вплив кожного компонента, входить до складу порошкового дроту.

Використання марганцю та азоту, як легуючих елементів, перспективно з погляду економії нікелю та отримання хорошого комплексу механічних та антикорозійних властивостей. Спільне легування ними сприяє стабілізації аустеніту та зміцненню аустенітних сталей. Однак наразі питання виробництва азотовмісних сталей ще недостатньо вивчені.

Існуючі фізичні основи різного поведінки атомів вуглецю та азоту у твердих розчинах Fe–C, Fe–N пояснюються так:

- Легування сталей азотом збільшує концентрацію електронів провідності, посилюючи металевий характер міжатомного взаємодії, що пояснює підвищення ударної в'язкості та в'язкості руйнування;
- тверді розчини системи Fe–N схильні до ближнього впорядкування атомів, на відміну атомів вуглецю у системі Fe–C, де можуть утворюватися кластери;
- ближній атомний порядок у системі Fe–N є причиною їх підвищеної термодинамічної стабільності.

Високохромистий ферит та хромомарганцевий аустеніт представляють собою найбільш економічні основи створення двофазних сталей.

Хром є основним компонентом, який забезпечує корозійну стійкість сталі. При введенні $Cr \geq 13 \%$ у сталі різко збільшується корозійна стійкість, і вона стає жаростійкою (окалиностійкий). Вступ до складу порошкового дроту хрому кількості 17,5-18,5% суттєво зміцнює твердий розчин, при цьому забезпечуючи хорошу жаростійкість наплавленого металу за рахунок утворення тугоплавкою оксидної плівки Cr_2O_3 . Подальше збільшення вмісту $Cr \geq 23 \%$ різко знижує характеристики міцності металу шва.

При збільшенні вмісту хрому від 17 до 23% підвищується міцність сталі і дещо знижується пластичність, зростає опірність пітингової корозії. Різка зміна механічних властивостей (зниження пластичності та ударної в'язкості) та деяке зниження стійкості до пітинго-утворення спостерігаються при збільшенні вмісту хрому більше 23%.

Сталь з марганцем і азотом замість нікелю має як високу міцністю, і пластичністю, а повна заміна вуглецю азотом призводить до збільшення всіх характеристик механічних властивостей, включаючи відносне звуження (ψ) [13]. При цьому вплив азоту проявляється значно сильніше, ніж вуглецю [16].

Причина різного впливу вуглецю та азоту полягає у відмінності електронного обміну між атомами цих міжвузлових елементів та атомами заліза. На відміну від вуглецю, легування сталей азотом збільшує концентрацію електронів провідності, тобто посилює металевий характер міжатомної взаємодії [18]. Посилення металевого характеру міжатомних взаємодій нерухомими атомами азоту призводять до більш сильного зниження рухливостей дислокацій в аустеніті, ніж атомами вуглецю. Головним чином це пов'язано з характером міжатомних зв'язків.

Нерухомі атоми азоту сильніше блокують дислокації в аустенітній сталі, ніж атоми вуглецю. В атмосфері атомів азоту навколо дислокацій локально збільшується металевий характер міжатомної взаємодії, у той час як атмосфери атомів вуглецю підсилюють ковалентні міжатомні зв'язки [18]. Заміна першої взаємодії другим призводить до крихтенню матеріалу. З цієї причини ефективність зернограничного зміцнення азотом вище, ніж вуглецем.

Присутність азоту в сталі як легуючий елемент в кількості, що перевищує рівноважну (надрівноважну), призводить до утворенню пересиченого твердого розчину впровадження, що наводить, свою чергу, до зміцнення матеріалу, за аналогією з пересиченим твердим розчином вуглецю у залозі.

Однак, на відміну від такого розчину, азот створює менша напруга другого роду атома меншого розміру ($R_{\text{атома вуглецю}} = 0,077 \text{ нм}$; $R_{\text{атома азоту}} = 0,062 \text{ нм}$).

Вплив азоту в хромистих сталях полягає також у вилученні хрому з основної маси внаслідок утворення нітридів хрому. Це знижує кількість хрому, що звужує γ -область, і призводить до зменшення вмісту фериту у сталі. У зв'язку з цим утруднюється утворення σ -фази.

Азот розширює γ -область і зменшує критичну швидкість охолодження, тому його можна вводити в аустенітну сталь як замітник інших аустенітоутворювачів, наприклад нікелю.

Варіюючи в азотовмісних Cr-N, Cr-Ni-N, Cr-Ni-Mn-N сталях концентрації азоту, можна отримувати структурно-фазові стани, що забезпечують високу міцність, немагнітність, корозійну та зносостійкість. Такі сталі здатні працювати у високонавантажених виробі в машинобудуванні, в т.ч. транспортній, медичній техніці, нафтовидобутку, обробній, харчовій промисловості.

3.2 Розрахунок основних параметрів режиму наплавлення

Виконаємо розрахунок параметрів режиму наплавлення порошковими дроти на складові термозміцнені пластини зі Ст45 для випробування. методом валикової проби з метою визначення розрахункових геометричних характеристик наплавленого валика, знаходження частки участі основного (у.м.) та електродного (уе.м.) металу, структурно-фазового складу наплавленого валика.

Спосіб наплавлення – дугове автоматичне наплавлення під шаром флюсу, рід струму - постійний, полярність - обернена. Флюс АН-20 ДСТУ 9087-81.

Слід зазначити, що розрахунки режимів зварювання, подані в літературі, призначені для зварювання (наплавлення) суцільними дротиками.

Відомо, що принципи розплавлення порошкового дроту та суцільного дроти мають суттєві відмінності. При зварюванні порошковим дротом плавлення оболонки випереджає плавлення сердечника через нижчу електропровідності останнього.

Характеристики дуги при зварюванні порошковим дротом суттєво залежить від складу сердечника. Останній, як вказувалося вище, має низькою порівняно з металевією оболонкою електропровідністю.

Сердечник плавиться за рахунок випромінювання дуги та конвективного теплообміну з розплавленим металом та розігрітими газами. У свою чергу, активне пляма дуги знаходиться на оболонці і не займає весь перетин дроту по через нижчу теплопровідність сердечника, тому оболонка розплавляється швидше сердечника. Тому проводити розрахунок режимів наплавлення з використанням порошкового дроту не зовсім коректно.

Режими наплавлення для випробування методом валикової проби представлені в табл. 2.2

1. $d_e = 2,5$ мм.

2. $I_{св} = 300 \pm 10$ А, $U_d = 32 \pm 1$ В, $V_{св} = 19,3$ м/год.

3. ККД зварювального процесу знайдемо за формулою

$$\eta_i = 0,95 - 1700 I_{св} * U_d, \quad (3.1)$$

де η_i – ККД зварювального процесу, частки од.; $I_{св}$ - величина зварювального струму, А; U_d – напруга зварювальної дуги, В. $\eta_i = 0,95 - 1700 I_{св} * U_d = 0,95 - 1700 * 300 * 32 = 0,77$.

4. Величина погонної енергії розраховується за формулою

$$Q = (I_{св} U_d \eta_i) / (V_{св}), \quad (3.2)$$

де Q – величина погонної енергії, Дж/м; $I_{св}$ – сила зварювального струму, А; U_d - напруга зварювальної дуги, В; η_i - ККД зварювального процесу, частки од.; $V_{св}$ – швидкість зварювання, м/с

$$Q = (300 * 32 * 0,77) / 0,0054 = 1368889 \text{ Дж/м.}$$

5. Розміри наплавлених валиків отримані внаслідок вимірювання шліфів: дроту ПП-12Х18Г9АМ – $e_1 = 16,5$ мм, $g_1 = 3,0$ мм, $H_{пр1} = 3,5$ мм; дроту ПП-12Х18Г9М – $e_2 = 16,0$ мм, $g_2 = 2,9$ мм, $H_{пр2} = 3,5$ мм.

6. Коефіцієнт форми проплавлення розраховується за формулі

$$\psi_{\text{пр}} = eH_{\text{пр}} = (m (19 - 0,01 I_{\text{св}}) d_e * U_{\text{д}} I_{\text{св}}), \quad (3.3)$$

де $\psi_{\text{пр}}$ – коефіцієнт форми проплавлення; e – ширина шва, мм; $H_{\text{пр}}$ – глибина проплавлення, мм; m – коефіцієнт, що залежить від роду струму та полярності; $I_{\text{св}}$ – величина зварювального струму, А; $U_{\text{д}}$ – напруга зварювальної дуги, В; d_e – діаметр дроту, мм.

Для дроту ПП-12Х18Г9АМ і ПП-12Х18Г9М, відповідно:

$$\psi_{\text{пр1}} = e_1 H_{\text{пр1}} = 16,5 \cdot 3,5 = 4,7; \quad \psi_{\text{пр2}} = e_2 H_{\text{пр2}} = 16,0 \cdot 3,5 = 4,6.$$

Коефіцієнт форми проплавлення повинен перебувати межах 1,5-5,0. Якщо $\psi_{\text{пр}} < 1,3$, то шов виходить вузьким, кристаліти ростуть від протилежних стінок назустріч один одному. Поверхня зрощення кристалітів утворює по осі шва ослаблену зону через ліквідацію легкоплавких евтектик (головним чином Fe-FeS, $T_{\text{пл}} = 988$ °С або Fe + Fe₃P $T_{\text{пл}} \approx 1150$ °С). Тому вузькі шви мають велику схильність до утворення ГТ.

При затвердінні широкої зварювальної ванни з невеликим проплавленням кристаліти стикаються бічними гранями, а домішки, концентруються перед фронтом кристалізації, витісняються на поверхню шва як шлаків. Такі шви більш стійкі проти утворення тріщин [17]. Однак надто широкі шви ($\psi_{\text{пр}} > 5,0$) збільшують зварювальні деформації, тому коефіцієнт проплавлення повинен бути в оптимальних межах.

7. Коефіцієнт форми валика розраховується за формулою

$$\psi_{\text{в}} = eg, \quad (3.4)$$

де $\psi_{\text{в}}$ – коефіцієнт форми валика; e – ширина шва, мм; g – висота валика, мм.

Для дроту ПП-12Х18Г9АМ і ПП-12Х18Г9М, відповідно:

$$\psi_{\text{в1}} = e_1 g_1 = 16,5 \cdot 3,0 = 5,5; \quad \psi_{\text{в2}} = e_2 g_2 = 16,0 \cdot 2,9 = 5,5.$$

Коефіцієнт форми валика повинен перебувати в оптимальних значеннях $5,0 \leq \psi_{\text{в}} \leq 10,0$. При $\psi_{\text{в}} < 5,0$ валик виходить занадто вузький, що не забезпечує плавне сполучення металу шва з основним металом і сприяє утворенню підрізів. При $\psi_{\text{в}} > 10$ наплавлений валик виходить дуже низький і широкий. Такий валик збільшує зварювальні деформації.

8. Загальна висота шва розраховується за формулою

$$H_0 = H_{\text{пр}} + g, \quad (3.5)$$

де H_0 – загальна висота шва, мм; $H_{\text{пр}}$ – глибина проплавлення, мм; g – висота валика, мм.

Для дроту ПП-12Х18Г9АМ і ПП-12Х18Г9М, відповідно:

$$H_{01} = H_{\text{пр1}} + g_1 = 3,5 + 3,0 = 6,5 \text{ мм}; \quad H_{02} = H_{\text{пр2}} + g_2 = 3,5 + 2,9 = 6,4 \text{ мм}.$$

9. Коефіцієнт форми шва розраховується за такою формулою

$$\Psi_{\text{шв}} = e H_0, \quad (3.6)$$

де $\Psi_{\text{шв}}$ – коефіцієнт форми шва; e – ширина шва, мм; H_0 – загальна висота шва, мм.

Для дроту ПП-12Х18Г9АМ і ПП-12Х18Г9М, відповідно:

$$\psi_{\text{шв1}} = e_1 H_{01} = 16,5 \cdot 6,5 = 2,5; \quad \psi_{\text{шв2}} = e_2 H_{02} = 16,0 \cdot 6,4 = 2,5.$$

Перевагу слід віддавати режиму зварювання, за якого коефіцієнт $\psi = 2 - 2,5$.

10. Площа наплавленого металу розраховується за н формулі

$$F_{\text{н.м.}} = 0,75 e g, \quad (3.7)$$

де $F_{\text{н.м.}}$ – площа наплавленого металу, мм²; e – ширина шва, мм; g – висота валика, мм.

Для дроту ПП-12Х18Г9АМ і ПП-12Х18Г9М, відповідно:

$$F_{\text{н.м.1}} = 0,75 e_1 g_1 = 0,75 \cdot 16,5 \cdot 3,0 = 37,1 \text{ мм}^2;$$

$$F_{\text{н.м.2}} = 0,75 e_2 g_2 = 0,75 \cdot 16,0 \cdot 2,9 = 34,8 \text{ мм}^2.$$

11. Площа проплавленого металу розраховується за формулі

$$F_{\text{пр}} = 0,75 e H_{\text{пр}}, \quad (3.8)$$

де $F_{\text{пр}}$ – площа проплавлення, мм²; e – ширина шва, мм; $H_{\text{пр}}$ – глибина проплавлення, мм.

Для дроту ПП-12Х18Г9АМ і ПП-12Х18Г9М, відповідно:

$$F_{\text{пр1}} = 0,75 e_1 H_{\text{пр1}} = 0,75 \cdot 16,5 \cdot 3,5 = 43,3 \text{ мм}^2;$$

$$F_{\text{пр2}} = 0,75 e_2 H_{\text{пр2}} = 0,75 \cdot 16,0 \cdot 3,5 = 42 \text{ мм}^2.$$

3.3 Розрахунок хімічного складу та структурно-фазового складу наплавленого металу

1. Частка участі основного металу розраховується за формулою

$$\gamma_{o.m.} = F_{пр} / (F_{пр} + F_{н.м.}), \quad (3.9)$$

де $\gamma_{o.m.}$ – частка участі основного металу, частки од.; $F_{пр}$ – площа проплавлення, мм²; $F_{н.м.}$ – площа наплавленого металу, мм².

Для дроту ПП-12Х18Г9АМ і ПП-12Х18Г9М, відповідно:

$$\begin{aligned} \gamma_{o.m.1} &= F_{пр1} / (F_{пр1} + F_{н.м.1}) = 43,3 / (43,3 + 37,1) = 0,54; \\ \gamma_{o.m.2} &= F_{пр2} / (F_{пр2} + F_{н.м.2}) = 42 / (42 + 34,8) = 0,55. \end{aligned}$$

2. Частка електродного металу розраховується за формулою

$$\gamma_{e.m.} = 1 - \gamma_{o.m.}, \quad (3.10)$$

де $\gamma_{e.m.}$ – частка участі електродного металу, частки од.; $\gamma_{o.m.}$ – частка участі основного металу, частки од.

Для дроту ПП-12Х18Г9АМ і ПП-12Х18Г9М, відповідно:

$$\gamma_{e.m.1} = 1 - \gamma_{o.m.1} = 1 - 0,54 = 0,46; \quad \gamma_{e.m.2} = 1 - \gamma_{o.m.2} = 1 - 0,55 = 0,45.$$

При наплавленні порошковими дроти частка участі основного металу зазвичай становить 50%.

3. Розрахунок хімічного складу наплавленого валика виконується за формулі:

$$[Ei]_{мш} = [Ei]_{e.m.} \gamma_{e.m.} + [Ei]_{o.m.} \gamma_{o.m.}, \quad (3.11)$$

де $[Ei]_{мш}$ – хімічний склад металу шва, %; $[Ei]_{e.m.}$ – типовий хімічний склад електродного матеріалу, %; $\gamma_{e.m.}$ – частка участі електродного металу, частки од.; $[Ei]_{o.m.}$ – типовий хімічний склад основного матеріалу; $\gamma_{o.m.}$ – частка участі основного металу, частки од.

Після визначення частки участі основного та електродного металу визначаємо хімічний склад наплавленого валика, а далі за формулами (1.1)-(1.4) структурно-фазовий склад, вміст дельта-фериту (δF) та мартенситу (M). Виконані розрахунки представлені у табл. 3.1.

Таблиця 3.1 – Розрахунок хімічного та структурно-фазового складу основного, електродного та наплавленого металу, мас. %

	Хімічний склад ОМ, ЕМ і МШ, мас. %										Cr _e	Ni _e	δF	M	A
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	S	P	N					
ОМ	0.46	0.30	0.70	0.20	0.20	-	0.20	0.01	0.02	-	0.65	14.4	-	172	5*
ЕМ	0.10	0.15	9.5	18.5	0.15	0.66	-	0.01	0.02	0.30	19.3	15.7	-7	99.5	100
ЕМ ₁	0.12	0.15	9.5	18.5	0.15	0.60	-	0.01	0.02	-	20.2	7.9	16.8	19.1	64.1
МШ	0.29	0.23	4.7	8.6	0.18	0.28	0.01	0.01	0.02	0.14	9.2	14.9	-	49.2	50.8
МШ ₁	0.30	0.23	4.7	8.4	0.18	0.27	0.11	0.01	0.02	-	9	11.6	-	107.2	55*

* Примітка: ОМ – термозміцнена сталь Ст45; ЕМ – порошковий дріт ПП-12Х18Г9АМ; ЕМ₁ – порошковий дріт ПП-12Х18Г9М; МШ - метал шва з ЕМ (Наплавлений метал); МШ₁ – метал шва з ЕМ₁ (наплавлений метал); * залишковий аустеніт, кількість якого становить близько 5%.

Проведені розрахунки показують, що використання для зварювання кореневого шва високоміцних середньо-легованих порошкових сталей дротів ПП-12Х18Г9АМ та ПП-12Х18Г9М призводить до утворення мартенситної або мартенситно-аустенітної структури, що знижує пластичні характеристики (δ, ψ) МШ через вміст у зварному шві гартують структур. Для точного визначення структурно-фазового складу використовували діаграму Потак-Сагалевиц.

3.4 Розрахунок структурно-фазового складу порошкових дротів по модернізованою методикою Потака-Сагалевиц

Як зазначалося діаграма Шеффлера має ряд істотних недоліків - у ній неможливо визначити спільного впливу на структурно-фазовий склад хімічних речовин. елементів, як вуглецю та азоту.

Тому розрахунок структурно-фазового складу наплавленого металу при дослідженні методом валикової проби виконаємо за модернізованою

методикою Потака-Сагалевиц, де були отримані нові математичні залежності коефіцієнтів відносного впливу нікелю (K4) і марганцю (K5) на процес мартенситоутворення (E2), коефіцієнт впливу вуглецю (K11) на процес феритоутворення для негативних значень (E1) та уточнено коефіцієнти впливу легуючих компонентів (KCr1, KNi1, KMn1, KSi1).

Розрахуємо коефіцієнт відносного впливу вуглецю (K11) на процес феритоутворення (E1) за формулою

$$K11 = 3,98 ([C] + [N]) - 0,986, \quad (3.12)$$

де K11 – коефіцієнт впливу вуглецю на процес феритоутворення; [C], [N] – вміст легуючих елементів, мас. %.

При [C] < 0,05% K11 = 98.

Розрахуємо коефіцієнт спільного впливу вуглецю та азоту (K2) на процес мартенситоутворення (E2) за формулою

$$K2 = 19,54 ([C] + [N]) - 0,31, \quad (2.13)$$

де K2 – коефіцієнт впливу вуглецю та азоту на процес мартенситоутворення; [C], [N] – вміст легуючих елементів, мас. %.

При [C] < 0,08%, K2 = 43.

Розрахуємо коефіцієнт впливу хрому (K3) на процес мартенситоутворення (E2) за формулою

$$K3 = 0,018 [Cr]^2 - 0,58 [Cr] + 5,66, \quad (3.14)$$

де K3 – коефіцієнт впливу хрому на процес мартенситоутворення; [Cr] – вміст хрому, мас. %.

При [Cr] < 0,5, K3 = 5,2.

Розрахуємо коефіцієнт впливу нікелю (K4) на процес мартенситоутворення (E2) за формулою

$$K4 = 4,383 [Ni] - 0,908, \quad (3.15)$$

де K4 – коефіцієнт впливу нікелю на процес мартенситоутворення; [Ni] – вміст нікелю, мас. %.

При [Ni] ≤ 0,3%, K4 = 13,5.

Розрахуємо коефіцієнт впливу марганцю (K5) на процес мартенситоутворення (E2) за формулою

$$K5 = 3,57 [\text{Mn}] - 0,61, \quad (3.16)$$

де K5 – коефіцієнт впливу марганцю на процес мартенситоутворення; [Mn] – вміст марганцю, мас. %.

При $[\text{Mn}] \leq 0,5\%$, $K5 = 5,5$.

Далі виконаємо розрахунок коефіцієнтів впливу легуючих компонентів (KCr1, KNi1, KMn1, KSi1). KCr1 обчислимо за формулою

$$KCr1 = 1,082/[\text{Cr}] - 1,524, \quad (3.17)$$

де KCr1 – коефіцієнт впливу хрому; [Cr] – вміст хрому, мас. %.

За $[\text{Cr}] \leq 0,1\%$, $KCr1 = 25$.

KNi1 обчислимо за формулою

$$KNi1 = 1,383/[\text{Ni}] - 1,005, \quad (3.18)$$

де KNi1 – коефіцієнт впливу нікелю; [Ni] – вміст нікелю, мас. %.

За $[\text{Ni}] \leq 0,1\%$, $KNi1 = 15$.

KMn1 обчислимо за формулою

$$KMn1 = 0,284/[\text{Mn}] - 2,316, \quad (3.19)$$

де KMn1 – коефіцієнт впливу марганцю; [Mn] – вміст марганцю, мас. %.

KSi1 обчислимо за формулою

$$KSi1 = 0,99/[\text{Si}] - 1,387, \quad (3.20)$$

де KSi1 – коефіцієнт впливу кремнію; [Si] – вміст кремнію, мас. %.

Розрахунок параметра феритоутворення (E1) виконаємо за формулі

$$E1 = K11 ([\text{C}] + [\text{N}]) + KCr1 [\text{Cr}] + KNi1 [\text{Ni}] + KMn1 [\text{Mn}] + 0,86 [\text{Mo}] + \\ + 0,7*[\text{V}] + 4*([\text{Ti}] + [\text{Al}]) + 0,9*[\text{Nb}] + 0,5*[\text{W}] + KSi1*[\text{Si}] - 19, \quad (3.21)$$

де E1 – параметр феритоутворення; K11 – коефіцієнт впливу вуглецю на процес феритоутворення; [C], [N]... – вміст легуючих елементів, мас. %; KCr1 – коефіцієнт впливу хрому; KNi1 – коефіцієнт впливу нікелю; KMn1 – коефіцієнт впливу марганцю; KSi1 – коефіцієнт впливу кремнію.

Розрахунок параметра мартенситоутворення (E_2) виконаємо за формулі

$$E_2 = 20 - (K_2 ([C] + [N]) + K_3 [Cr] + K_4 [Ni] + K_5 [Mn] + 0,6 [Mo] + 1,5*[V] + 1,9*[Ti] + 0,7*[Si] + 1,1*[W] - 0,1*[Al]), \quad (2.22)$$

де E_2 – параметр мартенситоутворення; K_2 – коефіцієнт впливу вуглецю та азоту на процес мартенситоутворення; $[C]$, $[N]$... – вміст легуючих елементів, мас. %; K_3 – коефіцієнт впливу хрому на процес мартенситоутворення; K_4 – коефіцієнт впливу нікелю на процес мартенситоутворення; K_5 – коефіцієнт впливу марганцю на процес мартенситоутворення.

Виконаємо розрахунок структурно-фазового складу для двох дослідних складів порошкових дротів та Сталі 45 за формулами (3.12) – (3.22).

Отримані результати представлені у табл. 3.2.

Таблиця 3.2 – Результати розрахунків структурно-фазового складу Марка К11

Марка	K_{11}	K_2	K_3	K_4	K_5	K_{Cr1}	K_{Ni1}	K_{Mn1}	K_{Si1}	E_1	E_2	A	Φ	M
OM	8,6	24,9	5,5	13,5	4,4	12,6	7,0	0,6	5,3	-9,1	4,5	5*	-	95
EM	9,8	26,0	1,1	13,5	0,9	0,01	9,3	0,002	13,8	-10,9	-21,8	100	-	-
EM ₁	38,5	39,9	1,2	13,5	0,9	0,01	9,3	0,002	13,8	-12,4	-18,3	100	-	-
МШ	9,1	25,2	2,0	13,5	1,4	0,04	7,7	0,01	7,6	-11,3	-17,5	100	-	-
МШ ₁	13,0	28,2	2,1	13,5	1,4	0,04	7,7	0,01	7,6	-11,3	-15,5	100	-	-

Примітка:

- OM – термозміцнена сталь Ст45; EM – порошковий дріт ПП-12Х18Г9АМ; EM₁ – порошковий дріт ПП-12Х18Г9М;

- МШ – метал шва з EM (наплавлений метал); МШ₁ – метал шва з EM₁ (наплавлений метал); * залишковий аустеніт, кількість якого близько 5%.

Таким чином, при розрахунку хімічного складу ЗМ, ЕМ та МШ вдалося з'ясувати, що використання розроблених порошкових дротів при зварюванні кореневого шва структурно-фазовий склад є аустеніт, хоча при використанні ЕМ1 метал шва має менший запас аустенітності, рис. 3.1.

При розробці технології зварювання слід враховувати такі фактори, як точність складання та сталість режимів зварювання. Це, у свою чергу, впливає на частку участі основного та електродного матеріалів. Невеликий запас аустенітності кореневого шва при зварюванні розробленими порошковими забезпечують повну відсутність загартовувальних структур, що може наводити до дефектів. Тому при використанні розроблених порошкових дротів для зварювання корневих швів можлива утворення в МШ, що гартуються структур (мартенситу).

Для підвищення характеристик міцності зварних швів необхідно використовувати розроблений порошковий дріт із вмістом азоту ПП-12Х18Г9АМ. Досвідчений зразок порошкового дроту без азоту ПП-12Х18Г9М дозволяє отримати бездефектний зварний шов, проте характеристики міцності МШ мають невисокі показники.

Істотною проблемою при зварюванні порошковим дротом із системою Легування Fe–Cr–Mn–N є можливість появи пір.

Іноді появі пір супроводжує появу частинок надлишкового нітриду або карбонітриду типу Cr_2N . З цією метою для виключення появи гартових структур і пор, а також отримання більш глибоко-аустенітної структури в кореновому шві рекомендується використовувати дріт Св-09Х16Н25М6АФ ДСТУ 2246-70.

Для отримання зварних швів при зварюванні бронекорпусів спецтехніки високоміцної броньової сталі товщиною 18...20 мм. використовувати наступну технологію зварювання із застосуванням двох зварювальних дротів: Св-09Х16Н25М6АФ (Св-10Х16Н25АМ6) ДСТУ 2246-70 та порошковий дріт ПП-12Х18Г9АМ. Конструктивні елементи зварного з'єднання та підготовлених кромок під зварювання представлені на рис. 3.2.

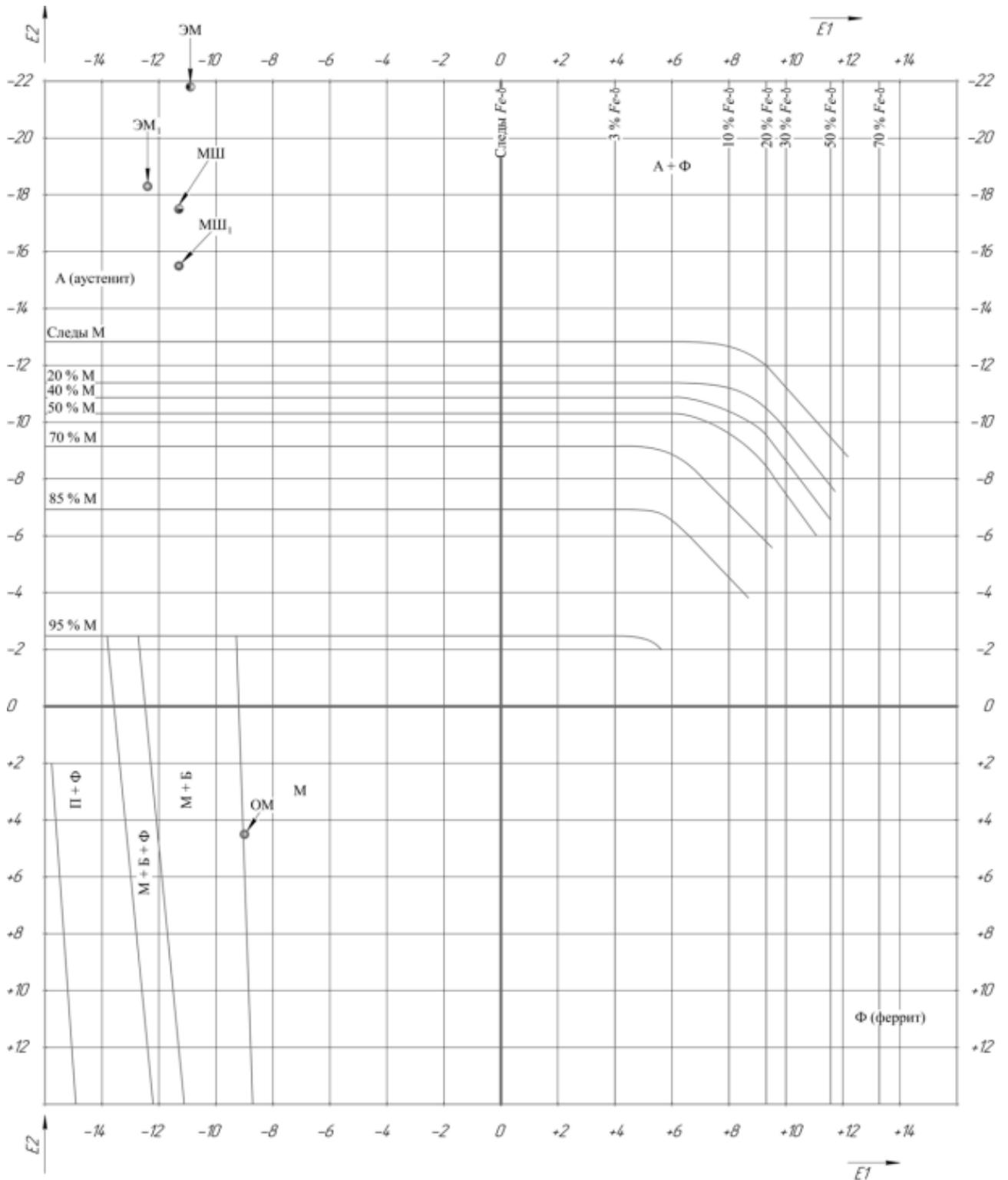


Рисунок 3.1 – Структурна діаграма Потак–Сагалевиц із позначеними точками структурно-фазового складу:

- OM – термозміцнена сталь Ст45; EM – порошкова дрiт ПП-12X18Г9АМ; EM₁ – порошковий дрiт ПП-12X18Г9М;
- МШ – метал шва з EM (наплавлений метал); МШ₁ – метал шва з EM₁ (наплавлений метал)

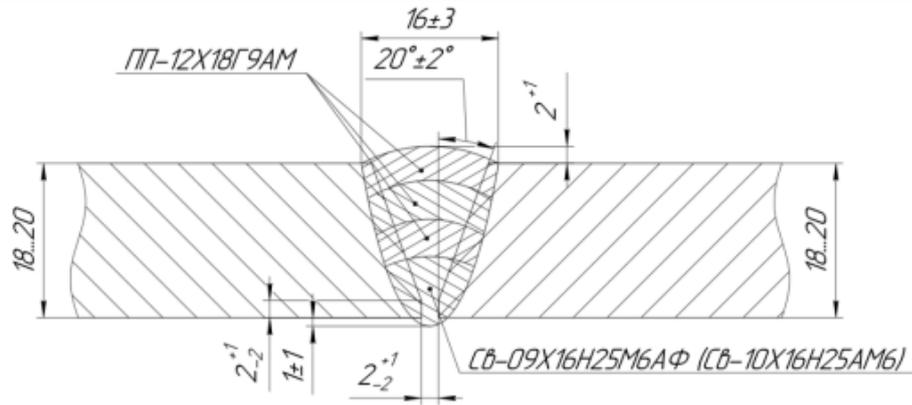


Рисунок 3.2 – Конструктивні елементи підготовлених кромek зварюваних зразків та зварного шва

Кореневий шов слід виконувати аустенітним дротом Св-09Х16Н25М6АФ (Св-10Х16Н25АМ6) ДСТУ 2246-70 $d_e = 1,2$ мм, а заповнюючі шви – новим порошковим дротом ПП-12Х18Г9АМ $d_e = 1,2$ мм. Струм при зварюванні – незмінний, полярність – зворотна. Зварювання здійснювати за 4 проходи.

3.5 Розрахунок основних параметрів режиму зварювання

Виконаємо розрахунок для зварювання кореня шва. Спосіб зварювання – дугове зварювання у суміші газів (82% Ar + 18% CO₂), струм – постійний, полярність – зворотний.

1. Діаметр електродного дроту Св-09Х16Н25М6АФ $d_e = 1,2$ мм.

Дугове зварювання в захисних газах виконується, як правило, електродним дротом діаметром 0,8-2 мм (на практиці від 0,8 до 1,6 мм). Світова тенденція в галузі вибору зварювального дроту полягає в тому, що намагаються не використовувати дріт великих діаметрів. Пов'язано це з тим, чим більше діаметр зварювального дроту, тим більший обсяг зварювального ванни, вища ймовірність кристалізаційних тріщин і значніша короблення та деформації.

2. Розмір зварювального струму розраховується за формулою

$$I_{св} = d_e 0,008, \quad (3.23)$$

де $I_{св}$ – величина зварювального струму, А; d_e – діаметр дроту, мм.

$$I_{св} = 1,2 0,008 = 150 \pm 10 \text{ А.}$$

3. Напряга зварювальної дуги розраховується за такою формулою

$$U_d = 15 + 0,05 I_{св} \sqrt{d_e}, \quad (3.24)$$

де U_d – напруга зварювальної дуги, В; 15–17 – коефіцієнт (при зварюванні в Ar або його сумішах); $I_{св}$ – величина зварювального струму, А; d_e – діаметр дроту, мм.

$$U_d = 15 + 0,05 \cdot 150 \sqrt{1,2 + 7} = 29 \pm 1В.$$

4. Швидкість зварювання розраховується за такою формулою

$$V_{св} = 4,5 d_e + 13,6 I_{св}, \quad (3.25)$$

де $V_{св}$ – швидкість зварювання, м/с; d_e – діаметр дроту, мм; $I_{св}$ – величина зварювального струму, А.

$$V_{св} = 4,5 \cdot 1,2 + 13,6 \cdot 150 = 2040,6 \text{ м/с}.$$

5. Коефіцієнт, що залежить від роду струму та полярності, що впливає на форму проплавлення розраховується за такою формулою

$$m = 0,367 (1,273 I_{св} d_e^2) 0,1925, \quad (3.26)$$

де m – коефіцієнт, що залежить від роду струму та полярності; $I_{св}$ – величина зварювального струму, А; d_e – діаметр дроту, мм.

$$m = 0,367 (1,273 \cdot 150 \cdot 1,2^2) 0,1925 = 0,94.$$

6. Коефіцієнт форми проплавлення розраховується за формулою (3.3)

$$\psi_{пр} = (0,94 (19 - 0,01 \cdot 150) 1,2 \cdot 29150) = 3,80.$$

7. ККД зварювального процесу знайдемо за формулою (3.1)

$$\eta_i = 0,95 - 1700 \cdot 150 \cdot 29 = 0,56.$$

8. Глибина проплавлення розраховується за формулою

$$H_{пр} = k (\eta_i I_{св} U_d \psi_{пр} V_{св}) 0,5, \quad (3.27)$$

де $H_{пр}$ – глибина проплавлення, мм; k – коефіцієнт, $k = 0,0081$ (для зварювання в газі); η_i – ККД зварювального процесу, частки од.; $I_{св}$ – величина зварювального струму, А; U_d – напруга зварювальної дуги, В; $\psi_{пр}$ – коефіцієнт форми проплавлення; $V_{св}$ – швидкість зварювання, м/с.

$$H_{пр} = 0,0081 (0,56 \cdot 150 \cdot 293,93 \cdot 0,0059) 0,5 = 2,67 \text{ мм}.$$

9. Ширина шва розраховується за такою формулою

$$e = H_{\text{пр}} \psi_{\text{пр}}, \quad (3.28)$$

де e – ширина шва, мм; $H_{\text{пр}}$ – глибина проплавлення, мм; $\psi_{\text{пр}}$ – коефіцієнт форми проплавлення.

$$e = 2,67 \cdot 3,80 = 10,1 \text{ мм.}$$

10. Щільність струму розраховується за формулою

$$j = I_{\text{св}} F_{\text{е.п.}}, \quad (2.29)$$

де j – щільність струму, А/мм²; $I_{\text{св}}$ – величина зварювального струму, А. $F_{\text{е.п.}}$ – Площа поперечного перерізу електродного матеріалу, мм², $F_{\text{е.п.}} = \pi d_e^2 / 4$.

$$j = 150 \cdot 3,14 \cdot 1,2^2 / 4 = 132,7 \text{ А/мм}^2.$$

11. Коефіцієнт втрат на чад та розбризування при зварюванні в газі розраховується за формулою

$$\psi_{\text{пот.}} = 16 \exp(-7,48 \cdot 10^{-5} (200 - j)), \quad (3.30)$$

де $\psi_{\text{пот.}}$ – коефіцієнт втрат на чад і розбризування, %; j – щільність струму, А/мм².

$$\psi_{\text{пот.}} = 16 \exp(-7,48 \cdot 10^{-5} (200 - 132,7)) = 11,4\%.$$

Як захисний газ найчастіше використовують аргон, хоча при роботі у середовищі чистого аргону дуга втрачає стабільність при наплавленні будь-якого матеріалу, крім алюмінієвих сплавів.

З метою стабілізації дуги при наплавленні сталі до аргону додають до 20% кисню або вуглекислого газу, що суттєво впливає на процес наплавлення. При автоматичному зварюванні плавким електродом у середовищі CO₂ втрати електродного металу на розбризування і чад досягають від 10% до 15%, а при зварюванні в суміші газів на основі аргону від 0,5% до 2,0%.

У разі приймемо $\psi_{\text{пот.}} = 2,0\%$.

12. Коефіцієнт розплавлення розраховується за формулою

$$\alpha_p = 1,21 (I_{\text{св}} 0,32) (L_e 0,38) (d_e - 1,505), \quad (2.31)$$

де α_p – коефіцієнт розплавлення, г/А год; $I_{\text{св}}$ – величина зварювального струму, А; L_e – виліт електрода, мм, $L_e = 15$ мм. d_e – діаметр дроту, мм, $d_e = 1,2$ мм.

Виліт електрода при зварюванні дротом \varnothing 0,5–1,4 мм впливає на стабільність процесу зварювання. Це обумовлено зміною нагрівання електрода на вильоті струмом, що проходить. Допустимий виліт електрода залежить від діаметра, питомого електроопору електрода та зварювального струму. При малих вильотах утрудняється видимість зони зварювання і можливе підплавлення струмопроводу, а за великих – порушується стабільність процесу. Зазвичай виліт електрода при зварюванні приймають орієнтовно (10-12) d_e .

$$\alpha_p = 1,21 (1500,32) (150,38) (1,2 - 1,505) = 14,98 \text{ г/А год} = 0,0042 \text{ г/А с.}$$

13. Коефіцієнт наплавлення розрахуємо за формулою

$$\alpha_n = \alpha_p (100 - \psi_{\text{пот.}}), \quad (3.32)$$

де α_n - коефіцієнт наплавлення, г/А год; α_p – коефіцієнт розплавлення, г/А год; $\psi_{\text{пот.}}$ – коефіцієнт втрат на чад і розбризкування, %.

$$\alpha_n = 14,98 (100 - 2) = 14,7 \text{ г/А год} = 0,0041 \text{ г/А с.}$$

14. Площа наплавленого металу розраховується за формулі

$$F_{\text{н.м.}} = (\alpha_n I_{\text{св}} \rho V_{\text{св}}), \quad (3.33)$$

де $F_{\text{н.м.}}$ – площа наплавленого металу, см^2 ; α_n – коефіцієнт наплавлення, г/А с, $\alpha_n = 0,0041$ г/А с; $I_{\text{св}}$ – величина зварювального струму, А, $I_{\text{св}} = 150$ А; ρ – щільність металу, г/ см^3 , $\rho = 7,85$ г/ см^3 ; $V_{\text{св}}$ – швидкість зварювання, см/с, $V_{\text{св}} = 0,59$ см/с.

$$F_{\text{н.м.}} = (0,0041 \cdot 150 \cdot 7,85 \cdot 0,59) = 0,133 \text{ см}^2 = 13,3 \text{ мм}^2.$$

15. Висота валика розраховується за формулою

$$g = F_{\text{н.м.}} \cdot 0,75 \cdot e, \quad (3.34)$$

де g - Висота валика, мм; $F_{\text{н.м.}}$ – площа наплавленого металу, мм^2 ; e – ширина шва, мм.

$$g = 13,3 \cdot 0,75 \cdot 10,1 = 1,75 \text{ мм.}$$

16. Загальна висота шва розраховується за формулою

$$H_0 = H_{\text{пр}} + g, \quad (3.35)$$

де H_0 – загальна висота шва, мм; $H_{\text{пр}}$ – глибина проплавлення, мм; g – висота валика, мм.

$$H_0 = 2,67 + 1,75 = 4,4 \text{ мм.}$$

17. Орієнтовно визначимо швидкість подачі електродного дроту за формулою

$$V_{\text{пш}} = V_{\text{св}} F_{\text{н.м.}} (1 + 0,01 \psi_{\text{пот}}) 4 / (\pi d_e^2), \quad (2.36)$$

де $V_{\text{пш}}$ – швидкість подачі електродного дроту, см/с; $V_{\text{св}}$ – швидкість зварювання, см/с, $V_{\text{св}} = 0,59$ см/с; $F_{\text{н.м.}}$ – площа наплавленого металу, см^2 , $F_{\text{н.м.}} = 0,133$ см^2 ; $\psi_{\text{пот}}$ – втрати електродного металу на чад і розбризкування, $\psi_{\text{пот}} = 2\%$; d_e – діаметр дроту, см, $d_e = 0,12$ см.

$$V_{\text{пш}} = 0,59 \cdot 0,133 (1 + 0,01 \cdot 2) 4 / (3,14 \cdot 0,12^2) = 7 \text{ см/с} = 253 \text{ м/год.}$$

Далі продовжимо розрахунок з урахуванням форми оброблення кромки та величини зазору b . Конструктивні елементи кромки, які підготовлені під зварювання, і зварне з'єднання представлене рис. 3.2.

18. Прийmemo для розрахунків $b = 0$ де b – зазор між кромками.

19. Висоту заповнення обробки розрахуємо за такою формулою

$$f = \sqrt{F_{\text{н.м.}} - H_0 b} \operatorname{tg} \alpha, \quad (3.37)$$

де f – висота заповнення обробки, мм; $F_{\text{н.м.}}$ – площа наплавленого металу, мм^2 , $F_{\text{н.м.}} = 13,3$ мм^2 ; H_0 – загальна висота шва, мм, $H_0 = 44$ мм; α – кут обробки, $\alpha = 20^\circ$.

$$f = \sqrt{F_{\text{н.м.}} - H_0 b} \operatorname{tg} \alpha = \sqrt{13,3 - 4,4 \cdot 0} \operatorname{tg} 20 = 2,4 \text{ мм.}$$

20. Глибина проплавлення притуплення розраховується за формулі

$$H_{\text{пр}} = H_0 - f, \quad (3.38)$$

де $H_{\text{пр}}$ – глибина проплавлення притуплення, мм; H_0 – загальна висота шва, мм, $H_0 = 44$ мм; f – висота заповнення обробки, мм, $f = 2,4$ мм.

$$H_{\text{пр}} = H_0 - f = 4,4 - 2,4 = 2,0 \text{ мм.}$$

21. Висота зворотного валика $g = g = 1,75$ мм, тому що $b = 0$.

22. Загальна площа обробки розраховується за формулою

$$F_{\text{разд.}} = F_{\text{разд.1}} + F_{\text{вал.}}, \quad (3.39)$$

де $F_{\text{разд.}}$ – загальна площа обробки, мм^2 ; $F_{\text{разд.1}}$ – площа обробки, мм^2 , $F_{\text{разд.1}} = (S - c) 2 \operatorname{tg} \alpha$, де S – товщина основного металу, $S = 18$ мм, c – притуплення

оброблення, $s = 2$ мм, α – кут обробки, $\alpha = 20^\circ$; $F_{\text{вал.}}$ – площа наплавленого валика, мм^2 , $F_{\text{вал.}} = 0,75 e g$, де e – ширина шва, $e = 16$ мм, g – висота валика, $g = 2$ мм.

$$F_{\text{разд.}} = 16 \cdot 16 \cdot \tan 20 + 0,75 \cdot 16 \cdot 2 = 117,18 \text{ мм}^2.$$

Далі для подальших проходів з використанням порошкової дроту ПП-12Х15Г6АМ використовуємо такі режими зварювання:

23. $d_e = 2,5$ мм.

24. $I_{\text{св}} = 260 \pm 10$ А, $U_d = 36 \pm 1$ В, $V_{\text{св}} = 20,7$ м/год.

25. Площа проплавлення при зварюванні дротом Св-09Х16Н25М6АФ знайдемо за такою формулою

$$F_{\text{пр.}} = (0,363 I_{\text{св}} U_d V_{\text{св}} \rho \Delta H)^{1,23}, \quad (2.40)$$

де $F_{\text{пр.}}$ – площа проплавлення, см^2 ; $I_{\text{св}}$ – величина зварювального струму, А, $I_{\text{св}} = 260$ А; U_d – напруга зварювальної дуги, В, $U_d = 36$ В; ρ – щільність металу, $\text{г}/\text{см}^3$ $\rho = 7,85$ $\text{г}/\text{см}^3$; $V_{\text{св}}$ – швидкість зварювання, $\text{см}/\text{с}$, $V_{\text{св}} = 0,57$ $\text{см}/\text{с}$; ΔH – ентальпія, Дж/г, $\Delta H = 1420$ Дж/г.

$$F_{\text{пр.}} = (0,363 \cdot 260 \cdot 36 \cdot 0,57 \cdot 7,85 \cdot 1420)^{1,23} = 0,1735 \text{ см}^2 = 17,35 \text{ мм}^2.$$

3.6 Розрахунок хімічного та структурно-фазового складу металу шва

1. Частка участі основного металу при зварюванні дротом Св-09Х16Н25М6АФ розраховується за формулою (3.9):

$$\gamma_{\text{о.м.}} = 17,35 / (17,35 + 13,3) = 0,57.$$

2. Частка участі електродного металу при зварюванні дротом Св-09Х16Н25М6АФ розраховується за формулою (3.10):

$$\gamma_{\text{е.м.}} = 1 - 0,57 = 0,43.$$

Розрахунок хімічного складу металу шва при зварюванні кореня шва дротом Св-09Х16Н25М6АФ виконується за формулою (3.11). Після цього виконуємо розрахунок за формулами (1.1) – (1.4) структурно-фазовий склад, вміст дельта-фериту (δF) та мартенситу (М).

Виконані розрахунки представлені у табл. 3.3.

Таблиця 3.3 – Розрахунок хімічного та структурно-фазового складу основного, електродного та металу шва, мас. %

	Хімічний склад ОМ, ЕМ і МШ, мас. %											Cr _e	Ni _e	δF	M	A
	C	Si	M _n	Cr	Ni	Mo	V	Cu	S	P	N					
ОМ	0.46	0.30	0.70	0.20	0.20	-	-	0.20	0.015	0.02	-	0.65	14.4	-59.5	172	5*
ЕМ	0.10	0.30	1.5	16.0	25.0	6.0	0.85	-	0.015	0.02	0.15	23.1	132.65	-41.27	-434.7	100
МШ	0.30	0.30	1.05	7.06	11.0	2.6	0.37	.011	0.015	0.02	0.07	10.4	22.3	-51.6	-91.4	100

Примітка: у табл.3.3: ОМ – термозміцнена сталь Ст45; ЕМ – дріт Св-09Х16Н25М6АФ; МШ – корінь шва, виконаний дротом Св-09Х16Н25М6АФ; *залишковий аустеніт, кількість якого становить близько 5%.

В ході проведення досліджень та розрахунків вдалося з'ясувати, що для отримання аустенітної структури у першому проході (при зварюванні кореня шва) необхідно використовувати зварювальний дріт Св-09Х16Н25М6АФ з запасом аустенітності 50%. Це дозволяє уникнути утворення гартують структур, що сприятливо впливає на тріщиностійкість і пластичні характеристики звареного шва. Для заповнювальних швів рекомендується використовувати порошковий дріт ПП-12Х18Г9АМ.

Рекомендовані режими зварювання, отримані в результаті розрахунків, представлені в табл. 4.3.

Таблиця 4.3 – Параметри режиму зварювання та дроту, що використовуються

Марка дроту	d _e , мм	Режими зварювання					
		Шов	I _{св} , А	U _д , В	Виліт, мм	V _{св} , м/хв	Витрата газу, л/хв
Св-09Х16Н25М6АФ	1,2	Корен.	150	30	15	21,1	16-18
ПП-12Х18Г9АМ	1,3	Заповн.	260	36	15	20,7	18-20

4 ПРОЄКТНА ЧАСТИНА

4.1 Механічні властивості та тріщиностійкість зварних з'єднань середньо-легованих високоміцних сталей

Основними складнощами при зварюванні даних сталей є висока схильність МШ та ЗТВ до ХТ, підвищена схильність до ГТ через багатокомпонентного легування, можливість утворення «підваликових» кристалізаційних тріщин при багат шаровому зварюванні аустенітним електродним металом та тріщин у вигляді «відколів» в ЗШЗ при зварюванні, а також отримання механічних властивостей зварних швів та ЗТВ на рівні основного металу.

Основні фактори, що впливають на утворення холодних тріщин при зварюванні високоміцних сталей.

Сучасне уявлення про природу та механізм утворення холодних тріщин виявляє три основні фактори, що впливають на тріщиностійкість зварного з'єднання – структурно-фазовий склад МШ та ЗТВ (мартенситне перетворення), водень (воднева крихкість) та внутрішні напруги (I, II роду та пікові мікронапруги).

Гартувальна гіпотеза передбачає, що при зварюванні, так само як і при загартування, утворення тріщин обумовлено головним чином мартенситним перетворенням, яке протікає зі значною зміною обсягу та призводить до виникнення високих внутрішніх напружень першого та другого пологів та одночасно до зниження здатності металу сприймати пластичну деформацію.

Друга, так звана воднева, гіпотеза полягає в тому, що головною причиною утворення тріщин у навколо-шовній зоні, що гартуються сталей є насичення цієї зони воднем шляхом дифузії його з метал шва.

Для доказу використовується той загальновідомий факт, що заміна ферито-перлітних електродів аустенітними виключає появу відколів. Згідно з водневою гіпотезою, відсутність відколів при зварюванні аустенітними електродами зумовлено тим, що в аустенітному металі розчинність водню значно більша, ніж у ферито-перлітному.

Завдяки малому розміру атома водню дифузія відбувається з великою швидкістю, особливо за високих температур. З металу шва (або наплавлення) водень дифундує в навколо-шовну зону. Він надає велике вплив на процеси, що тут розвиваються.

При вмісті сталі 0,3 % Z і більше метал навколо-шовної зони структурою, що містить велику кількість мартенситу, стає схильним до уповільненого руйнування та утворення холодним тріщин без наявності дифузійного водню. Уповільнена руйнація загартованої сталі супроводжується одночасно розвитком великої кількості тріщин.

Металографічний аналіз показав, що руйнація починається з утворення ліній зсуву, які спостерігаються тільки поблизу тріщин.

Тріщини при уповільненому руйнуванні можуть проходити як через зерна, і по межі зерен; спостерігаються також руйнування, що повністю проходять по межах зерен.

В даний час механізм уповільненого руйнування гартують сплавів та утворення холодних тріщин при їх зварюванні розглядають, виходячи з уявлень про знижений опір кордонів зерен зсуву по порівняно з тілом зерна та про здатність зерен до пружно-в'язкого перебігу по кордонів.

Для опису процесу зародження тріщин використовують схему Зінера (див. рис. 4.1).

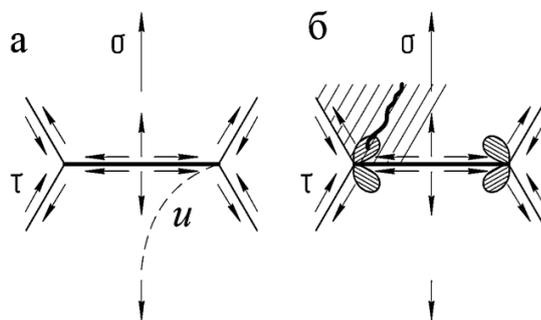


Рисунок 4.1 – Схема Зінера щодо уповільненого руйнування

Відповідно до цієї схеми прослизання за межами зерен, де діють дотичні напруги, призводить до концентрації розтягуючих напруг на межах, перпендикулярних до осі напруги, що і створює тріщину на стику зерен.

Схема Зінера розроблена стосовно умов високотемпературної повзучості.

У області низьких температур здатність до пружно-в'язкого перебігу по межах зерен проявляється переважно після загартування сплавів, оскільки остання сприяє підвищенню щільності дефектів у структурі.

Ділянки зерен, що примикають до кінців кордонів, якими відбувається зсув (протягом), у сталях (а) піддаються переважно пружної деформації, а сплавах титану (б) – пружно–пластичної деформації (заштриховані ділянки).

Для конструкційних середньо- та високо-вуглецевих та легованих сталей характерною особливістю є утворення гартових структур у шві та зоні термічного впливу, що створюють небезпеку крихкої руйнації. Залежно від місця розташування та напрямки розвитку існує п'ять основних видів холодних тріщин:

- поздовжні навколо-шовні тріщини (відколи);
- поздовжні тріщини у зоні сплавлення (відриви);
- поздовжні тріщини у металі шва; поперечні тріщини у навколо-шовній зоні;
- поперечні тріщини у металі шва.

Відколи є найбільш загальним та частим дефектом зварних з'єднань. Відриви зустрічаються, як правило, у зварних з'єднаннях з сталей, що загартовуються, в яких метал шва має аустенітну структуру.

Імовірність появи холодних тріщин збільшується у разі розширення температурного інтервалу, в якому пластичні властивості стали досить низькі і коли мінімум пластичності зміщується до кімнатних температур.

Основний метал надає вирішальне значення у схильності зварного з'єднання до утворення холодних тріщин. При цьому важливе значення на стійкість ЗТВ проти утворення холодних тріщин має вигляд термічної обробки сталі перед зварюванням. Термічна обробка змінює ступінь однорідності твердого розчину, стан карбідних фаз, величина зерна, стан кордонів зерен та ін. Характер цих змін визначає процес структурних перетворень у металі при зварюванні, впливаючи на температуру закінчення перетворення аустеніту.

Для оцінки схильності МШ та ЗШЗ до тріщиностійкості використовують математичні моделі, зокрема розрахункове визначення еквівалентного вмісту вуглецю ($C_{\text{екв}}$). Розрахунок еквівалентного вуглецю дозволяє визначити ступінь схильності сталі до загартування, а також використовується для встановлення температури попереднього підігріву ($T_{\text{п}}$) з метою запобігання утворенню гартованих структур, що різко знижують тріщиностійкість МШ та ЗТВ. $C_{\text{екв}}$ можна розрахувати за такою формулою

$$C_{\text{ЭКВ}} = C + \frac{Mn+Cr}{9} + \frac{Ni}{18} + \frac{Mo}{13}, \quad 4.1$$

де $C_{\text{екв}}$ – еквівалентний вміст вуглецю,%; C , Mn ... – вміст легуючих елементів, мас. %.

Зварювання сталей, у яких вуглецевий еквівалент більше 0,45 мас. % зазвичай виконується з попереднім підігрівом. Якщо він понад 0,55 мас. %, для отримання якісного шва рекомендована як попередня, так і подальша термообробка [5].

Вуглецевий еквівалент враховується під час розрахунку температури попереднього підігріву ($T_{\text{п}}$). Для запобігання утворенню холодних тріщин зварювання сталі здійснюють з попереднім підігрівом, який розраховується

$$T_{\text{п}} = 350 * \sqrt{C_{\text{ЭКВ}} * (1 + 0,005 * S)} - 0,25, \quad 4.2$$

де $T_{\text{п}}$ – температура попереднього підігріву, °C; $C_{\text{екв}}$ – еквівалентний вміст вуглецю,%; S – товщина основного металу, мм.

При виборі температури попереднього підігріву, що гартуються сталей необхідно враховувати, що якщо знижений підігрів призводить до утворенню великої кількості мартенситу у структурі металу навколо-шовної зони та можливості появи холодних тріщин, то зайво високий підігрів може викликати різке зниження пластичності і особливо ударної в'язкості сталі внаслідок надмірного зростання зерен.

Цьому сприяють тривалі витримки при температурах вище за початок інтенсивного зростання зерен аустеніту $A_{c3} + 100^{\circ}\text{C}$.

Однак варто зазначити, що схильність сталей до утворення ХТ обумовлено не лише хімічним складом, а й концентрацією дифузійного водню (H_d) та наявністю в металі внутрішніх напруг ($\sigma'_{кр}$).

Іншим важливим фактором є структурно-фазовий склад МШ та навколошовної зони (ЗШЗ) ($S_{кр}$). Представлена вище формула не дуже коректна, оскільки враховує ряд чинників, перелічених вище (H_d , $\sigma'_{кр}$, $S_{кр}$). Тому більш правильно використовувати рівняння Іто-Бессіо з метою оцінки зварюваності стали.

$P_{см}$ розраховується за такою формулою

$$P_{см} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{30} + \frac{Cr}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{15} + 5B, \quad 4.3$$

де $P_{см}$ – еквівалентний вміст вуглецю, %; C, Si ... – вміст легуючих елементів, мас. %.

Якщо $P_{см} \leq 0,16$, то ХТ не утворюються.

На підставі вивчення дії всіх трьох основних факторів, сприяють утворенню холодних тріщин, та застосування статичної обробки результатів численних досліджень Іто та Бессіо вивели наступне параметричне рівняння

$$P_w = P_{см} + \frac{H_{гд}}{60} + \frac{K}{400000}, \quad 4.4$$

де P_w – коефіцієнт, що показує чутливість сталі до утворення холодних тріщин, %; $P_{см}$ – еквівалент вуглецю, що характеризує крихтіння, %; $H_{гд}$ – кількість дифузійного водню в металі зварного шва, мл/100 гр.; K – коефіцієнт інтенсивності жорсткості.

Численні виміри показали, що сталь чутлива до утворення тріщин, якщо $P_w > 0,286$.

Параметр P_w використовують для розрахунку попередньої температури підігріву, що виключає тріщини, і розраховується за такою формулою

$$T_{п} = 1440 * P_w - 392, \quad 4.5$$

де $T_{п}$ – температура попереднього підігріву, °C; P_w – коефіцієнт, що показує чутливість сталі до утворення холодних тріщин, %.

Небезпека виникнення холодних тріщин при зварюванні середньо-легованих сталей можна суттєво знизити уповільненням швидкості охолодження в мартенситному інтервалі температур та створення умов для розвитку самовідпустки мартенситу, внаслідок чого вийде більше пластичний метал [12]. Для цих сталей рекомендується супутній підігрів до температур дещо вище кінця мартенситного перетворення з метою зменшення ω_{300} та забезпечення самовідпустки мартенситу. Важливим є зменшення $t_{>900}$, оскільки високотемпературні процеси уповільнені у зв'язку з наявністю карбідів у вихідній структурі та є можливість регулювання величини зерна та однорідності аустеніту. Тому рекомендується застосовувати концентровані джерела тепла та багат шарове зварювання і не рекомендується попередній підігрів.

При зварюванні високоміцних середньо-легованих сталей існує кілька підходів щодо вибору зварювальних матеріалів.

Перший підхід реалізується в тому випадку, якщо конструкція після зварювання піддається термічній обробці. Зварювальні матеріали при цьому повинні забезпечити шов, близький за хімічним складом основного металу. У процесі повної термообробки зварне з'єднання стає рівноцінним основному металу по всьому комплексу фізико-хімічних та механічних властивостей. Висока відпустка дозволяє відновити пластичні властивості шва, усунути тріщини, але показники міцності шва залишаються дещо нижчими, ніж у основного металу. При цьому підході зварювання здійснюється з попереднім та (або) супутнім підігрівом.

Другий підхід реалізується у тому випадку, якщо конструкція після зварювання не піддається термообробці. При цьому у зварному шві має бути обмежено вміст вуглецю та більшості легуючих елементів.

Зварювальні матеріали повинні забезпечити вміст у шві не більше ніж 0,15 % C; 0,5% Si; 1,5% Mn; 1,5% Cr; 2,5% Ni; 0,5% V; 1,0% Mo. Комбінуючи різні легуючі елементи у зазначених межах, можна отримати шви із міцністю $\sigma_b = 800 \dots 1000$ МПа.

Третій підхід використовують у тому випадку, якщо рівномірність шва та основного металу необов'язкова, але необхідно отримати високо пластичні з'єднання. Для цього використовують зварювальні дроти аустенітного класу, наприклад Св08Х20Н9Г7Т. Висока пластичність забезпечується за рахунок того, що метал шва не зазнає поліморфних перетворень та зберігає аустенітну структуру. Аустеніт добре розчиняє вуглець і водень, внаслідок чого відпадає необхідність у попередньому підігріві та термообробки. Технологія зварювання спрощується, проте міцність шва нижча, ніж у основного металу.

Зварювання великогабаритних корпусів спецтехніки вносить певні Проблеми під час виробництва виробу. Складна конструктивна форма корпусних виробів з використанням листового прокату, штампованих, листових заготовок та ливарних деталей, а також великі габарити та значна маса виробів значно обмежують використання попереднього та супутнього підігріву.

Крім того, потрібні додаткові витрати, подовжується процес виготовлення виробу, погіршуються умови роботи робітників-зварювальників, що, у свою чергу, робить недоцільним використання попереднього та супутнього підігріву в серійному корпусному виробництві. Крім цього, виконати повну термообробку після зварювання (загартування + відпустка) великогабаритних корпусів спецтехніки неможливо, при цьому потрібне створення енергоємних великих печей для відпустки, а також стислі терміни між закінченням зварювання та термообробкою для виключення утворення ХТ, тому деталі при складанні-зварюванні встановлюють у термо-зміцненому стані.

На сьогоднішній день зварювання високоміцних середньо-легованих сталей у корпусному виробництві здійснюють з використанням ферито-перлітного чи аустенітного електродного металу.

Дугове зварювання під флюсом та в середовищі захисних газів середньо-легованих сталей типу 30ХГСА знаходять застосування зварювальні дроти Св-10ГСМТ, Св-08Х3Г2СМ, Св-10ХГСН2МТ. Так, при багатшаровому зварюванні середньо-легованих сталей з використанням зварювального дроту Св-10ХГСН2МТ під флюсом АН-15 на режимі $I_{св} = 500$ А, $U_{д} = 32$ В, $V_{св} = 40$

м/год забезпечується отримання металу шва з високими механічними характеристиками: $\sigma_b > 80$ кгс/мм²; $\delta F > 20$ %, $\alpha_n > 12$ кгс*м/см² при + 20 °С та 8 кгс*м/см² при – 40 °С.

При зварюванні аустенітними швами середньо-вуглецевих сталей (30ХГСА, 30ХГСН2А та ін.), оброблених на високу міцність (1300-1700 МПа), також треба враховувати деякі особливості. Технологія отримання аустенітних швів (наприклад, типу 10Х16Н25АМ6), з одного боку, повинна дозволити відмовитися від термічної обробки зварних з'єднань та одержати метал шва з досить високою в'язкістю (1,2–1,6 МДж/м²), з іншого боку – метал шва повинен мати рівень міцності, близький до рівню міцності сталі, що зварюється (аустенітні шви типу 10Х16Н25АМ6 характеризуються $\sigma_b < 700$ МПа). Тому в даному випадку чисто аустенітний метал шва неспроможна відповідати пред'явленим вимогам.

Для отримання необхідного поєднання властивостей у металі шва вдаються до використання присадних матеріалів, що дають аустенітно-мартенситний шов. У ряді випадків для зварювання сталей цього класу можна використовувати високолегований нержавіючий дріт, що забезпечує аустенітний або аустенітно-мартенситну структуру шва. Такі шви мають високу пластичність та достатньою міцністю. Висока розчинність водню, кисню та азоту в аустеніті обумовлює стійкість зварних сполук проти крихкості. Міцність аустенітно-мартенситних швів поступається міцності основного металу, проте високий запас пластичності забезпечує досить хорошу працездатність конструкції.

Найбільшого застосування при зварюванні високоміцних сталей отримала дріт Св-10Х16Н25М6 (за ДСТУ 2246-70). Ряд відповідальних конструкцій із термічно зміцнених середньо вуглецевих мартенситно-бейнітних сталей зварюють дротом Св-08Х20Н9Г7Т у вуглекислому газі, як в автоматичному, так і напівавтоматичний режим. Висока стійкість проти утворення ХТ у зварних з'єднань з аустенітними швами може бути пояснена відсутністю фазових перетворень у ЗТВ.

Аустенітні матеріали мають нижчу (на 50...100 °С) температуру солідуса, ніж феритно-перлітні. Це знижує ступінь перегріву ЗШЗ та обмежує зростання аустенітного зерна. Крім того, аустенітна структура має на порядок вищу розчинність і меншим коефіцієнтом дифузії водню. Ці фактори сприяють запобіганню ХТ без застосування підігріву. Сприятливий вплив аустенітної структури металу шва виражається також у можливості «залікування» дефектів, що є на ділянці перегріву ЗТВ межі зі швом. Проте проведені дослідження дозволяють зробити висновок, що такий сприятливий вплив аустенітної МШ не знаходить підтвердження.

До недоліків зварювання середньо-легованих сталей аустенітної зварювальної дротом крім зниженої міцності металу шва слід віднести високу вартість дроту та можливість виникнення відривів по зоні сплавлення.

Оцінка схильності високоміцних сталей до утворення кристалізаційних тріщин. Гарячі тріщини - крихкі міжкристалічні руйнування металу шва та навколо-шовної зони, що виникають у твердо-рідкому стані в процесі кристалізації, а також при високих температурах у твердому стані.

Зазвичай високоміцні, високолеговані сталі та сплави більше схильні до утворення гарячих тріщин, ніж звичайні конструкційні. Це можна пояснити більшою спрямованістю кристалічної структури у шві, збільшеною усадкою, багатоконпонентним легуванням, що сприяє освіті евтектичних складових за межами зерен.

Особливо це проявляється при зварюванні металу великих товщин встик і кутових швів з великою часткою участі основного металу у металі шва. Щоб зменшити ймовірність утворення гарячих тріщин, доводиться створювати шви з зниженим проти основного металу вмістом вуглецю. Для отримання при цьому високі механічні властивості вдаються до додаткового легування металу шва елементами (Mn, Cr, Ti), що підвищують міцність та стійкість металу проти кристалізаційних тріщин. Тому при зварюванні середньо-легованих сталей слід ретельно вибирати композицію шва, здійснюючи водночас його рафінування та модифікацію.

Одночасно необхідно вдаватися до технологічних заходів, застосовувати режими, що забезпечують високий коефіцієнт форми шва, знижувати миттєву швидкість охолодження.

При кристалізації її в МШ виникають розтягуючі напруги через присутності за межами зерен легкоплавких евтектик (Fe-FeS , $T_{\text{пл}} = 988 \text{ }^\circ\text{C}$ або $\text{Fe} + \text{Fe}_3\text{P}$ $T_{\text{пл}} \approx 1150 \text{ }^\circ\text{C}$), які перешкоджають зрощуванню кристалів. У результаті при високих температурах зварний шов має знижену деформаційну здатність, при кристалізації МШ відбувається зростання розтягуючих напруг. Коли напруга занадто велика, відбувається руйнування зв'язків між кристалами, що, зрештою, призводить до утворення ГТ.

Існує кілька методик розрахунку схильності сталей до гарячих тріщин. Зокрема, розрахунково-статистичний метод, за параметричним рівнянь (по Ітамурі) та структурних діаграм (HCS , UCS , USC і т.д.), які дозволяють оцінити опір МШ та ЗТВ до утворення ГТ.

Однак використання даних рівнянь можливе тільки для тих сплавів, які входять до концентраційних меж вивчених композицій. У зв'язку з тим, що дані параметричні рівняння застосовні до розрахунку схильності до ГТ низьколегованих, вуглецевих, аустенітних та аустенітно-феритних сталей, то використання даної методики для оцінки середньо-легованих високоміцних сталей не зовсім некоректно. Істотним недоліком розрахункових методів є неможливість обліку пливу всіх домішок, що не входять до рівнянь.

Підвищити опір зварних швів до утворення ГТ при зварюванні високоміцних середньо-легованих сталей можливо за рахунок зменшення частки участі основного металу та зниження вмісту шкідливих домішок (S , P , C) у МШ. Зменшення величини погонної енергії (q/v) та уникнення вузьких зварних швів (коефіцієнт форми проплавлення $\psi_{\text{пр}} < 1,3$) дозволяє суттєво знизити схильність металу шва до утворення ГТ. Коефіцієнт форми проплавлення повинен знаходитись у межах 1,5 – 5. Якщо коефіцієнт проплавлення занадто малий, стовпчасті кристали металу шва ростуть назустріч один одному і поверхня їх зрощення утворює ослаблену зону з підвищеним вмістом домішок, у тому числі сірки та фосфору.

При затвердінні широкої зварювальної ванни з невеликим проплавленням кристаліти стикаються бічними гранями, а домішки, концентруються перед фронтом кристалізації, витісняються на поверхню шва як шлаків. Такі шви більш стійкі проти утворення тріщин [17]. Однак надто широкі шви ($\psi_{\text{пр}} > 5,0$) збільшують зварювальні деформації, тому коефіцієнт форми проплавлення має бути в оптимальних межах.

Схильність до тріщин повторного нагрівання залежить від складу сталі, мікроструктури ЗТВ та величини залишкових зварювальних напруг.

Присутність сталі таких елементів, як Cr, V, Mo, Nb, Cu, Ti, а також шкідливі домішки (P, Sb, As тощо), сприяє появі схильності до розтріскування.

Потенційну схильність до утворення тріщин можна оцінити за виразом

$$\Delta G = Cr + 3,3 * Mo + 8,1 * V + 10 * C - 2, \quad 4.6$$

де G – параметр, що оцінює схильність зварних швів до утворенню гарячих тріщин; Cr, Mo ... – вміст легуючих елементів, %.

При $G > 2$, гарячі тріщини є.

Механізм утворення тріщин при повторному нагріванні пов'язують із зростанням аустенітного зерна та сегрегаціями на його межах, насамперед сульфідів, а також з розчиненням більшої частини карбідів, які не встигають виділитися при охолодженні.

При повторному нагріванні в області температур, близьких до 600 °C, відбувається виділення високодисперсних карбідів, що зміцнюють матрицю аустенітного зерна. Протікаючий водночас процес релаксації напруг реалізується за рахунок взаємного переміщення окремих первинних зерен та локалізації деформацій з їхньої кордонах.

Якщо деформаційна здатність ослаблених сегрегатами кордонів буде вичерпано, на них утворюються мікро-порожнини, при об'єднанні яких виникає міжзеренна руйнація. Чим більше зерна аустенітної структури, тим більше зернограничне ковзання в умовах релаксації напруг і, відповідно, вища ймовірність утворення міжкристалітних тріщин.

4.2 Основні механізми зміцнення сталей

У сталях зміцнюючими фазами можуть бути: 1) карбіди різного складу; 2) нітриди; 3) карбонітриди; 4) інтерметаліди; 5) чисті метали, мало розчиняються в залозі, наприклад, майже чиста мідь. Найбільш ефективно зміцнення досягається такими фазами, які здатні розчинятися в твердому розчині (в аустеніті при нагріванні), а потім виділятися з нього і зберігатися в дрібнодисперсному стані при температурах обробки або використання виробу.

Зміцнення сталей пов'язане головним чином із подрібненням структури зерна та зменшенням рухливості дислокацій. Даний тип зміцнення сталей має найбільшого поширення у промисловості. Зміцнюючі фази, рас творені в рідкому металі, адсорбуються на поверхні кристалів, що зароджуються, зменшуючи поверхневу енергію на кордоні розділу рідка фаза – тверда фаза. Це призводить до появи нових центрів кристалізації (зародкових центрів), здатних до зростання зерна.

Залежно від відносних розмірів атомів неметалу (R_{nm}) та металу (R_m) карбіди та нітриди (а також бориди) можуть утворювати фази впровадження та фази заміщення. При співвідношенні $R_{nm}/R_m < 0,59$ утворюються проміжні фази впровадження, в яких атоми неметалу розташовуються в порах кристалічних ґрат (як правило, це щільно упаковані гранецентровані кубічні (ГЦК) та гексагональні (ГП) кристалічні ґрати). Розмір пор у щільноупакованих кристалічних ґратах становить $0,41R$, де R – атомний радіус розчинника.

Фази заміщення утворюються в тому випадку, якщо співвідношення атомних радіусів $R_{nm}/R_m > 0,59$. При такому співвідношенні атом неметалу не може розміститися в порі кристалічних ґрат (ОЦК), що призводить до утворенню складних решіток з великою кількістю атомів в елементарній осередку.

В ОЦК решітці розчинність шляхом впровадження мала, тому що розмір пір не перевищує $0,29R$. Таким чином, розмір пор кристалічної решітки впливає на розчинність атомів неметалу та утворення тих чи інших проміжних фаз.

Істотний вплив на міцність металу (опір пластичної деформації) надають дислокації, а якщо бути більш точним, то густина дислокацій. Щільність дислокацій – це сумарна довжина дислокацій, що відноситься до одиниці об'єму металу ($\text{см}/\text{см}^3 = \text{см}^{-2}$).

Залежність між міцністю металу (межою плинності) та щільністю дислокацій була сформульована в теорії Одінга, яка може бути представлена у вигляді графіка (див. рис.4.1).

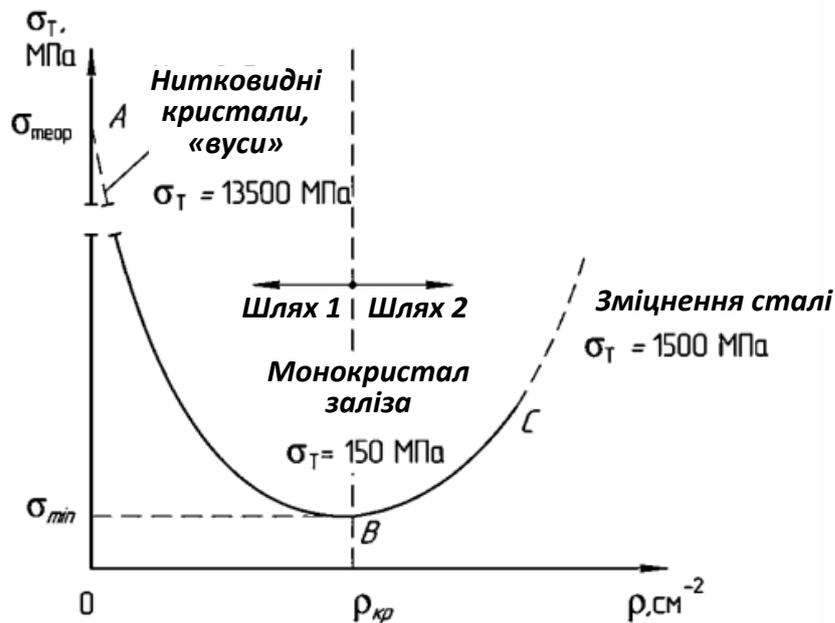


Рисунок 4.1 – Крива Одінга

Мінімальна міцність металу на цьому графіку визначається деяким критичним значенням щільності дислокацій $\rho_{кр}$, приблизно рівним 10^6 – 10^7 см^{-2} (Точка В).

Цю величину відносять до добре відпалених металів. Розмір межі плинності заліза $\sigma_T \approx 150$ МПа. Щодо цієї точки на графіку можна показати два шляхи зміцнення матеріалів.

Один із шляхів підвищення показників міцності сталі, який широко застосовується в промисловості, є збільшення щільності дислокацій (див. рис. 4.1 ділянку НД). За рахунок збільшення структурних недосконалостей знижується рухливість дислокацій та збільшується їх густина, що призводить до зміцнення металів.

Варто підкреслити, що механізм зміцнення є основним при холодному деформуванні металів.

Руху дислокації заважають різні перешкоди – межі зерен, дефекти упаковки, міжфазні поверхні, дислокації, що перетинають площину ковзання. Через деякі перешкоди дислокації проходять, але при більш високих напругах. Такими перешкодами є, наприклад, що перетинаються з площиною ковзання дислокації [9].

Однак максимальна щільність дислокацій становить 10^{10} - 10^{12} см⁻², тому що при подальшому підвищенні щільності дислокацій починається зародження тріщин та руйнування металу. Як зазначалося вище, збільшення недосконалості кристалічної будови здійснюється за рахунок розчинених у металі домішок, легуючих елементів, а також карбідів, нітридів, карбонітридів, інтерметалідів.

Таким чином, причиною низької міцності реальних металів є наявність у структурі матеріалу дислокацій та інших недосконалостей кристалічної будови. Отримання бездислокаційних кристалів призводить до різкого підвищення міцності металів.

Точка на графіку відповідає теоретичної міцності, тобто. міцності бездефектного матеріалу У міру збільшення густини дислокацій ділянці АВ спостерігається зниження міцності.

Верхня частина цієї ділянки (поблизу точки А) відповідає міцності так званих «усів» (від англ. "whiskers"), спеціально вирощуваних довгастих кристалів з дуже низькою щільністю дислокацій. Міцність вусів більше міцності реальних металів порядку у 10^3 разів.

Подальшим підтвердженням дислокаційної моделі кристала стало відкриття чудових властивостей металевих «усів»: тонких ниткоподібних кристалів діаметром 0,05-20 мк. Іноді такі кристали утворюються при повільному осадженні з газової фази або при відновленні галогенідів; в інших випадках вони повільно "виділяються" з поверхні самого металу, причому зростання їх відбувається в цьому випадку шляхом поступового додавання матеріалу до основи нитки, що росте.

У деяких випадках вуса є майже досконалими монокристаллами, що містять лише одну гвинтову дислокацію, яка проходить вздовж осі кристала та ускладнює деформацію кристала шляхом згинання або звичайного розтягування вздовж осі.

За таких умов вуса виявляють чудові механічні властивості, і їхня міцність наближається до теоретичного значення набагато більше, ніж у разі вусів α -заліза діаметром 15 мк при згинанні аж до 1,4 % спостерігаються пружні напруги, що відповідає межі міцності 1 90 кг/мм² для звичайних монокристалів.

Таким чином, підвищення міцності металів та сплавів може бути досягнуто двома шляхами:

- отримання металів з ближчим до ідеальною будовою кристалічної решітки, тобто металів, в яких відсутні дефекти кристалічної будови або їх число вкрай мало;

- або, навпаки, збільшенням числа структурних недосконалостей, що перешкоджають руху дислокацій.

5 БЕЗПЕКА В НАДЗВИЧАЙНИХ СИТУАЦІЯХ, ОХОРОНА ПРАЦІ

5.1 Безпека в надзвичайних ситуаціях

5.1.1 Засоби індивідуального захисту робітників-зварювальників

Зварювальні щитки випускаються за ДСТУ 12.4.035-78 таких наступних типів:

- ПН, ПНП (з наголовним кріпленням – маска);
- РН, РНП (з ручкою з токонепровідного) матеріалу);
- УН – з наголовним кріпленням та ручкою з негорючого матеріалу.

Більш затребувані щитки у головному виконанні, оскільки звільняють до роботи обидві руки зварювальника.

Зовнішня та внутрішня поверхні щитка – чорні.

Виготовляють щитки з електрокартону, фібри та термостійких пластмас.

Найбільш затребувані – фібра та пластмаси.

У щитку змонтований світлофільтр розміром 52x102 мм. Захисні світлофільтри зі скла ТС-3 (клас оптичної площини С-3-С-11) призначені для захисту очей від випромінювання дуги, бризок металу та шлаку.

Оптичну щільність (номер) світлофільтру вибирають з урахуванням індивідуальних особливостей зору зварювальника.

Крім того, вона залежить від сили струму та технології зварювання.

До засобів індивідуального захисту органів дихання відносяться респіратори:

- фільтруючого типу;
- пилозахисного типу.

Якщо зварювання здійснюється в замкнутому просторі (зварювання цистерн, у камерах з контрольованою атмосферою і т. п.), то необхідно використовувати протигази, які забезпечують подачу повітря під маску зварювальника.

Для захисту шкірного покриття від випромінювання в ультрафіолетовому, видимому та інфрачервоному діапазонах застосовують спецодяг – рукавиці та костюми з лляних тканин або брезенту з вогнезахисним просоченням.

Для захисту ніг від бризок металу, травм, переохолодження та від ураження електричним струмом використовують спеціальне взуття із відкритою шнурівкою.

5.1.2 Захист від ураження електричним струмом

Небезпека ураження електричним струмом значно підвищується, якщо приміщення або робоче місце зварника обмежує свободу його рухів

Через це робітник повинен виконувати зварювання зварного виробу в незручному положенні (на колінах, сидячи, лежачи і т. д.).

Також підвищене ураження електричним струмом виникає тоді, коли виробниче приміщення або виробнича ділянка дуже волога або нагріта до температура повітря більшої за 30°C.

У цьому випадку істотно знижується електричний питомий опір шкіри та тіла людини загалом.

Також при значній вологості або температурі навколишнього середовища значно знижуються ізолюючі властивості допоміжних захисних засобів та засобів індивідуального захисту.

При роботі в стиснених умовах і замкнутих зварювальних установок необхідно:

- комплектувати пристроєм, що забезпечує автоматичне відключення ланцюга або зниження холостого ходу до 12 В при обриві дуги з витримкою не більше 0,5 с (УСНТ-06, БСНТ-08, БСНТ-09 та ін.);
- використовувати гумові калоші;
- використовувати електроізолюючі килимки;
- використовувати джерела освітлення з напругою не вище 12 В.

5.2 Охорона праці

5.2.1 Небезпечні та шкідливі виробничі фактори при зварюванні

Основний технологічний процес у складально-зварювальних цехах, за якого виділяється найбільша кількість шкідливих виділень (оксид азоту, оксид вуглецю, оксид марганцю, фтористі сполуки, озон, пил та супутня їм теплота) – це процес зварювання.

Висока температура зварювальної дуги сприяє інтенсивному окисненню та випаровуванню металу, флюсу, захисного газу, легуючих елементів.

Окислюючись киснем, в повітрі ці пари утворюють дрібнодисперсний пил, а виникаючі при зварюванні та тепловому різанні конвективні потоки несуть гази та пил вгору, приводячи до великої запиленості та загазованості виробничих приміщень. Зварювальний пил - дрібнодисперсна, швидкість витання її частинок - не більше 0,08 м/с, осідає вона незначно, тому розподіл її за висотою приміщення у більшості випадків поступово, що дуже ускладнює боротьбу з нею.

Основними компонентами пилу при зварюванні та різанні сталей є оксиди заліза, марганцю та кремнію (близько 41, 18 та 6% відповідно). У пилу можуть міститися інші сполуки легуючих елементів. Токсичні вclusions та шкідливі гази, які потрапляють в організм людини через дихальні шляхи, надають на нього несприятливий вплив та викликають ряд профзахворювань (пневмоконіоз, інтоксикація тощо).

Найбільш характерним шкідливим фактором практично для всіх способів дугового, електрошлакового, контактного та газового зварювання, плазмових технологій та паяння є утворення та надходження у повітря робочої зони зварювальних аерозолів (ЗА), що містять токсичні речовини. Тривалий вплив на організм зварників цих аерозолів може призвести до виникнення таких професійних захворювань, як пневмоконіоз, хронічний бронхіт, інтоксикація металами та газами.

У зварювальників з патологією бронхолегеневої системи висока також поширеність супутніх захворювань центральної нервової системи, шлунка та підшлункової залози, міокарда, а також артеріальної гіпертонії.

Зварювальна аерозоль (ЗА) складається з твердих та газоподібних токсичних речовин, що виділяються при зварюванні, які утворюють з повітряним середовищем аерозоль та потрапляють в зону дихання зварників та допоміжного персоналу.

Кількість та склад ЗА, що утворюються, залежать від хімічного складу зварювальних матеріалів, зварюваних металів, способів та режимів зварювання, наплавлення, різання та паяння металів.

Гранично допустима концентрація (ГДК) шкідливих речовин – це концентрація, вплив якої на людину у разі її щоденної регламентованої тривалості не призводить до зниження працездатності або захворювання у період трудової діяльності та у наступний період життя, а також не має негативного впливу на здоров'я нащадків.

ГДК у робочій зоні (в т. ч. для аерозолів) не повинна перевищувати у сумі 10 мг/м³.

Крім шкідливих виробничих факторів, що мають хімічну природу (зварювальна аерозоль, гази), у зварювальному виробництві є також шкідливі виробничі фактори фізичної природи, такі як випромінювання дуги, теплові навантаження тощо.

Дугове зварювання, за винятком зварювання під флюсом, супроводжується оптичним випромінюванням в ультрафіолетовому, видимому та інфрачервоному діапазонах, що багаторазово перевищує фізіологічно допустиму оком людини величину.

Інтенсивність оптичного випромінювання зварювальної дуги та його спектральні характеристики залежать від потужності дуги, способу зварювання, виду зварювальних матеріалів, захисних та плазмо-утворюючих газів. При відсутності засобів індивідуального захисту можливі ураження органів зору (електроофтальмія, кон'юктивіт, катаракта) та шкірних покривів (опіки і т.п.).

Інтенсивність інфрачервоного (теплого) випромінювання від зварюваних виробів та зварювальної ванни визначається температурою виробів, їх габаритами та конструкцією, а також температурою та розмірами зварювальної ванни.

При відсутності засобів індивідуального захисту вплив теплового випромінювання інтенсивністю, що перевищує допустимі рівні, може призвести до порушень терморегуляції, теплового удару. Контакт із нагрітим металом може спричинити опіки.

Крім того, до небезпечних і шкідливих виробничих факторів при зварюванні відносяться високий рівень напруги в електричному ланцюзі, наявність іскор та зварювальних бризок, виробничий шум, вібрації.

5.2.2 Системи вентиляції у складально-зварювальних цехах

Для забезпечення санітарно-гігієнічних вимог щодо чистоти повітря частина забрудненого повітряного середовища необхідно систематично видаляти із приміщення, а дефіцит його маси відновлюється припливом свіжого повітря із навколишнього повітря.

Для уловлювання зварювального аерозолю біля місця його утворення при аналізованих способах обробки металу на стаціонарних постах, а також де це можливо за технологічними умовами на нестаціонарних постах, слід передбачати місцеві відсмоктувачі.

При ручному електрозварюванні та наплавлення великогабаритних виробів слід застосовувати поворотно-підйомні похилі панелі одно- або двостороннього рівномірного всмоктування.

Витрата повітря, що видаляється відсмоктувачами, визначають за формулою

$$L = 3600 F_0 v_0,$$

де F_0 – площа всмоктуючого отвору відсмоктування, м; v_0 – швидкість повітря у цьому отворі, м/с.

Повітро-приймачі максимально наближають до джерела шкідливих виділень, оскільки швидкість руху повітря при віддаленні всмоктуючого отвору стрімко знижується пропорційно квадрату відстаней.

Кількість шкідливих факторів, які локалізуються місцевими відсмоктувачами (з урахуванням швидкості руху повітря в приміщенні та інших факторів), для витяжних шаф становить не більше 90%, для інших видів місцевих відсмоктувачів – не більше 75%.

Кількість шкідливих факторів (10–25%), яка залишилася, повинна розбавлятися до гранично допустимої концентрації (ГДК) за допомогою загальної-обмінної вентиляції.

Загально-обмінна вентиляція класифікується на природну та механічну.

При природній вентиляції здійснюється провітрювання приміщення через відкриті вікна та двері. Така система економічна, проте проблему видалення шкідливих речовин із виробничого приміщення вирішує не повністю. До того ж, вона характеризується великими втратами тепла.

Загально-обмінна механічна вентиляція заснована на видаленні повітря з приміщення за допомогою осьових вентиляторів та надходження його назад через вікна. Цей вид вентиляції не вимагає великих капітальних витрат, проте при його застосуванні ЗА поширюються по всьому цеху, проникаючи в органи дихання працюючих.

Загально-обмінна вентиляція з рециркуляцією ефективності аналогічна до попередньої. Її перевагою є зниження втрат тепла через рахунок повернення очищеного у фільтрах повітря до того ж приміщення.

ВИСНОВКИ

Розроблений порошковий дріт при використанні його по запропонованій технології зварювання корпусів спецтехніки із високоміцних середньо-легованих сталей дозволяють підвищити тактико-технічні та експлуатаційні характеристики виробів. В даний час повною мірою оцінити економічний ефект від використання розробленої порошкової дроту неможливо. Проведені на даний момент дослідження вже зараз дозволяють зробити висновок, що використання даної дроту підвищить механічні характеристики зварних швів та збільшить термін служби корпусних виробів.

1. У ході проведення даної роботи було проаналізовано основні шляхи вирішення проблеми зварюваності високоміцних сталей, що використовуються в даний час у серійному корпусному виробництві, з'ясовані переваги та недоліки використовуваних технологій зварювання високоміцних броньових сталей.

2. Виявлено можливість отримання бездефектних зварних з'єднань під час використання розроблених зварювальних матеріалів.

3. Встановлено, що дефектів у вигляді тріщин на лінії сплавлення та в ЗТВ при металографічному дослідженні мікрошліфів не було виявлено.

4. Розроблено порошковий дріт із системою легування Fe–Cr–Mn–N, що містить до 0,3 мас. % азоту, що дозволяє отримати аустенітну структуру в метал шва.

5. Розроблений порошковий дріт із системою легування Fe–Cr–Mn–N дозволяє підвищити механічні властивості зварних швів порівняно з використовуваними в даний час зварювальним дротом ферито-перлітного чи аустенітного класу.

6. Запропоновано технологію зварювання високоміцних сталей, що дозволяє отримувати високі механічні характеристики зварних швів без використання попереднього та (або) супутнього підігріву та повної термообробки.

СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

1. Іванів В.Б., Кицькай Н.І. Процес зварювання неплавким електродом труби малого діаметра: тези доп. XII Міжнародної науково-технічної конференції молодих учених та студентів «Актуальні задачі сучасних технологій» 7-8 грудня 2023 р. Тернопіль : ТНТУ ім. І. Пулюя, 2023. С. 123 – 124.
2. Кривов Г.О., Зворикін К.О. Виробництво зварних конструкцій : підручник для студентів вищих навчальних закладів. К.: КВІЦ, 2012. 896 с.
3. Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением : під ред. академіка Б. Є. Патона. К.: Машинобудування, 1974. 767 с.
4. Костін О.М. Зварювальні матеріали: навч. посібник. Миколаїв : НУК, 2004. 225 с.
5. ДСТУ 8713-79 Зварювання під флюсом. З'єднання зварні основні типи, конструктивні елементи і розміри.
6. ДСТУ 14771-76 Дугове зварювання в захисних газах. З'єднання зварні основні типи, конструктивні елементи і розміри.
7. Александров О.Г., Антонюк Д.А., Капустян О.Є. Джерела живлення для дугового зварювання та наплавлення : навч. посібник. Львів : Новий світ, 2013. 224 с.
8. Биковський О.Г. Зварювання, різання й контроль якості під час виробництва металоконструкцій : підручник. К.: Основа, 2021. 400 с.
9. Пулька Ч.В. Пути совершенствования технологии индукционной наплавки тонких стальных дисков/ Ч.В. Пулька, О.Н. Шаблій, В.Н. Барановский [та ін.] // Междун. науч.-техн. и произв. журнал «Автоматическая сварка». 2015. № 5–6 (742). С. 64–67.
10. Пулька Ч.В. Математична модель оптимізації енерговитрат індукційного наплавлення / Ч.В. Пулька, О.М. Шаблій, В.М. Барановський [та ін.] // Науковий вісник Національного університету біоресурсів і природокористування України / Серія «Техніка і енергетика АПК» / Редкол.: С.М. Ніколаєнко (відп. ред.) та ін. К., 2015. Вип. 226. С. 386–393.

11. Стельмах І.С. Перспективи використання методу плазмового зварювання для відновлення культиваторних лап / І.С. Стельмах, Г.А. Герасимчук, В.М. Барановський // Наукові нотатки. Міжвузівський збірник (за галузями знань «Технічні науки»). Луцьк : ЛНТУ, 2015. Вип. 51. С. 182–186.

12. Pulka Ch.V. Ways of updating the technology of induction surfacing of thin steel disk / Ch.V. Pulka, O.N. Shably, V.M. Baranovsky [but other] // The Paton WELDING JOURNAL. Kiev, E.O. Paton Elektric Welding Institute of the NAS of Ukraine. May-June 2015. – № 5–6/2015. – Pg. 59–62.

13. Лопата Л.А. Создание износостойких композиционных покрытий на основе порошков самофлюсующихся сплавов электроконтактным припеканием / Л.А. Лопата, В.Я. Николайчук, В.Н. Барановский, С.Л. Чиграй // Проблемы трибологии. Міжн. наук. журнал : Хмельницький нац.ун-т. 2015. № 4. С. 92–98.

14. Барановський В. Експериментальні дослідження контактного точкового зварювання деталей сільськогосподарських машин / Віктор Барановський // Вісник Тернопільського національного технічного університету. – Тернопіль, 2015. – Т. 4 (80). С. 111–118.

15. Барановский В.Н. Методы применения контактной точечной сварки в сельскохозяйственном машиностроении / В.Н. Барановский // Lucrări științifice, UASM. Chișinău: Centrul editorial UASM, 2015. Vol. 45. – С. 191–195

16. Левченко О.Г. Охорона праці у зварювальному виробництві. Навчальний посібник. К.: Основа, 2010. 240 с.

17. Барановський В.М. Конспект лекцій з дисципліни «Складально-зварювальне оснащення». Вид. Тернопільського нац. технічного університету. Тернопіль : ТНТУ ім. І. Пулюя, 2015. 254 с.

18. Барановський В.М. Конспект лекцій з дисципліни «Проектування технологічних процесів зварювального виробництва». Вид. Тернопільського національного технічного ун-ту. Тернопіль : ТНТУ ім. І. Пулюя, 2015. 58 с.

19. Барановський В.М., Сенчишин В.С. Конспект лекцій з дисципліни «Виробництво зварних конструкцій». Вид. Тернопільського національного технічного університету. Тернопіль : ТНТУ ім. І. Пулюя, 2015. 66 с.

20. Барановський В.М., Підгурський М.І., Сенчишин В.С. Методичні вказівки до виконання курсового проекту з дисципліни «Проектування технологічних процесів зварювального виробництва» для студентів денної та заочної форми навчання для підготовки фахівців освітньо-кваліфікаційного рівня «Спеціаліст» і «Магістр» зі спеціальності 7.05050401, 8.05050401 «Технологія та устаткування зварювання». Вид. Тернопільського національного технічного університету. Тернопіль : ТНТУ ім. І. Пулюя, 2015. 54 с.

21. Барановський В.М., Підгурський М.І., Мариненко С.Ю. Конспект лекцій з дисципліни «Безпека життєдіяльності для студентів всіх спеціальностей і форм навчання. Вид. Тернопільського національного технічного університету. Тернопіль : ТНТУ ім. І. Пулюя, 2015. 141 с./67 с.

22. Барановський В.М., Пулька Ч.В., Сенчишин В.С. Конспект лекцій з дисципліни «Основи наукових досліджень» для студентів спеціальності 8.05050401 – «Технологія та устаткування зварювання». Вид. Тернопільського національного технічного університету. Тернопіль : ТНТУ ім. І. Пулюя, 2015. 86 с.

23. Барановський В.М., Сенчишин В.С. Методичні вказівки для самостійної роботи студентів з курсу «Безпека життєдіяльності». Вид. Тернопільського національного технічного університету. Тернопіль : ТНТУ ім. І. Пулюя, 2015. 62 с.

24. Безпека життєдіяльності: Навчальний посібник / Під ред. Я.Г. Бедрія. Львів, 1997. 275с.

25. Жидецький В. Ц., Джиги рей В. С., Мельников О. В. Основи охорони праці : підручник (видавн. 5-те, доповнене). Л.: Афіша, 2000. 350 с.

ДОДАТКИ

