

Національний університет кораблебудування
імені адмірала Макарова
Херсонський навчально-науковий інститут
Кафедра зварювання

«Допущений до захисту»

Завідувач кафедри



к.т.н., доц. М.В. Матвієнко

«20» грудня 2025 р.

КВАЛІФІКАЦІЙНА РОБОТА

на здобуття ступеня вищої освіти «магістр»

на тему:

**Розробка технологічного процесу дугового зварювання
низьковуглецевих низьколегованих сталей з використанням ЕОМ**

Виконав: студент VI курсу, групи 6121м
спеціальності 132 Матеріалознавство за
освітньо-професійною програмою Інжині-
ринг зварювання та споріднених процесів
(шифр і назва напрямку підготовки, спеціальності)

Воронов Дмитро Миколайович
(прізвище та ініціали)



Керівник Лебедєв Володимир Олександрович
(прізвище та ініціали)



Рецензент Лой Сергій Анатолійович
(прізвище та ініціали)

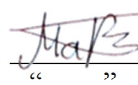


Миколаїв - 2025 р.

Національний університет кораблебудування
імені адмірала Макарова
Херсонський навчально-науковий інститут

Факультет суднобудівний
Кафедра зварювання
Освітньо-кваліфікаційний рівень магістр
Спеціальність 132 Матеріалознавство
(шифр і назва)
Освітньо-професійна програма Інжиніринг зварювання та споріднених процесів
(шифр і назва)

ЗАТВЕРДЖУЮ


Гарант освітньої програми
к.т.н., доц. М.В. Матвієнко
“ ” 2025 року

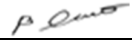
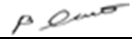
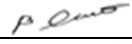
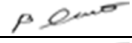
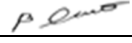
ЗАВДАННЯ
НА КВАЛІФІКАЦІЙНУ РОБОТУ
на здобуття ступеня вищої освіти «магістр»

студенту Воронову Дмитру Миколайовичу
(прізвище, ім'я, по батькові)

1. Тема роботи Розробка технологічного процесу дугового зварювання низьковуглецевих низьколегованих сталей з використанням ЕОМ
керівник проекту Лебедев Володимир Олександрович, д.т.н.
(прізвище, ім'я, по батькові, науковий ступінь, вчене звання)
затверджені розпорядженням ХННІ НУК від “17” жовтня 2025 року № 20
2. Строк подання студентом проекту 13 грудня 2025р.
3. Вихідні дані до роботи високоміцні нізковуглецеві нізколеговані сталі WEL TEN 80 та 14ХМНФДР, плоска панель товщиною 20 мм
4. Зміст розрахунково-пояснювальної записки (перелік питань, які потрібно розробити) 1. Основні проблеми при зварюванні низьковуглецевих низьколегованих сталей і шляхи їх вирішення. 2. Вибір розрахункових методів оцінки зварюваності і режиму зварювання. 3. Приклад розрахунку режимів зварювання і аналізу очікуваної структури для високоміцних низьколегованих сталей. 4. Автоматизація проектування технології зварювання низьколегованих сталей. 5. Технологія складання і зварювання секції.
5. Перелік графічного матеріалу (з точним зазначенням обов'язкових креслень)
1. Тема роботи. 2. Мета роботи, завдання. 3. Вплив хімічного складу сталі 09Г2 на структуру ЗТВ при охолодженні. 4. Розрахунок фактичної тривалості охолодження. 5. Розрахунок очікуваних механічних властивостей металу ЗТВ. 6. Приклад розрахунку режимів зварювання та аналізу очікуваної структури. 7. Приклад розрахунку параметрів режиму зварювання стикового

з'єднання С25. 8. Робоча таблиця вихідних даних. 9. Робочі таблиці результатів розрахунку. 10. Таблиця результатів оцінки здатності до зварювання. 11. Форма виводу на друк вихідних даних. 12. Результати розрахунку режиму зварювання, очікуваних фазового складу и механічних властивостей металу ЗТВ. 13. Загальні висновки _____

6. Консультанти розділів проекту

Розділ	Прізвище, ініціали та посада консультанта	Підпис, дата	
		завдання видав	завдання прийняв
1	Лебедєв В.О., професор		
2	Лебедєв В.О., професор		
3	Лебедєв В.О., професор		
4	Лебедєв В.О., професор		
5	Лебедєв В.О., професор		

7. Дата видачі завдання 17.10.2025р.

КАЛЕНДАРНИЙ ПЛАН

№ з/п	Назва етапів дипломного проекту (роботи)	Строк виконання етапів проекту (роботи)	Примітка
1.	Основні проблеми при зварюванні низьковуглецевих низьколегованих сталей і шляхи їх вирішення.	24.10.2025	
2.	Вибір розрахункових методів оцінки зварюваності і режиму зварювання.	07.11.2025	
3.	Приклад розрахунку режимів зварювання і аналізу очікуваної структури для високоміцних низьколегованих сталей.	17.11.2025	
4.	Автоматизація проектування технології зварювання низьколегованих сталей.	28.11.2025	
5.	Технологія складання і зварювання секції.	08.12.2025	
6.	Оформлення пояснювальної записки	12.12.2025	

Студент  Воронов Д.М.
(підпис) (прізвище та ініціали)

Керівник проекту (роботи)  Лебедєв В.О.
(підпис) (прізвище та ініціали)

Анотація

Мета роботи - розробка інженерної методики і програми проектування технології зварювання низьковуглецевих низьколегованих сталей, у тому числі підвищеної та високої міцності, на базі наявних рівнянь регресії. Проаналізовано результати оцінки очікуваного структурного складу ЗТВ для сталей 09Г2 за діаграмою термодинамічного перетворення і розрахунком з використанням рівнянь регресії для різних варіантів хімічного складу, передбаченого стандартом.

Показано, що використання рівнянь регресії дозволяє врахувати конкретний хімічний склад сталі і отримати більш достовірний результат розрахунку, ніж за допомогою діаграми термодинамічного перетворення. Крім того ці рівняння дають повнішу інформацію як про структурний склад металу околошовної зони, так і про його механічні властивості.

Використовуючи дані аналізу, була розглянута процедура розрахунку режиму зварювання, що забезпечує оптимальну структуру зварного з'єднання, на прикладі автоматичного зварювання під флюсом стикового з'єднання товщиною 20мм з високоміцних сталей WEL TEN 80 і 14ХМНФДР.

Одним з важливих переваг розрахункового методу є простота його реалізації на комп'ютері, що дозволяє набагато спростити і прискорити роботу технолога, підвищити точність результатів. Після аналізу цих результатів технолог може ввести інше значення температури попереднього підігріву і таким чином підібрати необхідну структуру і механічні властивості зварного з'єднання.

Ключові слова: низьковуглецеві низьколеговані сталі, стикові з'єднання, технологія зварювання, розрахункові методи, застосування ПК.

					МР. 132. 6121м. 02. 05. 00. ПЗ.	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		4

Abstract

Purpose - to develop engineering design methods and programs technologies welding of low-carbon low alloy steels, including increased and high strength, on the basis of existing regression equations. The results of evaluation of the expected structure of the HAZ for steel 09G2 according to available literature diagram thermokinetic conversion and calculation using the regression equations for different chemical composition prescribed standard.

It is shown that the use of regression equations allows to take into account the specific chemical composition of the steel and to obtain more reliable results of calculation than using diagrams thermokinetic transformation. In addition, these equations give more detailed information on the structural part as metal weld zone and its mechanical properties.

Using data analysis was considered the calculation procedure of welding, which provides the optimal structure of the welded joint, the example of automatic submerged arc welding butt joint thickness of 20 mm of high-strength steels WEL TEN 80 and 14XMHΦДР.

One important advantage of the calculation method is the simplicity of its implementation on a computer, allowing much to simplify and accelerate the technology works, to improve the accuracy of results. Comparing these results engineer can enter a different value preheat temperature and thus pick up the necessary structure and mechanical properties of the weld.

Key words: low-carbon low-alloy steel, butt joints, welding technology, computational methods, the use of a PC.

					MP. 132. 6121м. 02. 05. 00. ПЗ.	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		5

Зміст	стор.
Вступ.....	8
1. Основні проблеми при зварюванні низьковуглецевих низьколегованих сталей і шляхи їх вирішення.....	10
1.1 Фазові і структурні зміни в металах при зварюванні плавленням.....	10
1.2 Засоби запобігання гарячих тріщин.....	17
1.3 Засоби запобігання холодних тріщин.....	22
1.4 Крихке руйнування зварних з'єднань.....	27
1.5 Висновки. Мета і завдання кваліфікаційної роботи.....	31
2. Вибір розрахункових методів оцінки зварюваності і режиму зварювання.....	33
2.1. Методи розрахунку очікуваної структури і механічних властивостей в зоні термічного впливу при зварюванні.....	35
2.1.1 Розрахунок очікуваного структурного (фазового) складу.....	35
2.1.2 Розрахунок фактичної тривалості охолодження.....	41
2.1.3 Розрахунок необхідної початкової температури підігріву.....	42
2.1.4 Розрахунок очікуваних механічних властивостей металу ЗТВ.....	45
2.1.5 Розрахунок очікуваних характеристик механічних властивостей металу шва.....	50
2.2 Розрахункова оцінка стійкості зварних з'єднань проти утворення холодних тріщин.....	52
2.3 Розрахункова оцінка схильності зварних з'єднань до утворення гарячих тріщин.....	55
2.4 Висновок.....	56
3. Приклад розрахунку режимів зварювання і аналізу очікуваної структури для високоміцних низьколегованих сталей.....	57
3.1 Розрахунок режиму зварювання стикових з'єднань.....	58
3.2 Розрахунок режиму зварювання таврових з'єднань.....	61
3.3 Аналіз очікуваної структури.....	62
3.4 Перевірка стійкості зварних з'єднань проти утворення холодних тріщин.....	65

					МР. 132. 6121м. 02. 05. 00. ПЗ.	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		6

3.5 Оцінка схильності до утворення гарячих тріщин.....	66
3.6 Механічні властивості металу ЗТВ.....	67
3.7 Механічні властивості металу шва.....	71
3.8 Висновки.....	74
4 Автоматизація проектування технології зварювання низьколегованих сталей.....	75
4.1 Блок-схема розрахунку технології зварювання стикових з'єднань.....	75
4.2 Реалізація розрахунку на комп'ютері.....	79
4.3 Вивід на друк результатів розрахунку.....	80
4.4 Висновки.....	87
5 Технологія складання і зварювання секції.....	88
5.1 Технологічна послідовність складання і зварювання плоскої секції.....	88
5.2 Зварювальні матеріали.....	90
5.3 Зварювальне обладнання.....	91
5.4 Контроль якості.....	93
Загальні висновки.....	97
Список джерел інформації.....	99

ВСТУП

Застосування високоміцних замість низьковуглецевих і звичайних низьколегованих сталей підвищує техніко-економічну ефективність технічних засобів, транспорту, конструкцій внаслідок зниження їх ваги, підвищення несучої здатності і довговічності. Знижується витрата металу, трудомісткість виготовлення, вартість транспортних і монтажних робіт.

На початку 50-х років минулого сторіччя інтенсивно почали розроблятися високоміцні низьковуглецевих сталі з мартенситною і бейнітною структурою, в яких необхідний комплекс властивостей досягається за рахунок поєднання певної системи легування та термічної обробки. Вже в 60-ті роки були отримані десятки марок високоміцних низьковуглецевих низьколегованих сталей в різних країнах. Їх використовували для виготовлення труб, дорожніх машин, мостів, корпусів суден, морських платформ та ін. У 1954 р. в СРСР була створена перша корпусна сталь АК-25 і її модифікація з границею плинності 600 МПа для будівництва атомного підводного човна (АПЧ) в 1956 р. Близька до сталі АК-25 сталь НУ-80 була використана в 1959 р. для будівництва АПЧ в США.

Високоміцні сталі застосовуються для виготовлення зварних конструкцій, що працюють в складних умовах, і тому, поряд з комплексом властивостей – високих міцності, пластичності і в'язкості, повинні мати гарну зварюваність, зокрема, високу стійкість зварних з'єднань проти утворення гарячих та холодних тріщин, переходу в крихкий стан при низьких температурах тощо. Особливістю цих сталей є те, що їх високі механічні властивості досягаються шляхом термічної обробки, а великогабаритні зварні конструкції, наприклад зварний корпус корабля, неможливо піддати термічній обробці. Тому необхідні інші способи управління структурою металу в зварному з'єднанні, зокрема, регулюванням термічного циклу зварювання.

При розробці технології зварювання низьколегованих сталей, зокрема, високоміцних, крім оцінки схильності до утворення гарячих і холодних тріщин, доводиться вирішувати задачу визначення параметрів режиму і технологічних

					МР. 132. 6121м. 02. 05. 00. ПЗ.	Арк.
						8
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

прийомів, що забезпечують отримання потрібної структури і механічних властивостей металу ЗТВ.

При вирішенні цього завдання зазвичай використовують накладення кривої охолодження на діаграму термодинамічного перетворення аустеніту для розглянутої сталі [1, 2]. Побудова таких діаграм досить складна і вони отримані далеко не для всіх марок сталей. Крім того, при великій різноманітності використовуваних марок сталей, для кожної з них нормативні документи встановлюють для змісту основних легуючих елементів або граничну величину (не більше), або діапазон (від ... до). Разом з тим, очевидно, що зміна змісту окремих елементів навіть у межах, встановлених нормами, може істотно змінити структуру і механічні властивості металу ЗТВ. Тому перспективним є застосування для вирішення цього завдання розрахункових методів.

У ІЕЗ ім. Патона на основі аналізу літературних даних і дослідження великої кількості діаграм термодинамічного розпаду аустеніту під керівництвом Касаткіна О.Г. розроблені математичні моделі у вигляді рівнянь регресії, які дозволяють розрахунком з достатнім ступенем точності прогнозувати фазовий склад високотемпературних ділянок ЗТВ багатьох низьколегованих сталей і показники її механічних властивостей в залежності від хімічного складу і тривалості охолодження в діапазоні 850...500°C [3].

Однак громіздкість обчислень за цим рівнянням регресії дещо ускладнює і обмежує їх застосування у повсякденній інженерній практиці, тому комп'ютеризація цих розрахунків актуальна.

Метою цієї роботи були розробка інженерної методики і програми проектування технології зварювання низьковуглецевих низьколегованих сталей, у тому числі підвищеної та високої міцності, на базі наявних рівнянь регресії.

1 Основні проблеми при зварюванні низьковуглецевих низьколегованих сталей та шляхи їх вирішення

1.1. Фазові і структурні зміни в металах при зварюванні плавленням

При зварюванні плавленням в металах и сплавах відбуваються первинна кристалізація (перехід металу з рідкого стану в твердий) і вторинна кристалізація (поліморфні перетворення в твердому металі и зміни форми та величини зерен).

Первинна кристалізація металу шва визначає величину и форму первинних кристалів, ступінь хімічної неоднорідності металу і, в кінцевому підсумку, пластичність металу (максимальна величина пластичних деформацій, яку може витримати метал не руйнуючись) в температурному інтервалі крихкості (ТІК).

Поліморфні перетворення при вторинній кристалізації включають зміни структурних фаз (аустеніт, ферит, перліт, цементит, сорбіт, тростит, бейніт), а також процеси повернення, полігонізації, рекристалізації та інші процеси, що призводять до істотних змін структури и властивостей металу [4,5].

Ферит - одна з фаз в сталях, що представляє собою багатокомпонентний твердий розчин елементів (C, N, Si, Al, Mn, Cr, Ni та ін) в альфа-залозі. Частка фериту може досягати 95% залежно від складу сплаву. Властивості фериту залежать від типу і концентрації легуючих елементів, розміру кристалічних зерен, густини дислокацій, наявності дисперсних частинок.

Перліт (від французького perle-перли) - структурна складова сталей, що представляє собою механічну суміш фериту і цементиту.

Утворюється в результаті розпаду аустеніту при повільному охолодженні при постійній температурі 723°C по реакції $As \rightarrow \Phi + Fe_3C$, де As - аустеніт, Φ - ферит, Fe_3C - цементит (карбід заліза).

Провідною фазою при утворенні перліту є цементит, зародки якого з'являються на межах аустенітних зерен. Поблизу перших цементитних пластин аустеніт збіднюється вуглецем, внаслідок чого з'являється шар фериту у вигляді пластинок. При цьому зміст C у сусідніх областях аустеніту збільшується і

					MP. 132. 6121м. 02. 05. 01. ПЗ.	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		10

з'являється новий цементитний зародок. Весь вуглець зосереджений в цементиті, оскільки ферит при кімнатній температурі практично не містить його. У перліті знаходиться 12% цементиту, решта - ферит.

Конструкційні сталі зі структурою перліту характеризуються досить високою міцністю і пластичністю, добре піддаються мех. обробці.

Структура перліту в певній мірі залежить від швидкості охолодження, чим вище швидкість охолодження, тим більше дисперсна структура. Тонко дисперсні різновиди перліту - сорбіт і троостит.

Сорбіт (по імені Н.С.Sorby) - структурна складова сталі і чавунів, що представляє собою тонко дисперсну суміш фериту і цементиту. Відноситься до перлітних структур, відрізняючись від перліту більш тонкодисперсною будовою. Сорбіт утворюється в результаті розпаду переохолодженого аустеніту в області його мінімальної стійкості 450 ... 550°C як в ізотермічних умовах, так і при безперервному охолодженні зі швидкістю кількох десятків градусів в секунду. Твердість по Брінеллю сорбіту - 230 ... 360 НВ, міцність $\sigma_b=833 \dots 1421$ МПа в залежності від вмісту вуглецю в сталі.

Сталі з сорбітною структурою міцні, пластичні і зносостійкі, використовуються для виготовлення холодно тягнутого високоміцного дроту (сорбіт гарту), а також важко навантажених виробів (сорбіт відпустку).

Тростит (по імені Трост LJTroost) структурна складова сталі і чавунів, що представляє собою високодисперсну суміш фериту і цементиту. Утворюється в результаті розпаду аустеніту в нижній області його стійкості (500 ... 550°C) і в результаті бредне температурного відпустку (350 ... 400°C) загартованої сталі. Сталь зі структурою троститу відпустку характеризується високим відношенням границі пружності до границі міцності. Таку сталь використовують для виготовлення пружин, ресор і т.п.

Бейніт (названий на честь американського металурга Е.Бейна) або голчастий тростит - структурна складова сталі, високодисперсна суміш фериту і цементиту. У вуглецевих сталях бейніт утворюється в процесі ізотермічного

					MP. 132. 6121м. 02. 05. 01. ПЗ.	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		11

загартування внаслідок розпаду аустеніту в інтервалі температур 250 ... 450°C. У деяких легованих сталях бейніт може виникнути при охолодженні на повітрі.

Мартенсит (по імені Мартенса А.) - структурна складова сталі, що представляє собою пересичений твердий розчин вуглецю в поліморфній модифікації альфа-заліза. Оскільки в аустеніті при температурі гарту розчиняється до 2% вуглецю, а в об'ємно центрованій кубічній решітці заліза при кімнатній температурі менше 0,002% вуглецю, то при швидкому охолодженні в результаті бездифузійної перебудови ГЦК решітки в ОЦК весь вуглець залишається в альфа-залізі, утворюючи мартенсит. Атоми вуглецю в такій решітці розташовуються між атомами заліза, утворюючи впорядковану підрешітку. В результаті впровадження атомів вуглецю ОЦК решітка заліза сильно спотворюється. Ступінь спотворення лінійно зростає з підвищенням концентрації вуглецю. Спотворення кристалічної решітки мартенситу сприяє високій міцності і твердості загартованої сталі і надзвичайно низькій пластичності.

При нагріванні сталі вуглець виділяється з кристалічної решітки, утворюючи дисперсні частинки карбідів заліза. Внаслідок цього ступінь спотворення кристалічної решітки зменшується, зменшуються твердість і міцність, а пластичність збільшується. Мартенсит з такими властивостями називається мартенситом відпустки. Утворення мартенситу в сталі супроводжується збільшенням обсягу на 4-5%.

Найбільш суттєві зміни структури і властивостей відбуваються в металі шва при кристалізації, а в твердому металі - при поліморфному мартенситному перетворенні і евтектоїдному розпаді або зворотному йому процесі утворення твердого розчину з евтектоїдної суміші.

До поліморфних перетворень в твердому металі відносяться також процеси розпаду пересичених твердих розчинів, наприклад, старіння, відпусток мартенситу, виділення карбідів, нітридів, карбонітридів, інтерметалідів або інших фаз, а також зворотні процеси розчинення фаз.

					МР. 132. 6121м. 02. 05. 01. ПЗ.	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		12

Будова зварного з'єднання сталей показано на рис. 1.1, на якому виділяються три складові частини з'єднання: зварний шов, зона термічного впливу (ЗТВ) і основний метал (ОМ), що не піддався будь яким змінам. ЗТВ розташована по обидві сторони шва від лінії сплавлення до області ОМ, нагрітої до температури 100°C. ЗТВ завжди має ділянки повної і часткової перекристалізації [6].

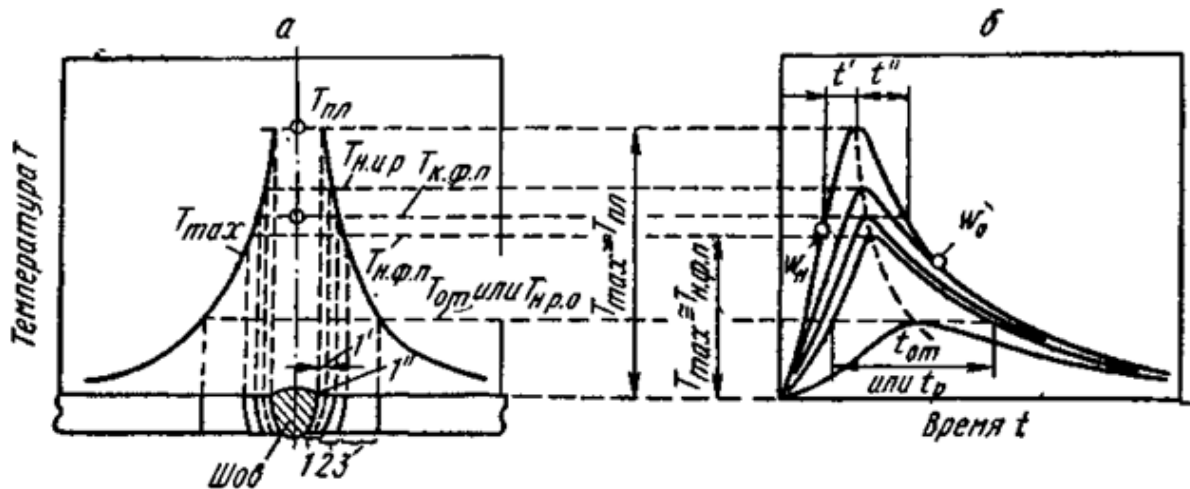


Рис 1.1 Будова зони з'єднання сталі з поліморфним перетворенням при однопрохідному зварюванні плавленням листів встик

a - розподіл максимальних температур T_{max} поперек шва і відповідні їм ділянки зони термічного впливу; *б* - термічні цикли на межах окремих ділянок зони термічного впливу. Позначення максимальних температур: $T_{пл}$ - температура плавлення; $T_{н.п.р.}$ - температура початку інтенсивного росту зерна; $T_{н.ф.п.}$ і $T_{к.ф.п.}$ - відповідно температура початку і кінця фазового перетворення при нагріванні; $T_{от}$ - температура відпустки загартованого основного металу перед зварюванням; $T_{н.р.о.}$ - температура початку рекристалізації обробки.

Найбільш небезпечними, зазвичай, є ділянки неповного розплавлення і перегріву, прилеглі безпосередньо до шву, які складають навколошовну зону (НШЗ), позначену цифрою 1 на рис. 1.1, *a*. Саме в НШЗ найбільш різко змінюються структура і властивості ОМ.

Основними параметрами термічного циклу (ТЦ), що впливають на структуру і властивості НШЗ є:

- максимальна температура нагріву T_{max} , близька до температури плавлення $T_{пл}$ або температури ліквідусу (TL) для сплаву;
- швидкість нагріву W_H в температурному інтервалі фазового перетворення;
- тривалість $t^I + t^{II}$ перебування металу при температурі вище температури кінця фазового перетворення;
- швидкість W_0 в температурному інтервалі відповідного фазового перетворення при охолодженні (рис. 1.1, б).

На ділянці часткової перекристалізації (2 на рис 1.1, а) ОМ нагрівається вище $T_{н.ф.п...}$, яка для сталі відповідає початку перетворення перліту (П) в аустеніт (А) (критична точка A_{C1}). Зазвичай структурні зміни тут не є небезпечними, хоча в деяких випадках тут можливо знеміцнення.

Наявність ділянки 3 (рис. 1.1, а) залежить від вихідної структури сталі. У відпаленому металі ця ділянка відсутня. При зварюванні сталей після гартування, гартування з відпусткою або гартування з подальшим старінням, а також після кування або прокатування на цій ділянці відбувається знеміцнення. У першому випадку воно обумовлено процесами розпаду пересичених твердих розчинів (відпуском мартенситу або старінням високотемпературних залишкових фаз) і подальшою коагуляцією зміцнюючих фаз (карбідів і нітридів в сталях.). У другому випадку до знеміцнення переважно призводять процеси рекристалізаційної обробки. Цю третю ділянку прийнято називати ділянкою або зоною знеміцнення, відпустку і рекристалізації. Найбільш різке знеміцнення металу зазвичай відбувається біля межі цієї ділянки з ділянкою неповної перекристалізації, де максимальні температури нагріву T_{max} близькі до нижньої критичної точки фазового перетворення $T_{н.ф.п.}$. Тому основними параметрами термічного циклу ділянки знеміцнення є максимальна температура нагріву $T_{max} = T_{н.ф.п.}$ і тривалість $t_{от}$ (або t_p) перебування металу під час зварювання при температурі вище температури відпустки $T_{от}$ (або початку рекристалізації обробки $T_{н.р.о...}$) (див. рис. 1.1, б).

					МР. 132. 6121м. 02. 05. 01. ПЗ.	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		14

Схильність основного металу до знеміцнення при зварюванні - у ряді випадків одна з важливих характеристик зварюваності високоміцних сталей (переважно мартенситних). Однак при виборі технології та режимів зварювання ця характеристика є допоміжною [6,7].

В основному, зварюваність більшості матеріалів оцінюють за змінами фазового складу і структури металу в навколошовній зоні, від яких найбільшою мірою залежать технологічна та експлуатаційна міцність зварних з'єднань і конструкцій.

Високоміцні сталі набувають необхідні механічні властивості після термічної обробки. Тому ТЦ зварювання може призвести до суттєвих змін властивостей сталі. Зіставлення термічних циклів зварювання і термічної обробки показує, що при термічній обробці металу в печі температура нагріву зазвичай перевищує точку A_{c3} не більше ніж на 100 - 150 град, а при зварюванні максимальні температури нагріву навколошовній зони близькі до температури плавлення. Швидкості нагрівання при зварюванні в десятки і сотні разів вище, ніж при пічної термічній обробці. Тому при зварюванні інтенсивно росте зерно аустеніту, а ступінь його гомогенізації, як правило, невисока. Це істотно позначається на стійкості аустеніту при охолодженні металу і температурних інтервалах його перетворення.

Аналізуючи фазові і структурні особливості формування зварних з'єднань, слід зазначити, що основні проблеми зварювання низьколегованих високоміцних сталей пов'язані з первинною кристалізацією металу шва та вторинною кристалізацією як металу шва, так і навколошовної зон. До основних проблем відносяться:

- утворення гарячих тріщин;
- утворення холодних тріщин;
- знеміцнення металу і проблема забезпечення рівномірності з'єднань і основного металу;
- можливість зниження стійкості металу проти переходу в крихкий стан.

					MP. 132. 6121м. 02. 05. 01. ПЗ.	Арк.
						15
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

Вирішення цих проблем визначає зварюваність і є метою розробки технології зварювання низьколегованих високоміцних сталей.

Зварюваність - здатність давати зварні з'єднання з необхідними характеристиками за економічно доцільною технологією [6,7]. Хороша зварюваність сталей означає забезпечення стійкості проти утворення гарячих тріщин (ГТ), холодних тріщин (ХТ), окрихчення, а також необхідний рівень експлуатаційних властивостей.

Механізм утворення гарячих тріщин обумовлює два фактори:

- Силовий фактор, який визначається рівнем напружень і темпом наростання напружень і деформацій в температурному інтервалі крихкості;
- Металургійний фактор, обумовлений хімічної неоднорідністю металу шва та первинної структурою.

Механізм утворення холодних тріщин обумовлений дією трьох основних чинників:

- силового фактора, що визначається рівнем напружень;
- структурного фактора, що залежить від хімічного складу сталі і термічного циклу зварювання;
- водневого чинника, що визначається кількістю дифузійного водню в сталі.

Оскільки хімічний склад металу шва і околосшовної зони відіграє важливу роль, як при утворенні холодних, так і гарячих тріщин, то для визначення стійкості проти тріщин високоміцних сталей введений умовний показник - еквівалент вуглецю. У деяких країнах, наприклад Японії, еквівалентний вміст вуглецю $C_{\text{екв}}$ введено в сертифікат на сталь. Цей показник дозволяє в першому наближенні розподілити стали по групах. Він визначається за формулою [7]

$$C_{\text{екв}} = C + \frac{\text{Mn}}{6} + \frac{\text{Si}}{24} + \frac{\text{Ni}}{40} + \frac{\text{Cr}}{5} + \frac{\text{Mo}}{4} + \frac{\text{V}}{14} + \frac{\text{Cu}}{13} + \frac{\text{P}}{2} + 0,024\delta, \quad (1.1)$$

де C, Mn, Si і т. д. - процентний вміст елементів у сталі; δ - товщина металу, см.

					MP. 132. 6121м. 02. 05. 01. ПЗ.	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		16

При величині $C_{\text{екв}}$ до 0,25 сталь відноситься до добре зварюваних будь якими способами зварювання. Якщо $C_{\text{екв}} > 0,25$, то необхідно проводити додаткову оцінку зварюваності. У низьколегованих високоміцних сталях $C_{\text{екв}}$ може змінюватися в межах від 0,4 до 1,0.

Еквівалентний вуглець не враховує всі перераховані вище фактори впливу на утворення ГТ і ХТ, тому в світі існують десятки розрахункових та експериментальних методик визначення стійкості зварних з'єднань проти ХТ і ГТ. Деякі з них, як і методики визначення стійкості зварних з'єднань проти переходу в крихке стан, будуть наведені далі.

1.2. Засоби запобігання гарячих тріщин

Механізм утворення гарячих тріщин докладно описаний в [7].

Тріщини утворюються під дією напружень, які виникають в зварному з'єднанні в результаті нерівномірного розподілу температури і пластичних деформацій металу при нагріванні і охолодженні. При кристалізації й охолодженні металу шва і околосшовної зони в них діють розтягуючі напруження, які призводять до пружних і пластичних деформацій. Якщо величина пластичної деформації перевищує пластичність металу, то виникають гарячі тріщини, які обумовлені впливом діючих напружень (силовий фактор) і низькою пластичністю металу. Пластичність визначається хімічним складом, величиною і формою кристалітів, структурними складовими, хімічної і фізичної мікронеоднорідністю металу (металургійний фактор).

Здатність зварного з'єднання без руйнування сприймати деформації, викликані термдеформаційним циклом зварювання, визначає рівень технологічної міцності металу. Відповідно до теорії технологічної міцності металів опір зварного з'єднання утворенню гарячих тріщин визначається такими основними факторами, як характер наростання деформації при охолодженні (температура деформації) зварного з'єднання, пластичність металу в температурному інтервалі крихкості і величина цього інтервалу. З урахуванням

					MP. 132. 6121м. 02. 05. 01. ПЗ.	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		17

впливу зазначених факторів розроблені наступні засоби запобігання гарячих тріщин.

Підвищення чистоти сталей і сплавів видаленням шкідливих домішок, з яких в першу чергу необхідно виділити сірку, і легування шва елементами, які підвищують стійкість проти кристалізаційних тріщин.

Важливим елементом в сталях є вуглець, який визначає їх структуру і механічні властивості. Разом з тим вуглець різко негативно впливає на стійкість металу проти гарячих тріщин. Він посилює також негативний вплив сірки. У зв'язку з цим при зварюванні в металі шва зберігають мінімально необхідну для забезпечення механічних властивостей концентрацію вуглецю, яка ще не викликає кристалізаційних тріщин.

Утворенню кристалізаційних тріщин сприяє кремній, але в значно меншій мірі, ніж вуглець, тому при зварюванні вуглецевих і низьколегованих сталей оптимальною вважається концентрація кремнію в шві 0,15 ... 0,6%, яка не викликає гарячих тріщин і забезпечує зміцнення металу.

Найбільш сприятливим елементом, який ефективно підвищує стійкість швів проти кристалізаційних тріщин, є марганець. Він переводить сірку з легкоплавких сульфідів заліза і евтектики в тугоплавкий сульфід марганцю. Спільний вплив концентрації сірки, вуглецю та марганцю на стійкість металу проти кристалізаційних тріщин показано на рис. 1.2.

Підвищення вмісту марганцю в металі, як і збільшення концентрації закису марганцю MnO в шлаку, сприяє переходу сірки в шлак.

З рис. 1.2 [7] видно, що чим більше вміст вуглецю в сталі, тим більшим має бути співвідношення Mn/S , щоб запобігти утворенню кристалізаційних тріщин. Наприклад, при 0,12% С це співвідношення повинно бути більше 10, а при 0,16% С - більше 40.

Зменшення величини первинних кристалітів металу шва можливо:

- зміною його хімічного і фазового складу;
- зміною характеру кристалізації;
- зміною форми зварювальної ванни;

					МР. 132. 6121м. 02. 05. 01. ПЗ.	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		18

- електромагнітним перемішуванням;
- механічною вібрацією електрода;
- введенням в шов ультразвукових коливань;
- створенням центрів кристалізації (елементи-модифікатори, металева крупка);
- використанням дрібнозернистого основного металу і т. п.

Зменшення впливу напружень розтягу і зниження темпу деформації металу в температурному інтервалі крихкості (ТІК) досягається застосуванням попереднього підігріву, раціональним проектуванням зварних конструкцій, раціональним порядком виконання зварних швів при оптимальному закріпленні деталей.

Попередній підігрів є досить ефективним способом попередження кристалізаційних тріщин. При цьому зменшується швидкість охолодження шва, знижується темп наростання пружно-пластичної деформації і зменшується величина напружень розтягу. Для середньовуглецевих сталей частіше застосовують попередній підігрів до температури 250 ... 300°C. При зварюванні низьковуглецевих низьколегованих високоміцних сталей температура попереднього підігріву може бути істотно нижче.

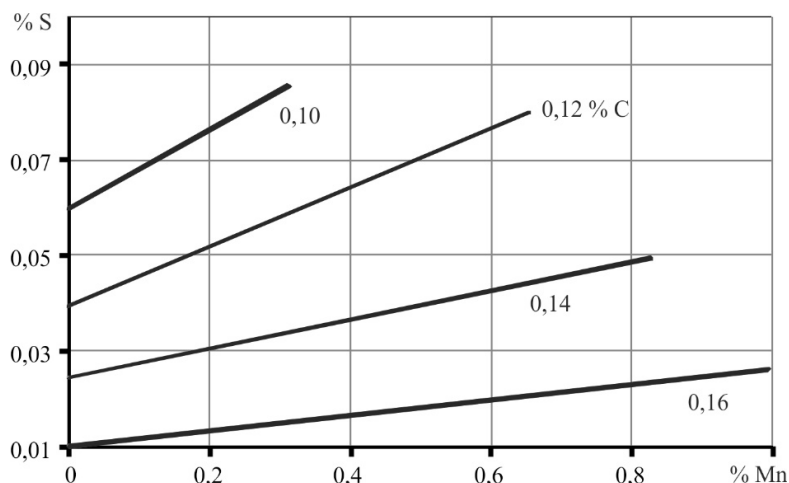


Рис. 1.2 Утворювання кристалізаційних тріщин в металі кутового шва залежно від концентрації сірки, вуглецю та марганцю. Поля діаграми вище кривих відповідають наявності тріщин, нижче – відсутності.

Аналізуючи металургійні способи запобігання виникнення кристалізаційних тріщин, потрібно відзначити, що вони ефективні при відносно низькому вмісті вуглецю в металі шва. Підвищення стійкості проти тріщин при всіх способах зварювання досягається, в першу чергу, зменшенням концентрації вуглецю в металі шва. Цьому сприяють застосування низьковуглецевих зварювальних матеріалів (дроту) малого діаметра, зменшення сили струму і швидкості зварювання, використання постійного струму прямої полярності, дводугового зварювання в роздільних ваннах. В останньому випадку сила струму першої дуги повинна бути менше, ніж другий. Для зменшення частки основного металу в шві при наплавленні зменшують крок наплавлення.

Використовуючи попередній підігрів, слід пам'ятати, що надмірний підігрів може посилити утворення тріщин в результаті збільшення вмісту вуглецю за рахунок підвищення частки основного металу в шві.

При будь-якому хімічному складі металу шва гарячі тріщини можуть утворюватися в кратері, тому не слід раптово обривати дугу в кінці шва. Електрод перед обривом дуги потрібно відвести на 1 ... 2 см в сторону від шва, а при автоматичному зварюванні вивести на вивідну планку. При відсутності такої можливості кратер слід заварити.

Стійкість металу проти утворення гарячих тріщин можна визначити різними методами, які мають відповідні кількісні показники. Існують розрахункові та експериментальні методи [6,7]. Одним з розрахункових методів є визначення еквівалентної концентрації вуглецю $C_{\text{екв}}$:

$$C_{\text{екв}} = C + \frac{\text{Mn}}{6} + \frac{\text{Cr} + \text{Mo} + \text{V}}{5} + \frac{\text{Ni} + \text{Cu}}{15} \% . \quad (1.2)$$

При розрахунках $C_{\text{екв}}$, зазвичай, сталь вважається не схильної до гарячих тріщин, якщо $C_{\text{екв}} \leq 0,45\%$. Одна з формул для розрахунку $C_{\text{екв}}$, прийнята в Японії, наведена вище (див. формулу (1.1)).

Для більш реальної оцінки стійкості стали проти гарячих тріщин рекомендуються певні обмеження умов розрахунків. Наприклад, для низьколегованих сталей рекомендовані різні коефіцієнти для обчислення

					МР. 132. 6121м. 02. 05. 01. ПЗ.	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		20

еквівалентної концентрації вуглецю в залежності від концентрації в сталі вуглецю і легуючих елементів.

Уілкінсон запропонував для вуглецевих і низьколегованих сталей використовувати показник схильності до гарячих тріщин HCS (hot cracking sustainability):

$$HCS = \frac{C(S+P+0,04Si+0,01Ni) \cdot 10^2}{3Mn+Cr+Mo+V}, \quad (1.3)$$

де символами елементів позначена їх концентрація в % мас. Якщо HCS < 4, гарячі тріщини не з'являються. Умовою відсутності гарячих тріщин для високоміцних сталей ($\sigma_B > 700$ МПа) великої товщини є HCS < 2.

Для визначення схильності легуваних сталей до утворення гарячих тріщин розраховують критичну швидкість деформації за рівнянням

$$v_{кр} = 19 - 42C - 411S - 3,3Si + 5,6Mn + 6,7Mo \text{ мм / хв.} \quad (1.4)$$

Якщо $v_{кр} > 6,0$, то гарячі тріщини не утворюються, якщо $v_{кр} \leq 1,8$, то вони з'являються.

Для хромонікелевих аустенітних сталей користуються відношенням еквівалентних концентрацій хрому і нікелю:

$$\frac{Cr_{\text{екв}}}{Ni_{\text{екв}}} = \frac{Cr+1,37Mo+1,5Si+2Nb+3Ti}{Ni+0,31Mn+22C+14,2N+Cu} \cdot \quad (1.5)$$

Сталь вважається стійкою проти гарячих тріщин, якщо $P + S = 0,02 \dots 0,035\%$ і

Для аустенитно-феритних сталей визначають критерій

$$L = 299C + 8Ni + 142Nb - 5,5(\delta\text{-Fe})^2 - 105, \quad (1.6)$$

де $(\delta\text{-Fe})$ - відсоток дельта-фериту в структурі металу шва.

При $L > 0$ сталь вважається схильною до гарячих тріщин.

Схильність металу до утворення гарячих тріщин можна оцінити також шляхом дослідження технологічних проб, які імітують зварні з'єднання різних конструкцій. Суть таких випробувань полягає в тому, що метал, в якому не виникають тріщини в штучно створених умовах деформації, не повинен руйнуватися і в реальних виробках.

					MP. 132. 6121м. 02. 05. 01. ПЗ.	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		21

Є багато методів технологічних випробувань, з яких найбільш відомі такі: зварювання пластин в жорсткому закріпленні, проба Болленрата, методи MBTU, IMET, Варенстрейнта та ін.

Визначення критичної швидкості деформації. Це один із сучасних методів випробувань, при якому в процесі зварювання метал деформують з певною швидкістю і визначають ту найбільшу швидкість деформації, при якій тріщини відсутні, або ту найменшу швидкість деформації, при якій з'являються тріщини (критична швидкість деформації).

Кожен з багатьох існуючих методів випробувань має свої переваги, недоліки і область застосування. Всі вони не дають абсолютних результатів, а тільки порівняльні оцінки.

1.3. Засоби запобігання холодних тріщин

Механізм утворення холодних тріщин докладно вивчається в курсі «Теорія процесів зварювання» і описаний в навчальному посібнику [6]. Основними факторами, що визначають утворення холодних тріщин є: 1) рівень зварювальних напружень 1-го роду; 2) структурний стан металу зварного з'єднання, який характеризується кількістю і властивостями мартенситу, що знижує опір уповільненому руйнуванню металу; 3) концентрація дифузійного водню.

З урахуванням впливу зазначених факторів розроблені наступні основні засоби запобігання холодних тріщин.

Регулювання рівня зварювальних напружень досягається раціональним проектуванням зварних конструкцій, зварювальної оснастки і вибором послідовності процесу. При цьому зазвичай рекомендується нежорстке закріплення зварювальних елементів і зниження жорсткості деталей і вузлів. Однак, як було встановлено професором А.М. Макарою та іншими авторами, при зварюванні сталей 35ХЗНЗМ, 30ХГСА, 40Х збільшення реактивних напружень і розтягнення зварного з'єднання може підвищити стійкість металу проти холодних тріщин. Це пояснюється підвищенням температури початку

					МР. 132. 6121м. 02. 05. 01. ПЗ.	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		22

мартенситного перетворення T_n і зміною його кінетики. Саме більш високими реактивними напруженнями, а внаслідок цього підвищенням T_n та уповільненням швидкості охолодження в області низьких температур, пояснюється більш сильний самовідпуск мартенситу околосшовної зони, що разом з високою пластичністю аустеніту забезпечує більшу стійкість проти холодних тріщин при зварюванні сталей, що гартуються, аустенітним швом в порівнянні з ферітоперлітним.

Ефективність навмисного навантаження та деформування при зварюванні високоміцних сталей, що гартуються, залежить від їх хімічного складу, структури і властивостей і вимагає вивчення в кожному конкретному випадку. Для сталі 35ХЗНЗМ така промислова технологія була розроблена, але, як правило, рекомендують зниження рівня напружень при зварюванні.

Регулювання структури металу зварних з'єднань. Перетворення аустеніту при охолодженні можуть проходити при постійній температурі, і тоді будують діаграми ізотермічного розпаду аустеніту (ІРА), які використовують при розробці режимів термічної обробки. При зварюванні мають місце перетворення при безперервному охолодженні металу. Тому будують діаграми анізотермічного розпаду аустеніту (АРА). В англomовній літературі ці діаграми часто називають ТТТ-діаграмами - time-temperature-transformation (час-температура-перетворення).

Найбільш точно відображають структурні перетворення в зварних з'єднаннях термодінемічні діаграми, які будують в умовах термодеформаційного циклу зварювання. Термодінемічна діаграма показана на рис 1.3 [7].

Перетворення аустеніту в металі шва типу 10ХГ2СЧ проходить в мартенситній, бейнітній і феритній областях. Завдяки високій стійкості аустеніту стали феритна область досить вузька. Ферит утворюється тільки при дуже малій швидкості охолодження ($1,6^{\circ}\text{C}/\text{c}$). При цій швидкості утворюється 5% фериту. Надалі утворюється 87% бейніту і 8% мартенситу.

					МР. 132. 6121м. 02. 05. 01. ПЗ.	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		23

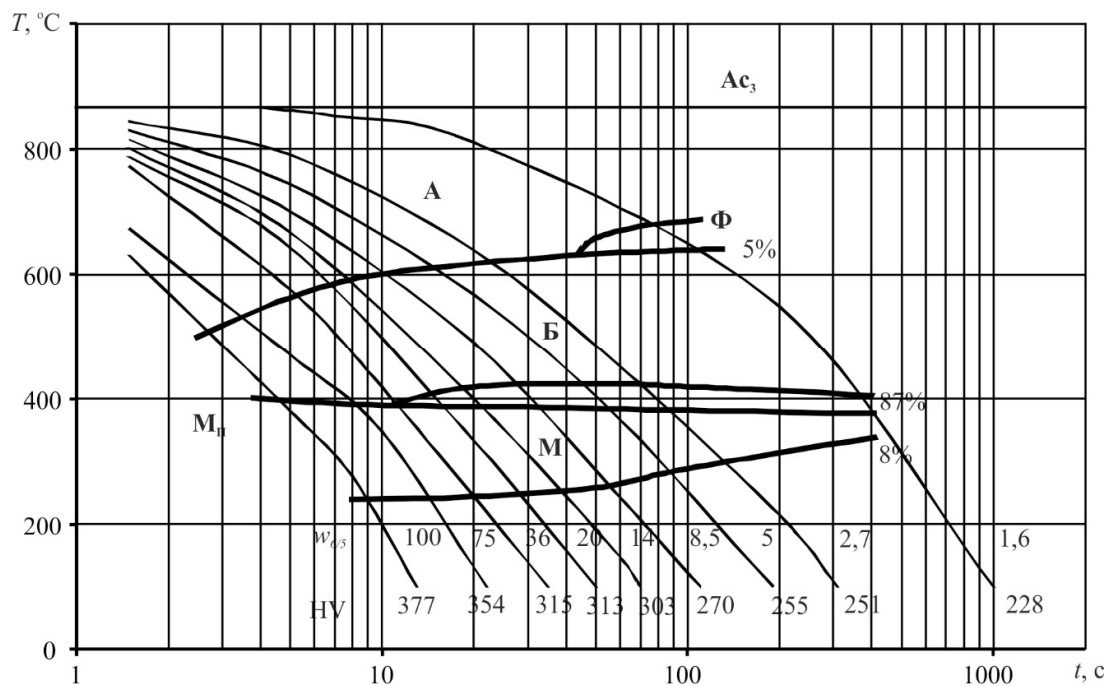


Рис. 1.3 Термокінетична діаграма перетворення аустеніту металу шва сталі типу 10ХГ2СЧ (температура нагріву 1350°C, швидкість нагріву 150°C/с)

Бейнітна і мартенситна області розділені вузькою зоною відносної стабільності аустеніту, яка відсутня при швидкостях охолодження, більших 36°C / с. При швидкостях 100 ... 2,7°C/с перетворення відбувається тільки в бейнітній і мартенситній областях. Зі зменшенням швидкості охолодження температура початку перетворення аустеніту підвищується від 500 до 650°C. Температура початку мартенситного перетворення знижується з 400 до 390°C, а кінця перетворення підвищується від 240 до 330°C.

На лініях кінців феритного, бейнітного і мартенситного перетворень цифрами позначені відсотки відповідних фаз в структурі, а на лініях охолодження - твердість металу. Твердість мартенситу визначається концентрацією вуглецю і мало залежить від концентрації легуючих елементів.

За характером діаграм розпаду аустеніту стали поділяють на три групи.

Перша група включає в себе стали з низькою стабільністю аустеніту при температурах феритно-перлітного перетворення.

Друга група включає в себе стали з низькою стабільністю аустеніту при температурах бейнітного перетворення.

Третя група включає в себе сталі з високою стабільністю аустеніту при температурах перлітного і бейнітного перетворень.

Для сталей першої групи (вуглецеві і низьковуглецеві без карбідотворюючих елементів) найважливішою є швидкість охолодження в інтервалі 600 ... 500°C. В межах практично всіх режимів зварювання можна отримати ферито - перлітну або перлітно - бейнітну структуру, що не схильна до холодних тріщин. Для цього збільшують погонну енергію зварювання, проводять попередній підігрів до 100 ... 300°C.

Для сталей другої групи (низьковуглецеві низько- і середньолегованих з бейнітною мартенситною структурою) ефективним є помірний попередній підігрів до 80 ... 130°C, що сприяє самовідпуску мартенситу.

Для сталей третьої групи (середньовуглецеві середньолеговані з карбідотворюючими елементами) при зварюванні характерно мартенситне перетворення. Для них важливо час перебування при температурі вище 1000°C, тому при зварюванні ефективно зменшення погонної енергії, використання висококонцентрованих джерел тепла і підігріву для уповільненої охолодження і самовідпуску мартенситу.

У всіх випадках ідеальним є зварювальний термічний цикл, при якому метал швидко нагрівається і охолоджується при температурах вище температури A_3 і повільно охолоджується в області бейнітно-мартенситних перетворень (нижче A_1).

Реальні цикли, близькі до ідеального, можна отримати з попереднім підігрівом при електронно-променевому зварюванні і багатопроводовому дуговому зварюванні товстого металу. Наприклад, при електронно-променевому зварюванні опір уповільненому руйнуванню сталей може бути в 3 рази більше, ніж при звичайному дуговому зварюванні під флюсом.

Опір сповільненому руйнуванню сталей збільшується після електрошлакового й електронно-променевого переплаву, що пов'язано з підвищенням хімічної і механічної однорідності металу.

					MP. 132. 6121м. 02. 05. 01. ПЗ.	Арк.
						25
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

Одним з ефективних методів запобігання холодних тріщин є зварювання високопластичним аустенітним швом. Технологія застосовується в тих випадках, коли равнопрочность зварних з'єднань і основного металу не потрібна.

Запобігання холодних тріщин сприяє зварювання попередньо наплавлених кромок аустенітним, феритним або тим же основним металом, що призводить до рівномірного розподілу неметалевих включень в переплавленому металі. Крім того, при наплавленні навколошовна зона проходить відпусток, що також зменшує небезпеку утворення тріщин.

Всі фактори, які сприяють впорядкуванню атомної будови металу на кордонах і залученню до пластичної деформації тіла зерна, підвищують стійкість проти холодних тріщин. Чим менше перегрів металу, вище температура початку мартенситного перетворення, менше швидкість охолодження і вище пластичність мартенситу, тим менше ймовірність утворення холодних тріщин.

Радикальним способом регулювання структури металу зварного з'єднання є термічна обробка до мартенситного перетворення. Це може бути час від декількох хвилин до декількох годин. Воно завжди регламентується технологією. При виготовленні відповідальних важко навантажених конструкцій проводять повну термічну обробку (загартування з наступним відпуском) за режимами, встановленими для основного металу.

Якщо неможливо виконати повну термічну обробку конструкції, то проводять високий чи низький відпусток. Більш ефективний високий відпусток, що запобігає мартенситне перетворення і повністю знімає зварювальні напруження. Для малих товщин достатнім може бути місцевий короточасний відпусток 2...5 хв.

Зменшення концентрації водню в основному металі і в металі шва - ефективний шлях запобігання холодних тріщин. Негативний вплив водню найбільш сильно проявляється при зварюванні сталей з низьким вмістом вуглецю і легуючих елементів.

					MP. 132. 6121м. 02. 05. 01. ПЗ.	Арк.
						26
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

Зменшити концентрацію водню в зварних з'єднаннях можна шляхом обмеження доступу водню і водяної пари в зону зварювання, зв'язування водню в нерозчинні гази, технологічними засобами та ін.

1.4. Крихке руйнування зварних з'єднань

Руйнування зварних з'єднань, як і основного металу, може мати різний характер [6,7]. Розрізняють пластичне (в'язке) і крихке руйнування матеріалу. Для пластичного руйнування стали характерні матова поверхня з волокнистою будовою, зазвичай розташована похило (приблизно під кутом 45 град) по відношенню до напрямку дії головних нормальних напружень, а також значні пластичні деформації в зоні руйнування. Для крихкого руйнування характерні блискуча з зернистим будовою поверхня, розташована зазвичай перпендикулярно до напрямку дії головних нормальних напружень, а також відсутність помітних пластичних деформацій в зоні руйнування. Такі руйнування відбуваються раптово і супроводжуються катастрофічними наслідками, тому зварні конструкції повинні бути стійкими проти крихкого руйнування.

Виготовлення зварних конструкцій без ГТ і ХТ не гарантує відсутності крихких руйнувань зварних з'єднань в умовах складного напруженого стану і низьких температур. Причинами руйнувань можуть бути як макроскопічні концентратори напружень типу підрізів по краю шва, шлакових включень та інших макродефектів, так і мікротріщини, скупчення вакансій, дислокацій і перехід металу в крихкий стан.

Опір металу крихкому руйнуванню залежить не тільки від його властивостей, але і від ряду зовнішніх факторів, основні з яких:

- температура експлуатації або випробувань;
- швидкість навантаження;
- характер напруженого стану;
- корозійний та адсорбційний вплив зовнішнього середовища;
- запас пружної енергії в конструкції.

					MP. 132. 6121м. 02. 05. 01. ПЗ.	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		27

Пластична деформація є результатом дії дотичних напружень і зрушень по площинах, які проходять по діагоналях кубічної решітки сталі. Руйнування від дотичних напружень називають руйнуванням на зріз. Крихке руйнування відбувається по гранях кубічної решітки під дією нормальних напружень. Таке руйнування називають руйнуванням на відрив. Вплив температури на опір зрізу і відриву показано на рис. 1.4 [7].

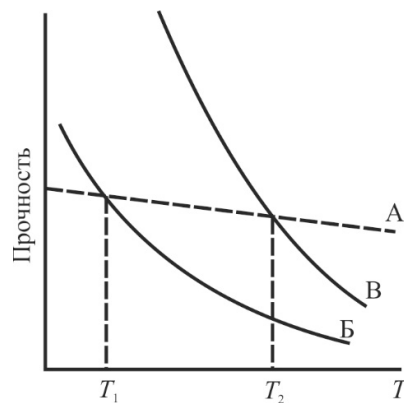


Рис. 1.4 Вплив температури на зміну крихкої міцності (крива А) і границі плинності при відсутності (крива Б) і наявності (крива В) концентратора напружень

Як видно з рис. 1.4, при наявності концентратора напружень границя плинності сталі біля кореня підрізу підвищується. Залежно від наявності або відсутності концентратора напружень і його характеру перехід сталі від пластичного руйнування до крихкого відбуватиметься в інтервалі температур $T_2 - T_1$.

Процес крихкого руйнування складається з двох стадій: зародження і поширення тріщини. Робота, що витрачається на цих стадіях, неоднакова. Співвідношення між витраченою енергією на стадіях зародження і розвитку тріщин можуть бути різними.

Зародження тріщини в основному металі може бути викликане як взаємодією дефектів кристалічної решітки (дислокацій, вакансій), так і макродефектів в конструкції. При нестачі пружної енергії, накопиченої в звареної конструкції, тріщина для свого розвитку потребує підведення енергії ззовні.

При досягненні тріщиною критичного розміру швидкість її поширення різко зростає до граничного значення, що залежить від умов руйнування і властивостей металу. Максимальна швидкість досягає 38% від швидкості поширення в даному матеріалі поздовжніх звукових хвиль. Тріщина поширюється, якщо робота зовнішніх сил компенсує енергію утворення поверхонь розділу і енергію локалізованої пластичної деформації у вершині тріщини. Загальна енергія γ' включає в себе справжню поверхневу енергію γ_s і роботу пластичної деформації γ_p . Критичне руйнівне напруження $\sigma_{кр}$ визначається рівнянням:

$$\sigma_{кр} = 2E\gamma' / \sqrt{\pi c}, \quad (1.7)$$

де E - модуль пружності, γ' - загальна енергія; c - напівдовжина тріщини.

У зварних з'єднаннях крихке руйнування зазвичай спостерігається у дефектів зварних швів і в зоні термічного впливу. Це пов'язано не тільки з наявністю макроскопічних дефектів у сполуках, але також з істотною зміною структури і властивостей основного металу під впливом зварювального термічного циклу і залишкових зварювальних напружень. Найбільш важливими структурними чинниками, що визначають стійкість зварних з'єднань проти крихкого руйнування, є розмір зерна і фазові перетворення в металі шва і в околосшовної зоні. Завданням розробників технології зварювання металів є забезпечення стійкості зварних з'єднань проти крихкого руйнування на рівні стійкості основного металу.

Стійкість проти крихкого руйнування залежить не тільки від властивостей металу, але і від умов його роботи, наявності концентратора напружень, наприклад тріщини (гострого надрізу) та ін. У зв'язку з цим існує багато способів дослідження стійкості металу проти крихкого руйнування, як при статичному, так і динамічному навантаженні на зразках, а також при імітації реальних конструкцій та умов їх роботи.

					МР. 132. 6121м. 02. 05. 01. ПЗ.	Арк.
						29
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

Існуюча тенденція локалізації деформації обумовлює застосування для досліджень зразків з надрізами різного типу і гостроти. Високою чутливістю характеризуються методи випробувань при наявності гранично гострого надрізу - попередньо створеної тріщини.

Кількісним показником стійкості металу проти крихкого руйнування служить або ударна в'язкість, або робота удару.

У суднобудуванні широко застосовуються випробування на ударний вигин з напівкруглим або гострим надрізом, які мають скруглення $(1,0 \pm 0,1)$ мм і $(0,250 \pm 0,025)$ мм відповідно. Найчастіше використовують зразки з гострокутним надрізом (зразки Шарпі). Зразки вирізають зі зварного з'єднання, що підлягає дослідженню, поперек шва таким чином, щоб надріз розташовувався в металі шва, околешовної зоні або основному металі.

Зразки випробовують при різній температурі відповідно до вимог класифікаційних товариств і визначають роботу удару KV або ударну в'язкість KCV для кожної ділянки металу зварного з'єднання. За результатами випробувань будують графік зміни ударної в'язкості або роботи удару в залежності від температури випробувань, як показано на рис. 1.5, і визначають температури T_1 і T_2 . [7]. Інтервал температур T_1 - T_2 характеризується значним розкидом результатів випробувань.

Критеріями холодноламкості можуть служити:

- а) температура досягнення деякої мінімальної величини ударної в'язкості;
- б) температура T_1 , нижче якої відбувається істотне зниження ударної в'язкості;
- в) температура T_2 або середня температура між T_1 і T_2 ;
- г) температура появи перших кристалічних ділянок або температура, при якій певна частка площі зламу стає кристалічною (наприклад, відсоток волокнистості зламу дорівнює 50%). Характер зламу досить чутливий до температури випробувань.

					MP. 132. 6121м. 02. 05. 01. ПЗ.	Арк.
						30
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

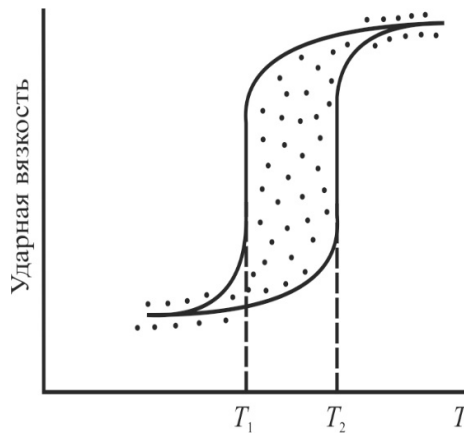


Рис. 1.5 Вплив температури випробувань на ударну в'язкість металу

Розглянутий метод, як і інші методи кількісної оцінки, має ряд недоліків, пов'язаних з розмірами зразків, типом надрізу, інтегральною роботою руйнування, він дозволяє отримати тільки порівняльні дані по опору крихкому руйнуванню.

Основним його недоліком є те, що обумовлена робота включає в себе дві складові: роботу виникнення і роботу розповсюдження (руху) тріщини. Ці складові відіграють різну роль в оцінці експлуатаційної тріщиностійкості. Як показав аналіз аварійних руйнувань та їх наслідків у зварних конструкціях, для них найбільш важлива саме друга частина, робота поширення тріщини. На жаль, виділити її з роботи удару неможливо. З цієї точки зору краще використовувати при випробуванні на ударний вигин зразки з гострим надрізом, у яких робота зародження тріщини менше, ніж у зразках з напівкруглим.

Набагато більш об'єктивну оцінку реальної тріщиностійкості дають критичні коефіцієнти інтенсивності напружень (K_{IC}), але їх використання обмежується трудомісткістю експериментального визначення.

Здатність матеріалів опиратися розвитку таких дефектів визначає працездатність зварних конструкцій.

1.5 Висновки. Мета і завдання роботи.

Якість зварного з'єднання, його механічні властивості істотно залежать від режиму зварювання. Оптимальні параметри режиму можуть бути знайдені експериментально або на підставі розрахунків. Перший шлях вимагає великих витрат часу і коштів, тому в повсякденній практиці зазвичай користуються розрахунковими методами. Тому метою цієї роботи були аналіз та систематизація існуючих розрахункових методів і на цій основі механізація розрахункової оцінки зварюваності (схильності до утворення холодних і гарячих тріщин), розрахунку параметрів режиму, очікуваної структури і механічних властивостей зварних з'єднань і металу шва.

Для досягнення цієї мети необхідно було вирішити такі завдання.

1. Виконати аналіз літератури за методиками оцінки зварюваності, методам розрахунку очікуваної структури ЗТВ і механічних властивостей ЗТВ і наплавленого металу.

2. Розробити алгоритм і програму розрахунку на ЕОМ параметрів технологічного процесу автоматичного зварювання під флюсом стикових з'єднань, очікуваних структури і властивостей ЗТВ і наплавленого металу

3. Виконати розрахунок для зварювання стикових і таврових з'єднань плоскої секції з низьколегованої високоміцної сталі. Порівняти результати розрахунку з даними, отриманими традиційним методом з використанням діаграм термодинамічного перетворення аустеніту.

2 Вибір розрахункових методів оцінки зварюваності

При розробці технології зварювання високоміцних сталей доводиться, крім оцінки схильності до утворення гарячих і холодних тріщин, вирішувати задачу визначення параметрів режиму і технологічних прийомів, що забезпечують отримання потрібної структури і механічних властивостей металу ЗТВ. Це завдання звичайно вирішується в такій послідовності.

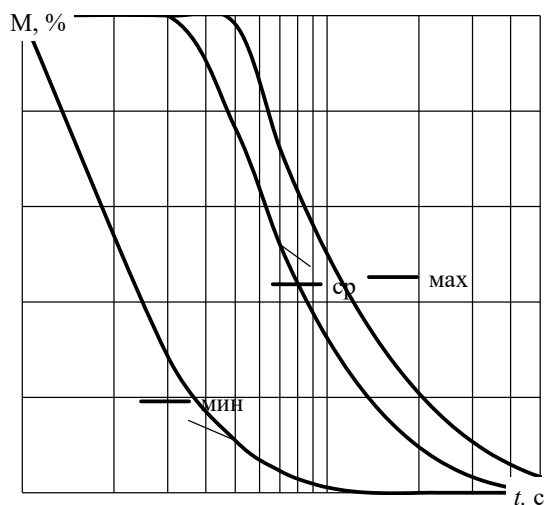
Спочатку призначаються параметри режиму зварювання: струм, напруга на дузі, швидкість зварювання. Потім аналізуються очікувані структурні фази, твердість металу ЗТВ і при необхідності призначається температура попереднього підігріву. Для цього використовують накладення кривої охолодження на діаграму термодинамічного перетворення аустеніту або анізотермічного розпаду аустеніту (АРА). Побудова таких діаграм досить складна і вони отримані, поки, далеко не для всіх марок сталей.

Крім того, при великій різноманітності використовуваних при зварюванні марок сталей для кожної з них нормативні документи встановлюють для основних легуючих елементів або граничну величину (не більше), або діапазон (від ... до). Разом з тим відомо, що зміна вмісту елементів (наприклад, вуглецю, марганцю, кремнію і деяких інших) навіть в межах, встановлених нормами, може помітно змінити структуру і механічні властивості металу ЗТВ.

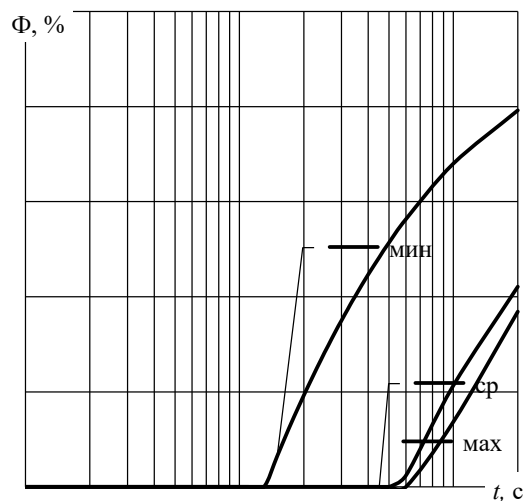
Для прикладу в табл.2.1 наведено хімічний склад сталі 09Г2, встановлений стандартом, і склад, для якого побудована діаграма термодинамічного перетворення аустеніту (наявна в літературі), а на рис.2.1 - фазовий склад ЗТВ, отриманий розрахунком для мінімального, номінального (для якого побудована діаграма ТКП аустеніту) і максимального вмісту хімічних елементів.

Таблиця 2.1. Хімічний склад сталі підвищеної міцності 09Г2

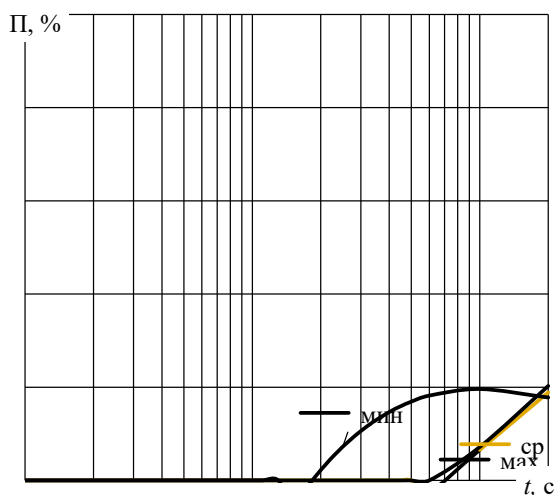
Елементи	C	Mn	Si	Cr	Ni	Cu	S	P
По ГОСТ 19281-89	≤ 0,12	1,4...1,8	0,17...0,37	≤ 0,3	≤ 0,3	≤ 0,3	≤ 0,04	≤ 0,035
По діаграмі ТКП	0,11	1,68	0,30	0,15	0,16	0,15	-	-
Середнє значення	0,06	1,60	0,27	0,15	0,15	0,15	0,02	0,017



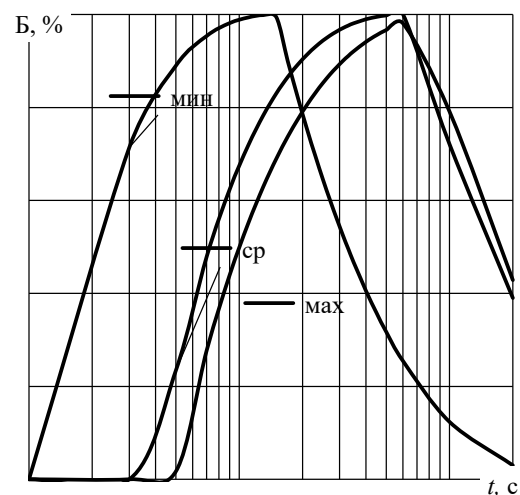
а



б



в



г

Рис. 2.1 Кількість мартенситу (**а**), фериту (**б**), перліту (**в**) і бейніту (**г**) в 3ТВ сталі 09Г2в залежності від часу охолодження 850...500 °С при мінімальному, номінальному і максимальному складу легуючих елементів

Як видно з рисунка, зміна хімічного складу навіть в межах, встановлених нормами, може істотно змінити фазовий склад. Так, при часу охолодження 10 с, зміст мартенситу змінюється практично від 0 до 50%, а бейніту від 100 до 50%. При часу охолодження 50 с зміст фериту змінюється від 0 до понад 50%, а перліту від 0 до 17%. Таким чином, перспективним є застосування для вирішення цього завдання саме розрахункових методів.

2.1 Методи розрахунку очікуваної структури і механічних властивостей в зоні термічного впливу при зварюванні

У ІЕЗ ім. Патона на основі аналізу літературних даних і дослідження близько 150 діаграм термкінетичного розпаду аустеніту, розроблені математичні моделі [8,9]. Вони дозволяють розрахунком з достатнім ступенем точності, прогнозувати фазовий склад високотемпературних ділянок ЗТВ низьколегованих сталей і показники її механічних властивостей в залежності від хімічного складу і тривалості охолодження в діапазоні 850...500°C точок, що нагріваються по термічному циклу зварювання до максимальної температури 1350°C.

Вони можуть бути використані для сталей, що містять не більше: 0,4% C; 2% Mn; 0,8% Si; 2% Cr; 1% Mo; 1,5% Ni; 0,3% V; 0,06% Ti; 0,06% Al; 0,1% Nb; 0,5% W; 0,5% Cu, при термічних циклах, що забезпечують час охолодження t в інтервалі 850 ... 500°C від 5 до 200с.

2.1.1 Розрахунок очікуваного структурного (фазового) складу

Аналіз великої кількості термкінетичних діаграм показав, що процентне співвідношення структурних складових в ЗТВ в залежності від часу охолодження з досить добрим наближенням можна описати наступними моделями.

Кількість мартенситу

$$M(t) = 100 \left[1 - \Phi \left(\frac{\ln t - \ln t_M}{\ln S_M} \right) \right], \% \quad (2.1)$$

де t – тривалість охолодження, с, в інтервалі температур від 850 до 500°C;

t_M - тривалість охолодження, відповідна утворенню структури металу з 50% вмістом мартенситу;

S_M - параметр, що характеризує крутизну спаду кривої змісту мартенситу в міру збільшення тривалості t . Цей параметр завжди більше 1;

					МР. 132. 6121м. 02. 05. 02. ПЗ.	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		35

$$\Phi(U) = \frac{1}{\sqrt{2\pi}} \int_0^U e^{-\frac{t^2}{2}} dt = \frac{1}{2} \operatorname{erf}\left(\frac{U}{\sqrt{2}}\right) = \Phi_U(U) - \frac{1}{2} - \text{інтегральна функція нормального}$$

розподілу (інтеграл ймовірностей), що визначається зазвичай за математичними таблицями. Для практичних розрахунків можна скористатися графічною залежністю (рис. 2.2) і відповідним рівнянням регресії

$$\Phi(x) = 0,0161x^3 - 0,1544x^2 + 0,4887x + 0,4896.$$

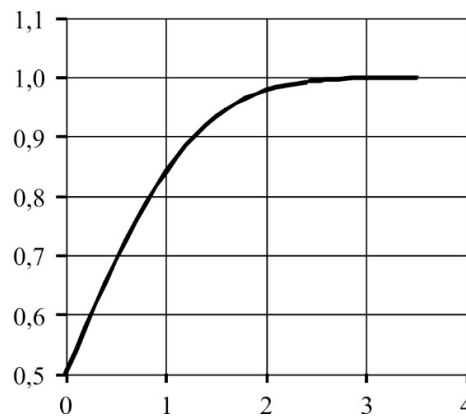


Рис. 2.2 Інтегральна функція нормального розподілу

$$\text{Кількість фериту} \quad \Phi(t) = \Phi_{\max} \Phi\left(\frac{\ln t - \ln t_{\phi}}{\ln S_{\phi}}\right) \% \quad (2.2)$$

Тут $\Phi_{\max}$ - максимальна кількість фериту, яка може виділитися з аустеніту при дуже повільному охолодженні. Його визначають за формулою

$$\Phi_{\max} = 100[1 - (C - 0,02)/(0,81 - 0,11\text{Mn} - 0,05\text{Mo})]\%,$$

при $C \leq 0,02$ $\Phi_{\max} = 100\%$.

$t_{\phi}, S_{\phi}, t_{\phi+\pi}, S_{\phi+\pi}$ мають той же зміст, що і в попередньому випадку.

Сумарна кількість фериту та перліту

$$\Phi + \Pi(t) = 100\Phi\left(\frac{\ln t - \ln t_{\phi+\pi}}{\ln S_{\phi+\pi}}\right) \% \quad (2.3)$$

Кількість бейніту

$$B(t) = 100 - M(t) - [\Phi + \Pi](t) \% \quad (2.4)$$

Кількість перелита

$$\Pi(t) = [\Phi + \Pi](t) - \Phi(t) \% \quad (2.5)$$

На параметри $t_m, S_m, t_{\phi}, S_{\phi}, t_{\phi+\pi}, S_{\phi+\pi}$ впливають значна кількість металургійних і технологічних факторів, однак ці параметри залежать головним

чином від складу сталей. Їх значення можна розрахувати в залежності від хімічного складу сталі за рівнянням регресії:

$$\ln t_M = -2,1 + 15,5C + 0,96Mn + 0,84Si + 0,77Cr + 0,74Mo + 0,70Ni + 0,30V + 4,0Al + 0,50W + 0,80Cu - 0,25Nb - 13,5C^2 - 0,8Si^2;$$

$$\ln t_\Phi = 0,66 + 10,0C + 1,3Mn - 0,48Si + 1,3Cr + 1,5Mo + 1,2Ni - 1,4W + 3,5C \cdot Mn - 50C \cdot V - 5,9C^2 + 0,8Si^2;$$

$$\ln t_{\Phi+H} = 0,34 + 5,2C + 1,8Mn + 0,53Si + 0,33Cr + 2,9Mo + 1,30Ni + 1,5W + 1,0Cu - 60C \cdot V - 5,1C^2 + 0,7Si^2;$$

$$\ln S_M = 0,56 - 0,41C + 0,10Mn + 0,14Cr - 0,30Mo + 2,7Ti - 1,1Nb + 0,50Cu + 1,7C \cdot Mo;$$

$$\ln S_\Phi = 1,23 + 0,17Mn - 0,37Si + 0,3Cr - 0,5Mo + 0,31Ni + 0,09Nb - 0,43W - 0,3Cu;$$

$$\ln S_{\Phi+H} = 0,91 - 0,90C + 0,09Mn + 0,08Cr + 0,34Mo + 0,15Ni + 0,85V + 2,2Ti + 0,43W.$$

Наведені рівняння дозволяють визначити значення $\ln t$ з коефіцієнтом кореляції $R = 0,82 \dots 0,95$ і $\ln S = 0,61 \dots 0,70$. Природно, вони не враховують ряд неконтрольованих факторів: випадкові коливання максимальних температур і швидкостей нагріву металу, коливання початкових розмірів аустенітних зерен і т. і.

Приклад.

Нижче наведені результати розрахунку для деяких сталей, зокрема для низьковуглецевої низьколегованої сталі 09Г2 (09Mn2) (міждержавний стандарт ГОСТ, стандарт КНР GB) і низьколегованої сталі Q460 (стандарт КНР).

На рис. 2.3 показані залежності відсоткового вмісту різних структурних складових у цих сталях від часу охолодження в інтервалі температур 850... 500°C ($t_{850-500}$), отримані за виразами (2.1) - (2.5), а на рис. 2.4-2.6 - відповідні криві, що характеризують фазовий склад ЗТВ розглянутих сталей в залежності від часу охолодження. Криві побудовані для конкретного хімічного складу цих сталей (див. табл. 2.2).

					МР. 132. 6121м. 02. 05. 02. ПЗ.	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		37

Таблиця 2.2. Розрахунковий хімічний склад сталі, (%)

Марка сталі	C	Mn	Si	Cr	Ni	V	Al	Cu	Nb	Ti
09Г2	0,10	1,60	0,27	0,15	0,15	-	-	0,15	-	-
Q460	0,17	1,35	0,43	0,60	0,60	0,11	0,017	-	0,037	0,11

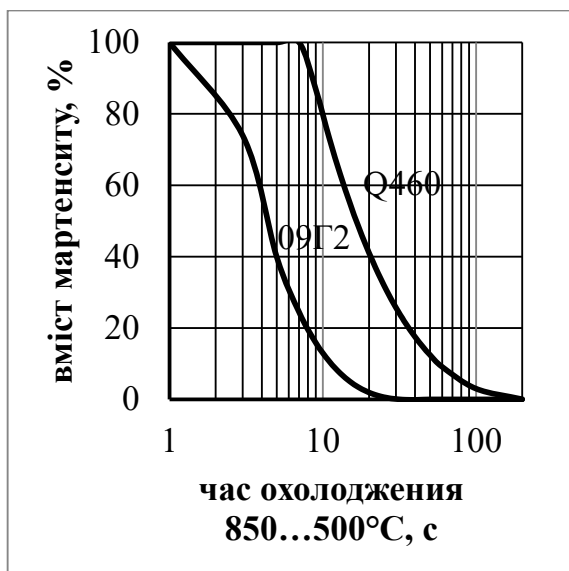
Таблиця 2.3. Результат розрахунку параметрів за рівняннями регресії

Марка сталі	$\ln t_m$	t_m	$\ln S_m$	S_m	$\ln t_f$	t_f	$\ln S_f$	S_f	$\ln t_{f+p}$	t_{f+p}	$\ln S_{f+p}$	S_{f+p}
09Г2	1,32	4	0,775	2,2	4,5	89	1,457	4,3	3,9	51	0,999	2,7
Q460	2,47	12	0,966	2,6	5,0	151	1,683	5,4	3,0	20	1,352	3,9

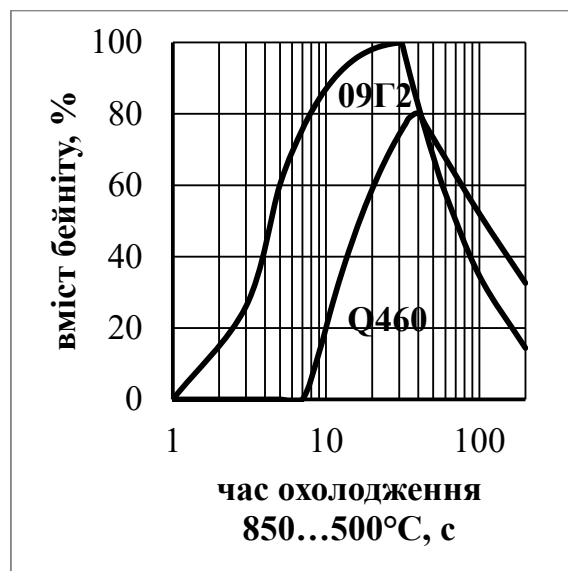
З наведених рисунків добре видно, що при швидкому охолодженні металу (кілька секунд) вплив дифузійного перерозподілу невеликий і перетворення аустеніту відбувається в основному за мартенситним типом.

Зі зменшенням швидкості охолодження (із збільшенням часу охолодження в інтервалі 850...500°C) роль дифузійних процесів зростає, в широкому діапазоні $t_{850-500}$ відбувається проміжне бейнітне перетворення, в продуктах розпаду аустеніту з'являються ферит і перліт. При дуже повільному охолодженні перетворення повністю здійснюється за феритно-перлітним типом. Величина відповідного часового інтервалу $t_{850-500}$ істотно залежить від хімічного складу сталі.

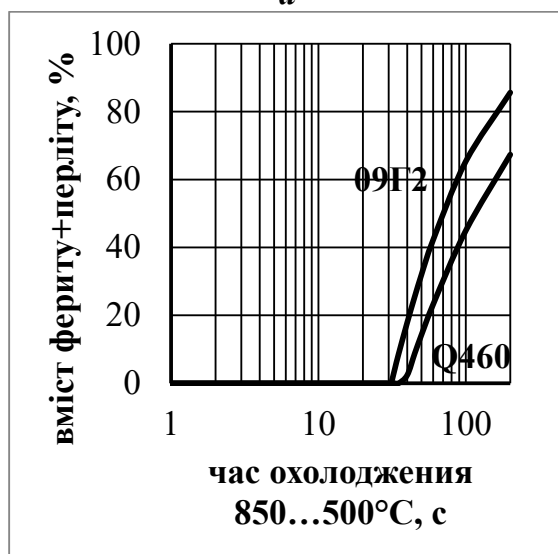
Так, в сталі 09Г2 (див. рис. 2.3 і 2.4) при збільшенні часу $t_{850-500}$ від 1 до 4,5 с частка мартенситу знижується від 100 до 50%, а при 30с зміст мартенситу зменшується до 0, структура стає повністю бейнітною. При подальшому збільшенні часу $t_{850-500}$ до 100с зміст бейніту знижується до 35% за рахунок відповідного збільшення частки фериту і перліту.



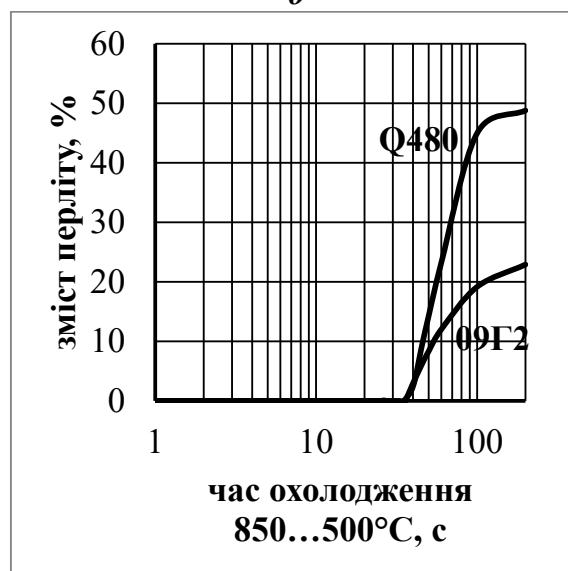
a



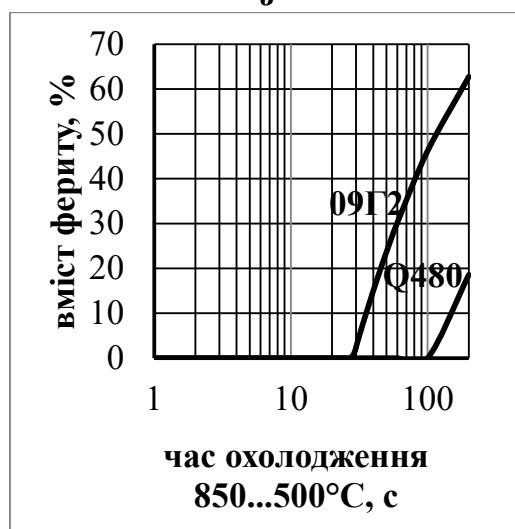
б



в



г



д

Рис. 2.3 Залежність складу, %, мартенситу (*a*), бейніту (*б*), фериту + перліту (*в*), перліту (*г*) та фериту (*д*) в ЗТВ при зварюванні сталей 09Г2 и Q460 від часу охолодження, с, в діапазоні 850...500 °C

Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата

МР. 132. 6121м. 02. 05. 02. ПЗ.

Арк.

39

У сталі Q460 (див. рис. 2.3 і 2.5) часовий інтервал $t_{850-500}$ істотно змінюється в бік збільшення. Так, час охолодження $t_{850-500}$, що забезпечує структуру з 100% мартенситу, збільшується до 7 с, 50% мартенситу - до 15 с. Структура ферит + перліт з'являється тільки при $t_{850-500} = 40$ с.

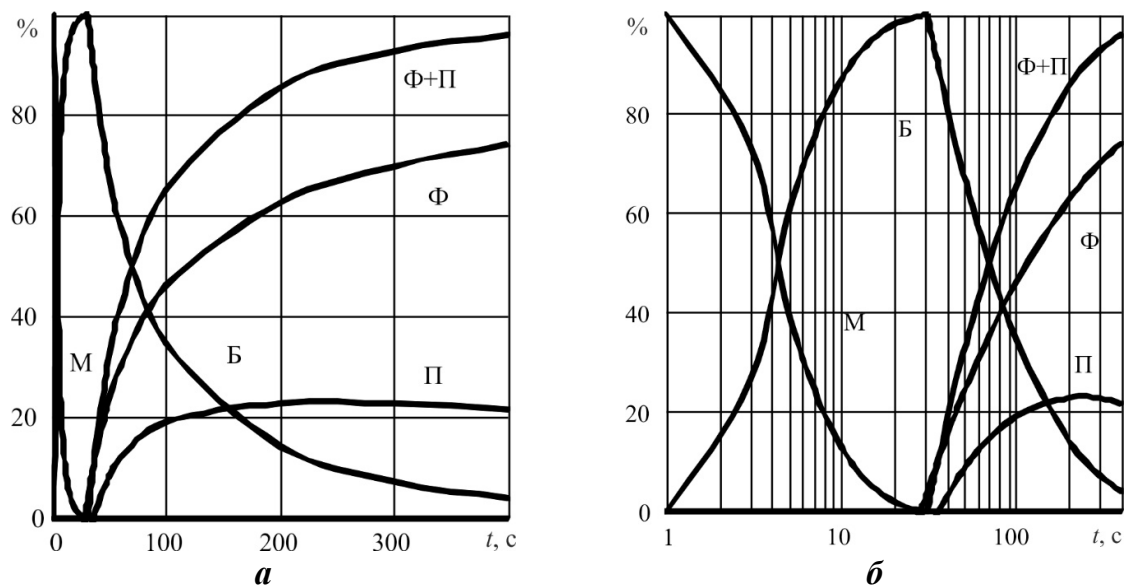


Рис. 2.4 Фазовий склад ЗТВ в залежності від часу охолодження, с, при зварюванні сталі 09Г2, в лінійній (а) и логарифмічній (б) осях.

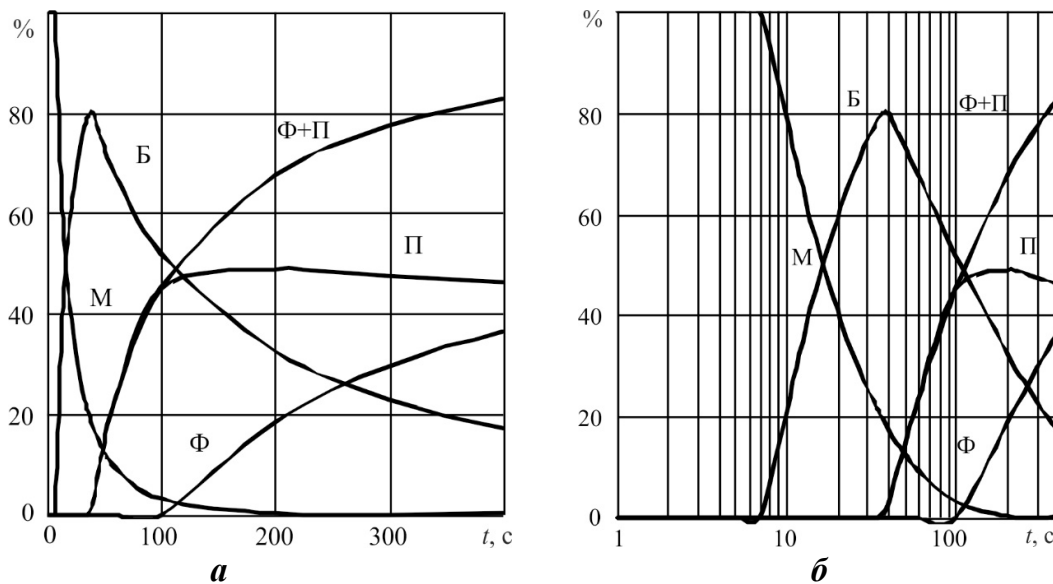


Рис. 2.5 Фазовий склад ЗТВ в залежності від часу охолодження, с, при зварюванні сталі Q460, в лінійній (а) и логарифмічній (б) осях

Наведені приклади показують, що розрахунковим методом можна з мінімальними витратами визначити очікувану структуру металу ЗТВ в

залежності від часу охолодження $t_{850-500}$ і вибрати оптимальну його величину. При цьому розрахунок дозволяє врахувати фактичний хімічний склад сталі.

2.1.2. Розрахунок фактичної тривалості охолодження

Фактичну тривалість охолодження в заданому інтервалі температур (850...500°C) визначають з термічних циклів ЗТВ, розрахованих за формулами теорії поширення тепла при зварюванні. Зокрема, для джерел, що швидко рухаються, при наплавленні на масивний виріб

$$t = \frac{q}{2\pi\lambda\nu} \left(\frac{1}{500 - T_0} - \frac{1}{850 - T_0} \right), \quad (2.6)$$

де q - ефективна теплова потужність зварювального джерела нагріву, Дж / с;

λ - коефіцієнт теплопровідності, Дж / (см·с·град);

ν - швидкість зварювання, см / с;

T_0 - початкова температура виробу, °C.

Для однопрохідного зварювання листів

$$t = \frac{q^2}{4\pi\lambda_{\text{ср}}\nu^2 s^2} \left(\frac{1}{(500 - T_0)^2} - \frac{1}{(850 - T_0)^2} \right), \quad (2.7)$$

де ср – об'ємна теплоємність, Дж/(см³·град); s – товщина листа, см.

Результати розрахунку тривалості охолодження при наплавленні валиків на масивне тіло з погонній енергією (q / ν) 10000, 20000, 30000 і 50000 Дж / см і при різній початковій температурі (від 0 до 300°C) за виразом (3.6) наведено на рис. 2.6. Коефіцієнти теплопровідності для всіх сталей прийняті $\lambda = 0,4$ Дж/(см·с·град). Тепловідвід в навколишнє середовище не враховувався.

Аналіз рисунка 2.6 показує, що попередній підігрів масивного тіла до 200°C з точки зору часу охолодження ЗТВ в діапазоні 850...500°C дає такий же ефект, як збільшення погонної енергії в 2 рази.

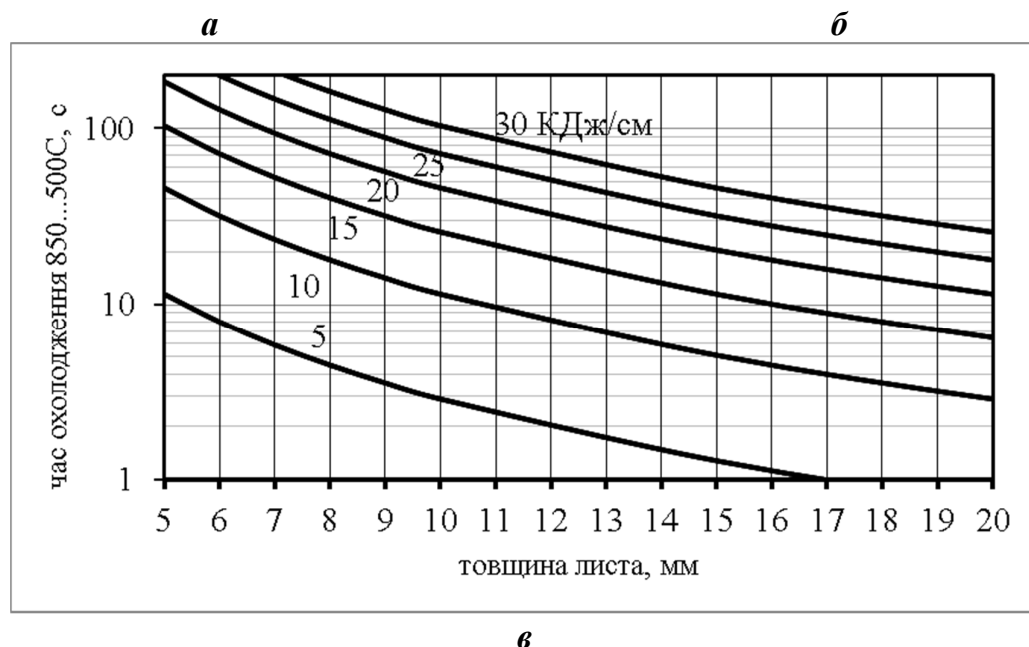
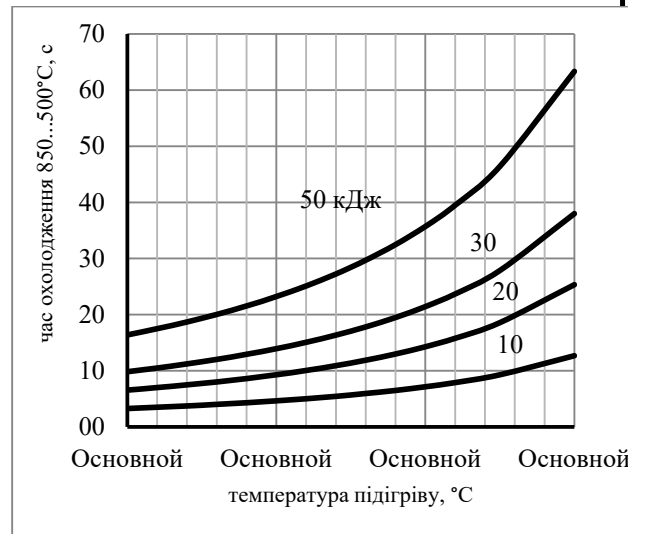
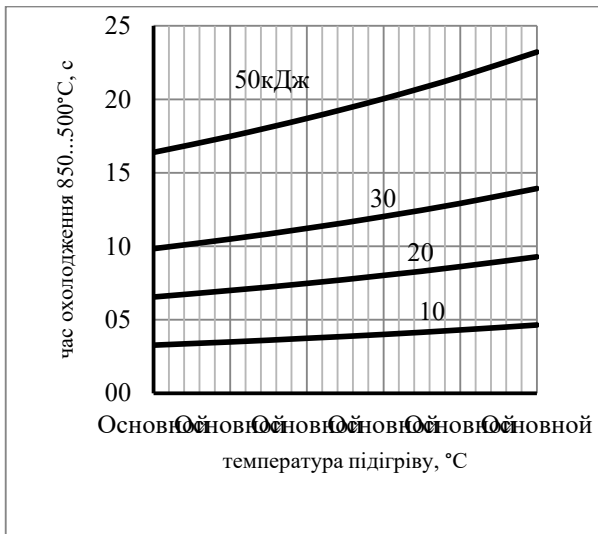


Рис. 2.6 Залежність часу охолодження, с, в інтервалі 850... 500 °С від температури підігріву при наплавленні на масивне тіло (*а, б*) і від товщини листа при заварюванні стику для сталей (*в*)

2.1.3 Розрахунок необхідної початкової температури підігріву

Користуючись графіками залежності фазового складу від часу охолодження (рис. 2.4 і 2.5) і залежності часу охолодження від початкової температури (рис. 2.6), можна вибрати необхідну початкову температуру (температуру попереднього підігріву) для заданої погонної енергії зварювання, виходячи з бажаного складу структурних фаз .

Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата

МР. 132. 6121м. 02. 05. 02. ПЗ.

Арк.

42

Наприклад, для отримання структури ЗТВ з вмістом мартенситу не більше 50% при зварюванні (наплавленні) на масивне тіло зі сталі Q460 (див. рис. 2.5) необхідно забезпечити час охолодження в інтервалі 850 ... 500 ° С не менше 20 с. При погонної енергії 50000 Дж/см для цього необхідний підігрів до температури не менше 60°C (див. рис. 2.6). При погонної енергії 30000 Дж/см буде потрібно температура близько 180°C, при погонної енергії 20000 Дж/см - близько 260°C, а при 10000 Дж/см попередній підігрів навіть до 300°C не забезпечить потрібну структуру.

Підвищення початкової температури можна забезпечити не тільки різними технічними засобами (газокисневим пальником, підігрівачами, індукційним нагріванням і т.д.), але і застосуванням блочного методу заварювання (наплавлення) шарів, так званої "перев'язки валиків", багатопрохідного зварювання "каскадом" або "гіркою" (рис. 2.7). При цьому довжина відповідного кроку вибирається так, щоб кожен наступний шар починався після охолодження попереднього не нижче необхідної початкової температури. Довжину ізотерми необхідної температури можна знайти за формулами теорії поширення тепла при зварюванні.

Наприклад, для зварювання та наплавлення на масивне тіло (квазістаціонарне поле точкового швидкорухомого джерела) температура на осі шва позаду джерела нагрівання визначається формулою $T(t) = \frac{q_n}{2\pi\lambda t}$ або $t = \frac{q_n}{2\pi\lambda T}$, де t - час після проходження джерела нагрівання, с; λ - коефіцієнт теплопровідності матеріалу, Дж/(см·с·град); $q_n = \frac{q}{v_{зв}}$ - погонна енергія зварювання, Дж/см; q - ефективна теплова потужність джерела нагріву, Вт або Дж/с; $v_{зв}$ - швидкість зварювання, см/с.

Враховуючи, що відстань до точки із заданою температурою $l = t \cdot v_{зв}$, отримаємо $l = \frac{q}{2\pi\lambda T}$. Для більшості сталей $\lambda = 0,4$ Дж/(см·с·град), тоді отримуємо відстань до точки із заданою температурою T , яка і визначає

довжину кроку (см) для забезпечення заданої температури підігріву для наступного валика, $l = 0,398 \frac{q}{T}$.

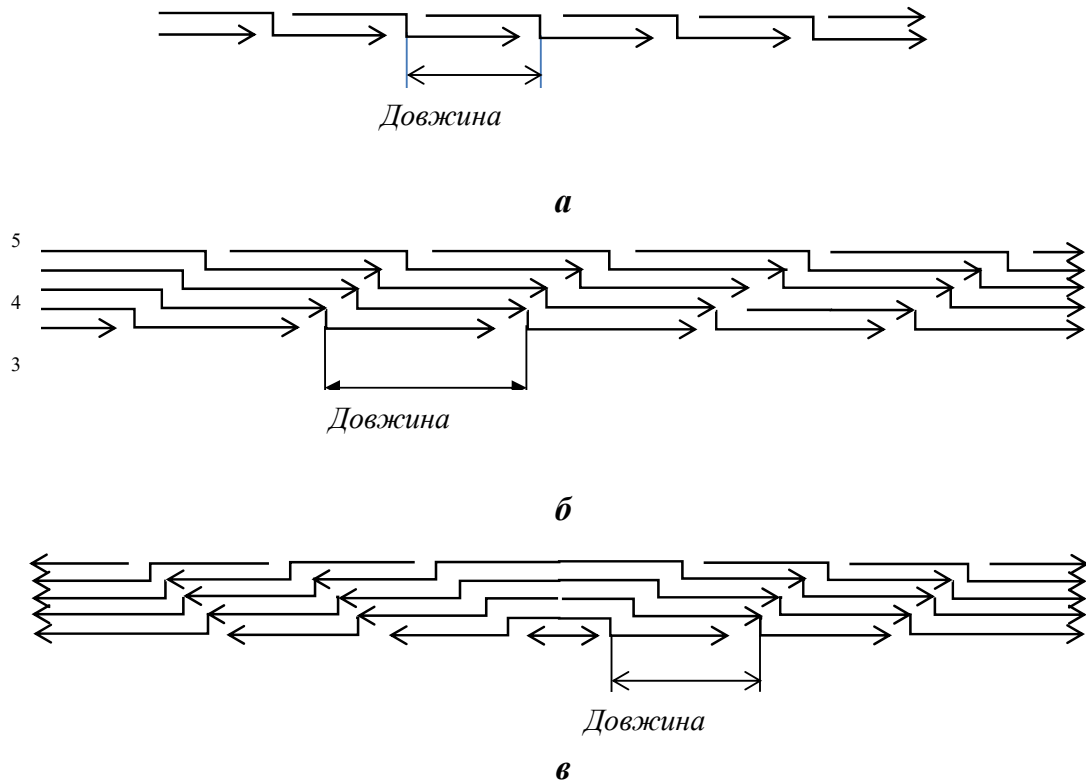


Рис. 2.7 Заварювання корінних проходів за методом "перев'язки валиків" (*а*), багатопрохідне зварювання "каскадом" (*б*) та "гіркою" (*в*)

Для зручності використання на рис. 2.8 наведені графічні залежності довжини кроку від необхідної початкової температури при різних ефективних потужностях джерела нагрівання (10000, 20000, 30000, 40000 і 50000 Дж/с). Як видно з рисунка, при ефективній тепловій потужності джерела нагрівання 20000 Дж/с (Вт) (крива 2) для забезпечення необхідної початкової температури 100°C для подальшого валика необхідний крок, рівний 80 см. При збільшенні кроку до 100 см початкова температура зменшиться до 80°C, а при зменшенні до 60 см, навпаки, збільшиться до 130°C.

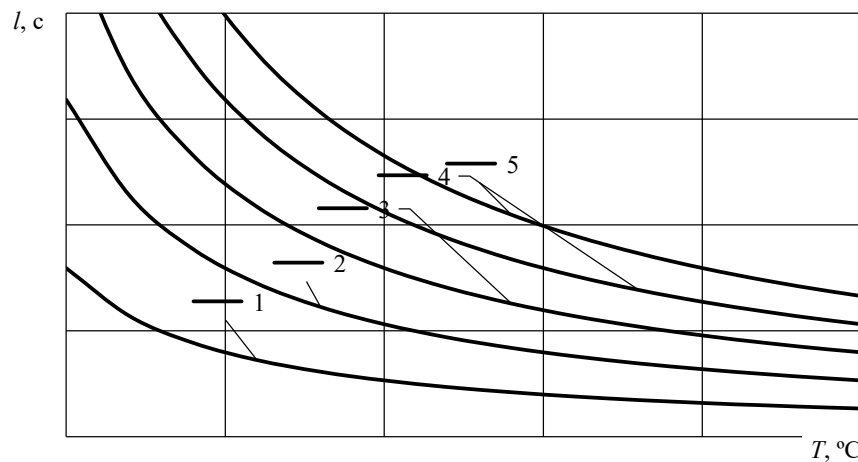


Рис. 2.8 Залежність довжини кроку від необхідної початкової температури при ефективній потужності джерела нагрівання $q = 10000$ (1), 20000 (2), 30000 (3), 40000 (4) и 50000 (5) Дж/с

2.1.4 Розрахунок очікуваних механічних властивостей металу ЗТВ

Механічні властивості металу ЗТВ залежно від структурного стану (часток змісту мартенситу М, бейніту Б, фериту та перліту $\Phi + \Pi$) і режиму охолодження можуть бути визначені за наступними рівняннями регресії.

Твердість по Віккерсу (з коефіцієнтом кореляції $R = 0,95$)

$$HV = M(309 + 494C + 622C^2 + 17,7Mn) + B(234 + 122C) + [\Phi + \Pi](98 + 275C + 15,4Mn).$$

Тимчасовий опір (з коефіцієнтом кореляції $R = 0,91$)

$$\sigma_b \text{ (МПа)} = M(798 + 3215C) + B(590 + 960C + 39,7Mn + 200V) + [\Phi + \Pi] \cdot (297 + 1360C + 60Mn + 140V).$$

Границя плинності (з коефіцієнтом кореляції $R = 0,90$)

$$\sigma_{0,2} \text{ (МПа)} = M(662 + 1610C) + B(500 + 460C - 120C^2 + 150V) + [\Phi + \Pi] \cdot (187 + 925C + 47Mn + 90V).$$

Відносне подовження (з коефіцієнтом кореляції $R = 0,91$)

$$\delta \text{ (\%)} = M(12,2 - 67C^2 - 1,5Mn + 0,76\ln t) + B(21,3 - 35,6C - 4Mn - 5V + 1,84\ln t) + [\Phi + \Pi](36,5 - 127C + 153C^2 - 1,16Mn + 8V + 0,66\ln t).$$

Відносне звуження (з коефіцієнтом кореляції $R = 0,86$)

$$\psi (\%) = M(48,5 - 158C + 116C^2 + 0,98\ln t) + B(53,3 - 132C + 103C^2 - 5,1Mn - 10V + 3,4\ln t) + [\Phi + \Pi](65,4 - 88C - 82C^2 - 6,7Mn + 18V + 0,6\ln t).$$

Ударна в'язкість зразків з напівкруглим надрізом (з коефіцієнтом кореляції $R = 0,75$)

$$KCU (\text{Дж/см}^2) = M(1,06 - 2,8C + 1,3C^2 - 0,081Mn + 0,054\ln t) + B(1,3 - 1,6C - 0,08Mn) + [\Phi + \Pi](1,47 - 1,8C + 0,8C^2 - 0,076Mn - 0,045\ln t).$$

На рис. 2.9 – 2.14 показані залежності механічних властивостей ЗТВ в сталях 09Г2 і Q460 від часу охолодження в температурному інтервалі 850...500°C, знайдені за наведеними рівняннями, і відповідні характеристики в стані поставки (пунктирні лінії), встановлені стандартами. (табл.2.4).

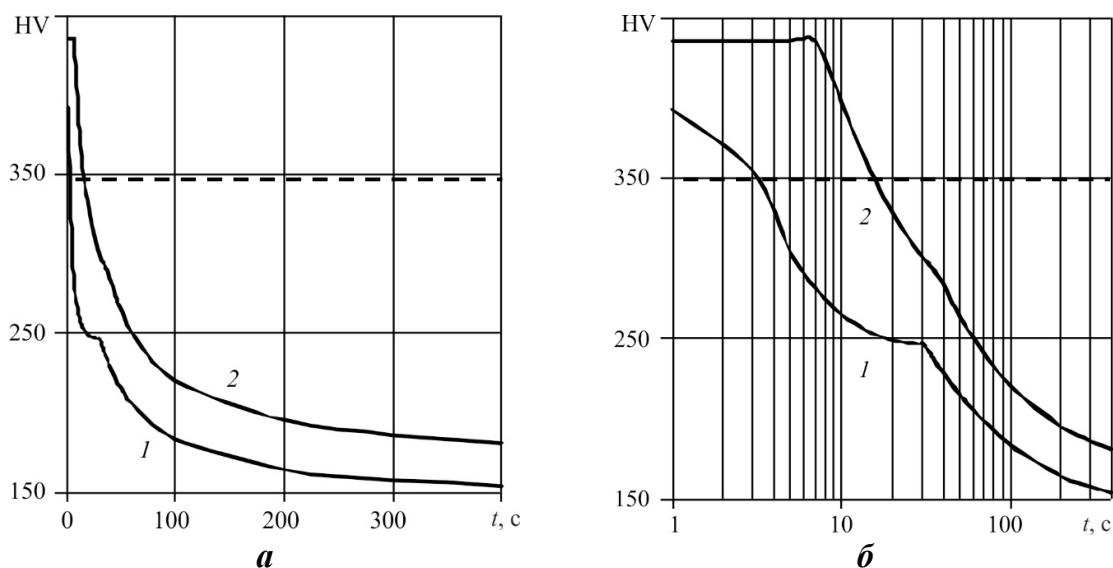


Рис. 2.9 Залежність твердості HV металу ЗТВ від часу охолодження, с, в діапазоні 850 ... 500°C в сталях 09Г2 (1) і Q460 (2), в лінійній (а) і логарифмічній (б) шкалах.

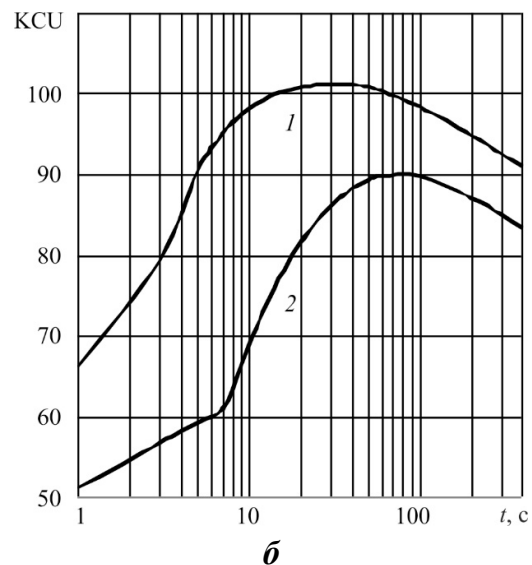
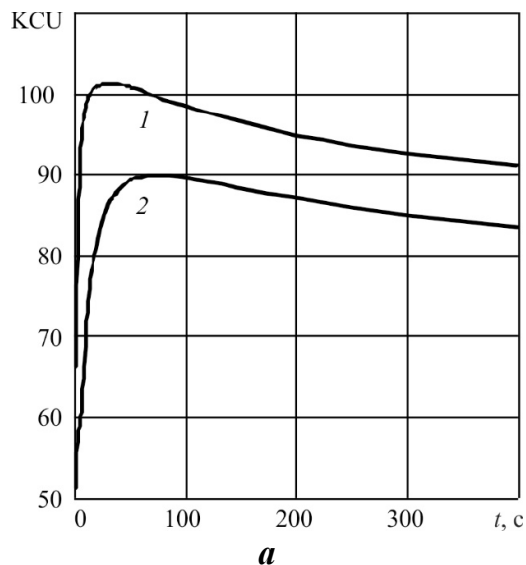


Рис. 2.10 Залежність ударної в'язкості КСУ, Дж / см², металу ЗТВ від часу охолодження, с, в діапазоні 850 ... 500 °С в сталях 09Г2 (1) і Q460 (2), в лінійній (а) і логарифмічній (б) шкалах

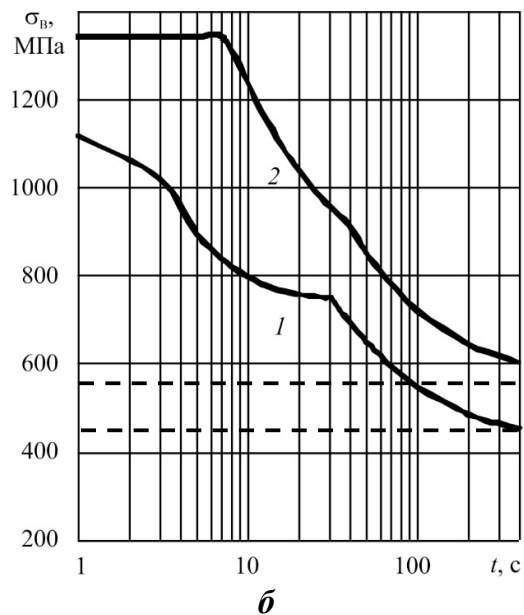
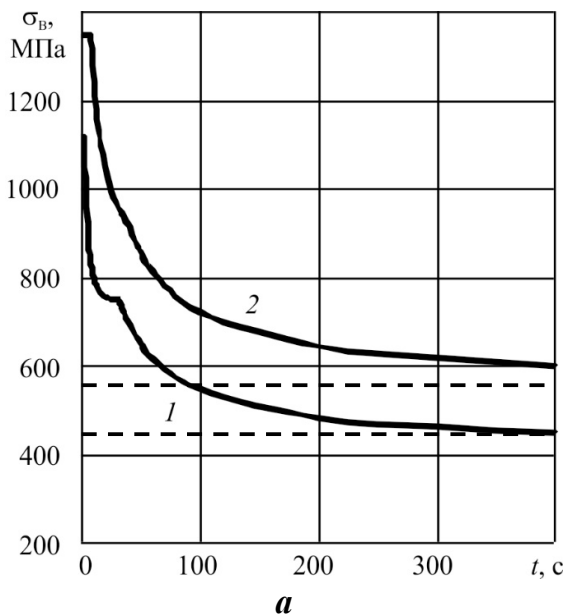


Рис. 2.11 Залежність тимчасового опору, МПа, металу ЗТВ від часу охолодження, с, в діапазоні 850 ... 500 °С в сталях 09Г2 (1) і Q460 (2), в лінійній (а) і логарифмічній (б) шкалах

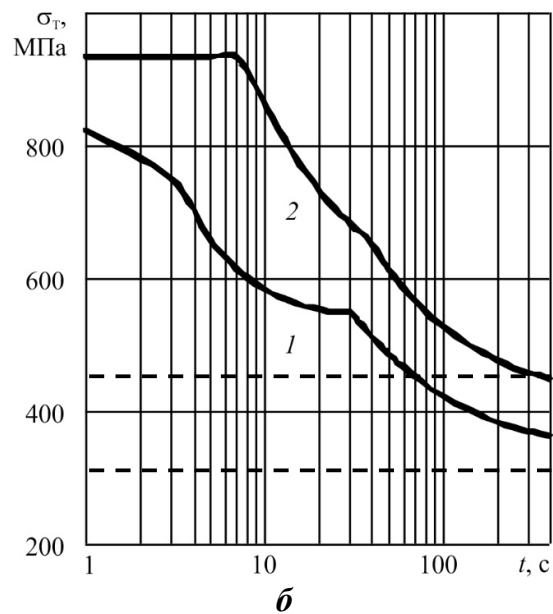
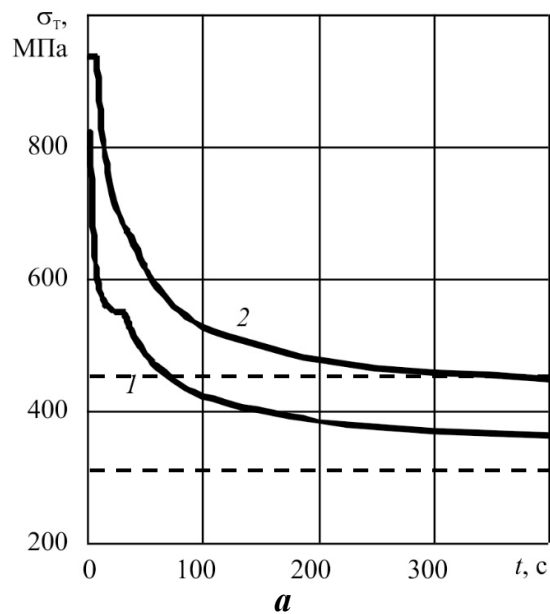


Рис. 2.12 Залежність границі плинності, МПа, металу ЗТВ від часу охолодження, с, в діапазоні 850 ... 500 °С в сталях 09Г2 (1) і Q460 (2), в лінійній (а) і логарифмічній (б) шкалах

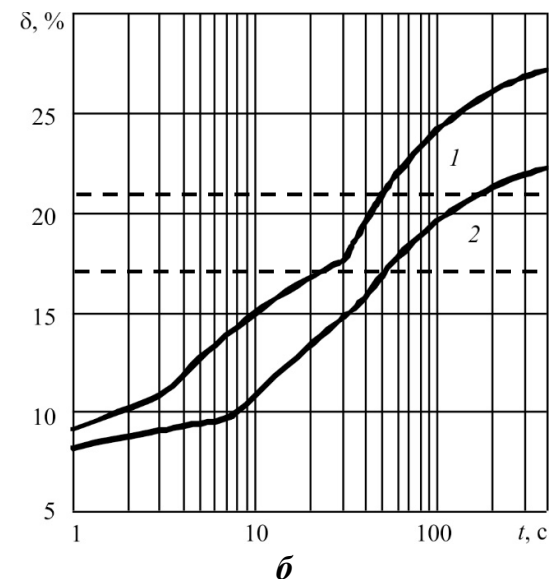
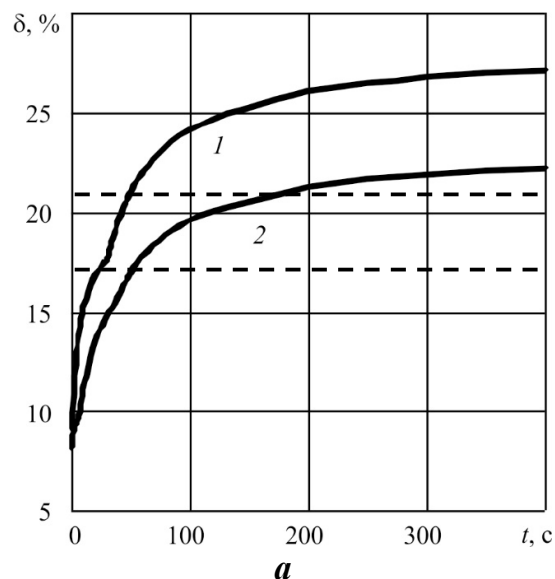


Рис. 2.13 Залежність відносного подовження, %, металу ЗТВ від часу охолодження, с, в діапазоні 850 ... 500 °С в сталях 09Г2 (1) і Q460 (2), в лінійній (а) і логарифмічній (б) шкалах

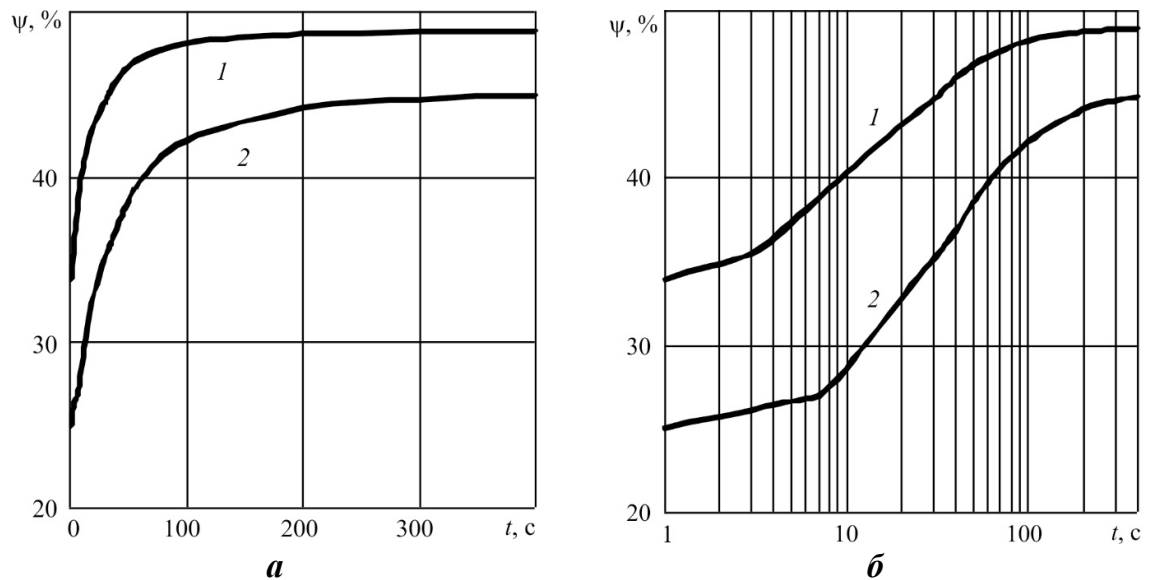


Рис. 2.14 Залежність відносного звуження, %, металу ЗТВ від часу охолодження, с, в діапазоні 850 ... 500 °С в сталях 09Г2 (1) і Q460 (2), в лінійній (а) і логарифмічній (б) шкалах

Таблиця 2.4. Механічні властивості сталей, встановлені стандартами

Стандарт	Марка стали	σ_B	$\sigma_{0,2}$	$\delta, \%$	КСУ, KV, Дж/см ² , Дж
		МПа			
ГОСТ 19281-89	09Г2	≥ 450	≥ 310	21	-
GB/T 1591-94	Q460	550...720	460	17	34Дж

Для оцінки достовірності одержуваних розрахунком результатів на рис. 2.15 наведено залежності твердості ЗТВ в сталі 09Г2 від часу охолодження 850...500°С, знайдені за рівняннями регресії і за допомогою діаграми термкінетичного перетворення. Порівняння показує, що при великих швидкостях охолодження в діапазоні 850 ... 500°С (час до 20с) результати дуже близькі, при малих швидкостях розбіжність збільшується до 50 одиниць HV.

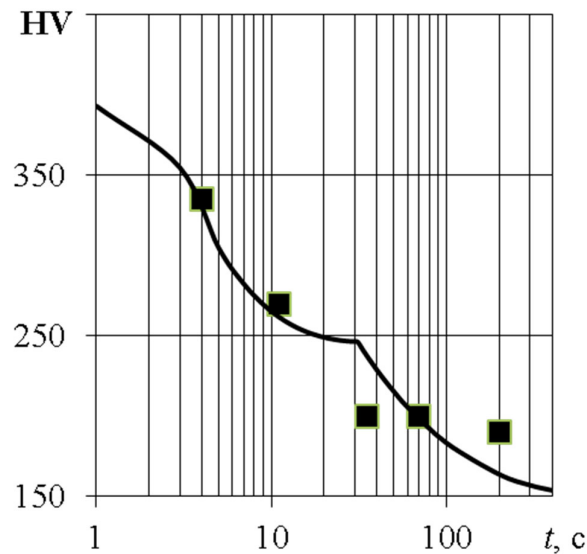


Рис. 2.15 Залежність твердості HV металу ЗТВ від часу охолодження (с) в діапазоні 850 ... 500°C в сталі 09Г2, отримана за рівняннями регресії (крива) і по діаграмі термкінетичного перетворення (точки)

2.1.5 Розрахунок очікуваних характеристик механічних властивостей металу шва

Аналогічно можуть бути розраховані характеристики механічних властивостей металу шва низьколегованих сталей. Наведені нижче рівняння регресії справедливі для сталей з вмістом легуючих елементів не більше, %: 0,2C, 2,0Mn, 0,8Si, 2,0Cr, 2,0Ni, 2,0Mo, 0,6V, 0,05Ti, 0,05Al, 0,3Nb, 0,6W, 0,5Cu, 0,5Co, 0,03Zr - і при тривалості охолодження від 850 до 500°C - $10 \leq t \leq 40$ с.

Тимчасовий опір (з коефіцієнтом кореляції $R = 0,98$)

$$\begin{aligned} \sigma_B (\text{МПа}) = & 320 + 1480C + 181\text{Mn} + 171\text{Si} + 136\text{Cr} + 236\text{Mo} + 113\text{Ni} + 554\text{V} - \\ & - 235\text{Ti} - 8\text{Al} - 73\text{Nb} + 48\text{W} + 45\text{Cu} - 200\text{P} + 1180\text{N} - 202\text{O} + 1175\text{C} \cdot \text{Si} + \\ & + 412\text{C} \cdot \text{Cr} - 260\text{C} \cdot \text{Mo} + 309\text{C} \cdot \text{Ni} + 353\text{C} \cdot \text{V} - 16\text{Mn} \cdot \text{Cr} - 9,5\text{Mn} \cdot \text{Ni} + 27\text{Si} \cdot \text{Cr} - \\ & - 14\text{Cr} \cdot \text{Mo} - 65\text{Cr} \cdot \text{V} - 55\text{Mo} \cdot \text{V} - 42\text{Ni} \cdot \text{V} - 10,5\text{Mn}^2 - 8,1\text{Cr}^2 - 29\text{Mo}^2 - 7,1\text{Ni}^2 - 285\text{V}^2 \\ & - \ln t \cdot (9,4 - 142\text{C} + 14,6\text{Mn} + 9,8\text{Si} + 11,2\text{Cr} + 8,4\text{Mo} + 13\text{Ni} + 29\text{V}) \end{aligned}$$

Границя плинності (з коефіцієнтом кореляції $R = 0,98$)

$$\begin{aligned} \sigma_{0,2} (\text{МПа}) = & 225 + 1852\text{C} + 185\text{Mn} + 42,5\text{Si} + 109\text{Cr} + 226\text{Mo} + 126\text{Ni} + \\ & + 526\text{V} - 120\text{Ti} - 80\text{Al} - 46\text{Nb} + 12\text{W} + 42\text{Cu} - 97\text{Zr} - 1400\text{P} + 1980\text{N} - 127\text{O} - \\ & - 337\text{C} \cdot \text{Mn} + 301\text{C} \cdot \text{Si} + 234\text{C} \cdot \text{Ni} + 518\text{C} \cdot \text{V} - 21,6\text{Mn} \cdot \text{Ni} + 55,3\text{Si} \cdot \text{Cr} - 33,5\text{Si} \cdot \text{Ni} + \end{aligned}$$

$$+ 90\text{Si} \cdot \text{V} - 14,8\text{Mo} \cdot \text{Ni} - 64,3\text{Mo} \cdot \text{V} - 38,3\text{Ni} \cdot \text{V} - 258\text{C}^2 - 12,5\text{Mn}^2 - 8,1\text{Cr}^2 - 18\text{Mo}^2 - 6,4\text{Ni}^2 - 332\text{V}^2 - \ln t \cdot (6,94 + 248\text{C} + 9,5\text{Mn} + 8,4\text{Cr} + 20\text{Mo} + 6,3\text{Ni} + 14\text{V}).$$

Відносне подовження (з коефіцієнтом кореляції $R = 0,92$)

$$\delta (\%) = 39 - 63\text{C} - 12,2\text{Mn} - 7,8\text{Si} - 12,3\text{Cr} - 12,6\text{Mo} - 30,4\text{V} - 10\text{Ti} - 2,4\text{Nb} - 6,3\text{Cu} + 1,7\text{Co} - 5,8\text{Zr} - 74\text{S} - 110\text{P} - 200\text{N} - 13,2\text{O} - 9,1\text{C} \cdot \text{Mn} + 7,7\text{C} \cdot \text{Cr} + 0,17\text{Cr} \cdot \text{Ni} + 0,225\text{Cr}^2 + 0,531\text{Mo}^2 + 2,94\text{V}^2 + \ln t \cdot (2,16 + 2,74\text{Mn} + 1,9\text{Si} + 2,2\text{Cr} + 1,5\text{Mo} - 0,49\text{Ni} - 6\text{V}).$$

Відносне звуження (з коефіцієнтом кореляції $R = 0,88$)

$$\psi (\%) = 84 - 127\text{C} - 21,7\text{Mn} - 15\text{Si} - 29,4\text{Cr} - 42\text{Mo} - 81,2\text{V} - 19\text{Ti} - 9\text{Al} - 10,5\text{Nb} - 2,6\text{Cu} + 3,3\text{Co} - 924\text{N} - 100\text{O} - 46,8\text{C} \cdot \text{Mn} + 13,3\text{C} \cdot \text{Cr} + 8,73\text{Mn} \cdot \text{Si} + 1,62\text{Mn} \cdot \text{Mo} - 1,52\text{Mn} \cdot \text{Ni} + 5,72\text{Mn} \cdot \text{V} - 5,58\text{Cr} \cdot \text{V} - 0,67\text{Nb} \cdot \text{Ni} + 3,0\text{Ni} \cdot \text{V} + 53\text{C}^2 + 0,51\text{Cr}^2 - 18,5\text{V}^2 + \ln t \cdot (1,77 + 3,8\text{C} + 5,48\text{Mn} + 4\text{Si} + 5,64\text{Cr} + 13,2\text{Mo} + 0,295\text{Ni} + 31\text{V}).$$

На рис. 2.16 наведено характеристики механічних властивостей для наплавленого металу з хімічним складом, %: 0,08C, 0,89Mn, 0,22Si, 0,5Cr, 0,32Ni, 0,07Cu залежно від часу охолодження в діапазоні 850 ... 500°C, знайдені по рівняннях регресії.

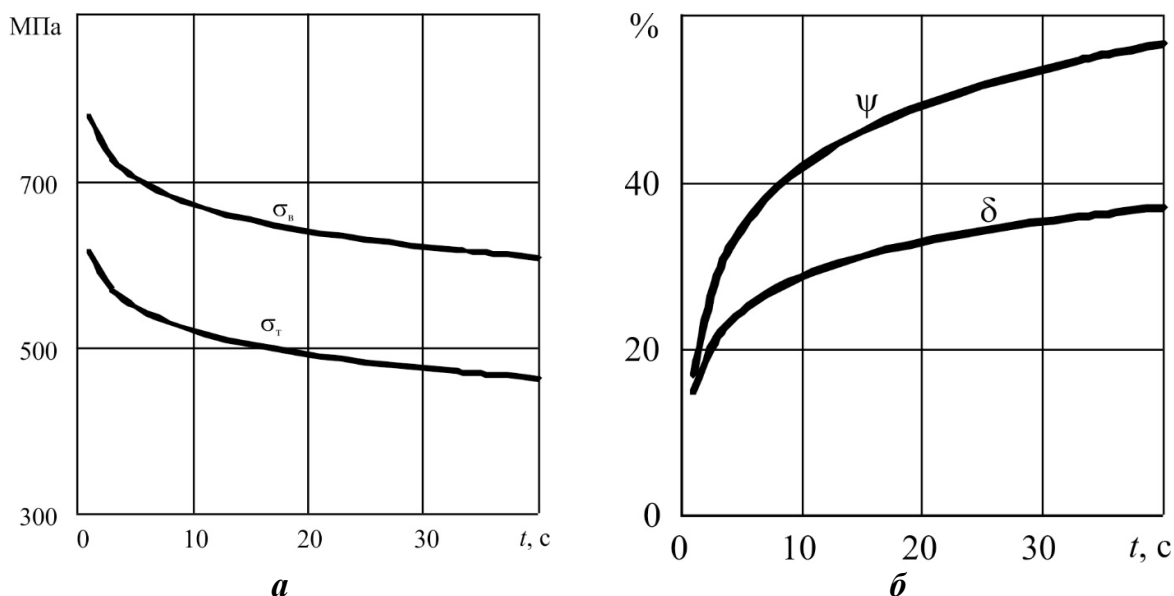


Рис. 2.16 Залежність тимчасового опору і границі плинності (*a*), відносного подовження і відносного звуження (*б*) наплавленого металу від часу охолодження в діапазоні 850 ... 500°C

2.2 Розрахункова оцінка стійкості зварних з'єднань проти утворення холодних тріщин

Один з методів розрахунку (Іто і Бессіо) розроблений на підставі випробувань близько 200 марок сталей на ймовірність відсутності холодних тріщин. У ньому основний параметр, який можна назвати наведеним еквівалентом вуглецю, враховує крім хімічного складу сталі вміст у ній дифузійного водню і жорсткість зварного з'єднання. Він розраховується за формулою

$$P_{\omega} = P_{\text{см}} + \frac{[\text{H}]_{\text{д}}}{60} + \frac{K}{4 \cdot 10^5}, \quad (2.8)$$

де $[\text{H}]_{\text{д}}$ – вміст дифузійного водню, який може змінюватися в межах від 1,0 до 2,5 см³/100г;

K – коефіцієнт інтенсивності жорсткості зварного з'єднання, Н/мм², $K = k_0 \cdot s$, де k_0 – напруження, що переміщують кромку з'єднання на 1 мм, визначаються розрахунком або експериментально. Він може змінюватися в широких межах від 200 до 4000 Н/мм³;

s – товщина з'єднання, мм.

Еквівалент вуглецю тут розраховується за формулою

$$P_{\text{см}} = \text{C} + \text{Si}/30 + (\text{Mn} + \text{Cu} + \text{Cr})/20 + \text{Ni}/60 + (\text{Mo} + \text{V})/15 + 5\text{B} \quad (2.9)$$

З'єднання вважається схильним до холодних тріщин, якщо параметр P_{ω} перевищує 0,286. Результати розрахунку еквівалента вуглецю, вміст водню і наведений еквівалент за формулою (2.8) для розглянутих раніше сталей наведено у табл. 2.5 и 2.6.

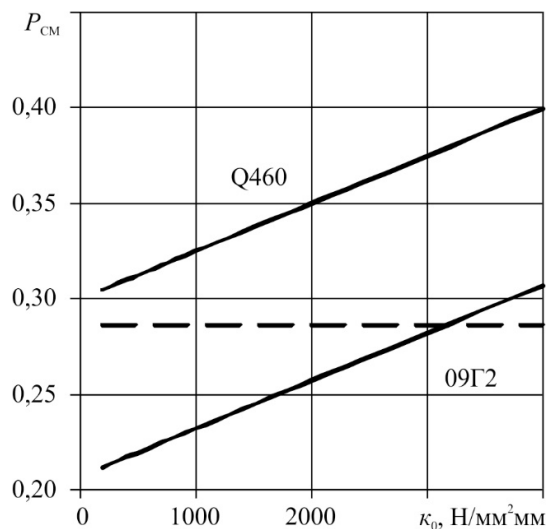
Таблиця 2.5. Еквівалент вуглецю і вміст водню в сталях

Марка сталей	$P_{\text{см}}$	$[\text{H}]_{\text{д}}$
09Г2	0,207	1,5
Q460	0,299	1,5

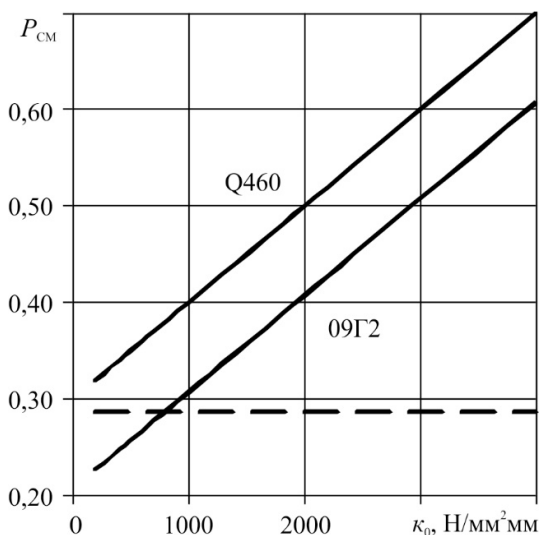
Таблиця 2.6. Наведений еквівалент $P_{\text{в}}$ для з'єднань з різною жорсткістю κ_0 і товщиною s

s , мм	κ_0	Марка сталі		s , мм	κ_0	Марка сталі	
		09Г2	Q460			09Г2	Q460
10	200	0,212	0,304	30	200	0,222	0,314
	500	0,219	0,312		500	0,244	0,337
	1000	0,232	0,324		1000	0,282	0,374
	2000	0,257	0,349		2000	0,357	0,449
	4000	0,307	0,399		4000	0,507	0,599
20	200	0,217	0,309	40	200	0,227	0,319
	500	0,232	0,324		500	0,257	0,349
	1000	0,257	0,349		1000	0,307	0,399
	2000	0,307	0,399		2000	0,407	0,499
	4000	0,407	0,499		4000	0,607	0,699

Більш наочне уявлення про характер залежності наведеного еквівалента від жорсткості з'єднання κ_0 дають графіки на рисунках 2.17, **а,б**. Там же пунктиром показаний рівень наведеного еквівалента, що вважається критичним, при перевищенні якого сталь (з'єднання) вважається схильною до утворення холодних тріщин.



а



б

Рис. 2.17 Залежність наведеного еквівалента вуглецю від коефіцієнта жорсткості з'єднання κ_0 при товщині 10 (**а**) і 40 (**б**) мм для сталей 09Г2 і Q460, Н/мм²·мм

З графіків добре видно, що ймовірність утворення холодних тріщин залежить не тільки від хімічного складу сталі, але і від жорсткості і товщини з'єднання. У сталі Q460 ймовірність набагато вище, ніж в сталі 09Г2, наведений еквівалент у неї перевищує критичне значення при будь-якій товщині і при будь-якої жорсткості з'єднання. У сталі 09Г2 наведений еквівалент перевищує критичне значення тільки при великих товщині і жорсткості з'єднання.

Для низьколегованих високоміцних сталей можна також використовувати **метод оцінки ймовірності утворення холодних тріщин за часом охолодження від температури T_{A3} до T_{Mn}** , які розраховуються з урахуванням хімічного складу за формулами

$$T_{A3} = 910 - 229C + 32Si - 25Mn - 8Cr - 18Ni + 2Mo + 117V - 24Cu + 7W - 120B,$$

$$T_{Mn} = 550 - 400C - 6Si - 33Mn - 25Cr - 16Ni + 27Mo + 130V - 17Cu - 15W - 200B.$$

Результати розрахунку за цими формулами наведені в таблиці 2.7.

Таблиця 2.7. Температури T_{A3} и T_{Mn} , °С, для сталей

Марка сталі	T_{A3}	T_{Mn}	$T_{A3}-T_{Mn}$	$t_{0,5M}$	t_{0M}
09Г2	837	447	390	4	4
Q460	828	425	403	31	12

Результати розрахунку тривалості охолодження в цьому діапазоні t за формулами (2.6) і (2.7), підставляючи замість 850 і 500° С відповідно T_{A3} і T_{Mn} , порівнюють з часом охолодження для вмісту 50% мартенситу $t_{0,5M}$, яке розраховується за формулою

$$t_{0,5M} = (0,9C)^{1,45} \cdot 10^{0,48(Si - 0,3)} \cdot 10^{0,73(Mn - 0,6) + 0,75(Cr - 0,15)} \cdot 10^{0,32(Ni - 0,15) + 0,65Mo + 1,14V}.$$

Результати розрахунку часу за цією формулою також наведені в таблиці 2.6. Там же для порівняння наведено цей час для діапазону температур 850 ... 500 ° С (інтервал $T = 350^{\circ}C$), знайдене за формулою (2.2).

Для запобігання утворення холодних тріщин необхідно, щоб $t \geq t_{0,5M}$.

Аналіз результатів, наведених у табл. 2.6 показує, що для всіх розглянутих сталей температура $T_{\text{мн}}$ близька до 850°C , а температура $T_{\text{мн}}$ приблизно на 50°C нижче 500°C . Крім того, порівняння показує, що для низьколегованих сталей (09Г2 і Q460) результати розрахунку часу охолодження для 50% мартенситу дуже близькі; для сталі 09Г2 вони повністю збігаються, а для Q460, в якій інтервал T більше (403°C) і зміщений в область менших температур, час охолодження для 50% мартенситу, природно, більше, ніж для інтервалу $850 \dots 500^{\circ}\text{C}$.

Таким чином, наведені вище розрахунки для діапазону $850 \dots 500^{\circ}\text{C}$ можуть бути використані і для наближеної оцінки ймовірності утворення холодних тріщин при зварюванні.

Порівнюючи методи оцінки ймовірності утворення холодних тріщин за наведеним еквівалентом і швидкості охолодження, очевидно, слід віддати перевагу першому, так як він більш повно враховує не тільки металургійний фактор (хімічний склад і вміст водню), але і механічний (жорсткість з'єднання), що особливо важливо при зварюванні великих товщин.

2.3 Розрахункова оцінка схильності зварних з'єднань до утворення гарячих тріщин

Як уже зазначалося в розд. 1, використовується кілька методів оцінки схильності сталі до утворення гарячих тріщин при зварюванні. Для низьколегованих сталей це оцінка по еквівалентній концентрації вуглецю (формули (1.1) і (1.2)), за показником Уїлкінсона HCS (формула (1.3)) і по критичної швидкості деформацій $v_{\text{кр}}$.

Наприклад, для сталей 09Г2 і Q460 вказані параметри, обчислені за цими формулами, наведені в табл. 2.8.

					МР. 132. 6121м. 02. 05. 02. ПЗ.	Арк.
						55
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

Таблиця 2.8. Значення параметрів, що визначають схильність до утворення гарячих тріщин для сталей

Марка сталі	$C_{\text{ЭКВ}} (1.1)$	$C_{\text{ЭКВ}} (1.2)$	HCS (1.3)	$v_{\text{кр}}$
09Г2	0,47	0,42	0,25	22,9
Q460	0,60	0,58	0,83	18,0
Умова відсутності тріщин	$\leq 0,45$	$\leq 0,45$	≤ 4	≥ 6

Як видно з таблиці, за еквівалентами вуглецю схильна до утворення гарячих тріщин тільки сталь Q460. За іншими критеріями обидві аналізовані сталі не схильні до їх утворення.

2.4 Висновок

Використання розрахункових методів при розробці технології зварювання низьковуглецевих низьколегованих сталей дозволяє не тільки більш точно врахувати фактичний хімічний склад сталі, але й отримати набагато більше інформації, ніж діаграми термодинамічного перетворення.

3 Приклад розрахунку режимів зварювання і аналізу очікуваної структури для високоміцних низьколегованих сталей

Призначити режим автоматичного зварювання під флюсом стикових з'єднань з двостороннім скосом двох кромek (Х-подібне оброблення) товщиною 20мм (рис. 3.1) і таврових ТЗ, що приварюють ребра жорсткості товщиною 10 мм, плоскої секції (рис. 3.2) із сталей WEL TEN 80 і 14ХМНФДР (табл. 3.1) з набором одного напрямку. Проаналізувати очікувану структуру ЗТВ. Визначити при необхідності температуру попереднього підігріву. Оцінити схильність до утворення холодних і гарячих тріщин.

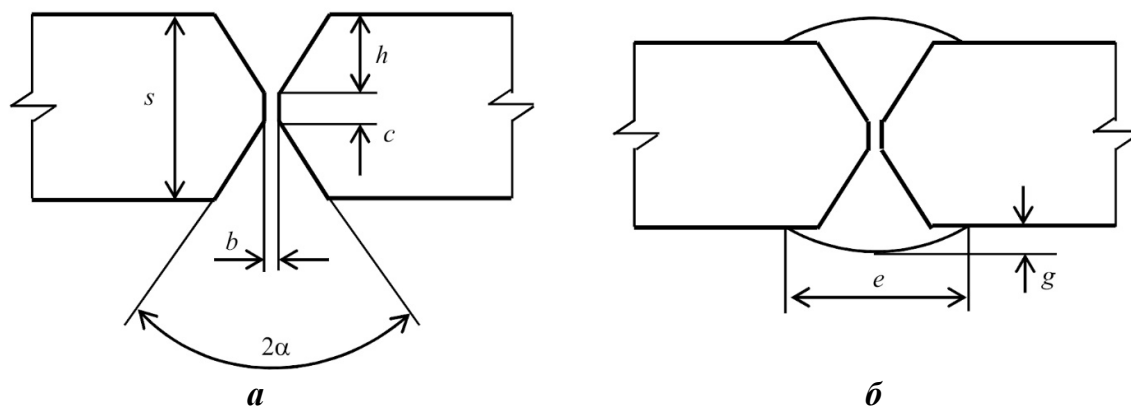


Рис. 3.1 Конструктивні елементи стикового зварного з'єднання високоміцної сталі: *а* - підготовка кромek; *б* - заварений шов

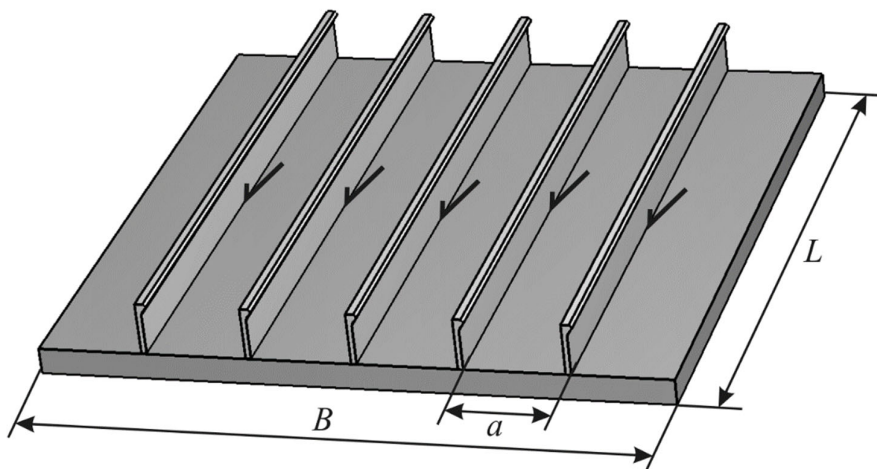


Рис. 3.2 Плоска секція з набором в одному напрямку

Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата

МР. 132. 6121м. 02. 05. 03. ПЗ.

Арк.

57

Таблиця 3.1. Розрахунковий (середній) хімічний склад сталі, %

сталь	C	Mn	Si	Cr	Ni	V	Cu	Mo	B	S	P
WEL TEN 80	0,10	0,90	0,25	0,60	1,50	0,10	0,325	0,60	0,006	0,040	0,035
14ХМНФДР	0,135	0,75	0,27	0,55	0,85	0,075	0,275	0,50	0,004	0,035	0,035

3.1. Розрахунок режиму зварювання стикових з'єднань

Погонну енергію зварювання і, відповідно, кількість проходів визначають з урахуванням різних факторів [10,11,12,13].

З одного боку, з міркувань економічності краще збільшувати погонну енергію, оскільки, чим більше погонна енергія зварювання і менше кількість проходів, тим менше час зварювання, а відповідно і трудомісткість. З іншого боку краще зменшувати погонну енергію, так як при перегріві відбувається знеміцнення металу і підвищення критичної температури крихкості металу з бейнітно- мартенситною структурою. Але разом з тим, зварювання з малими погонними енергіями збільшує швидкість охолодження і може вимагати попереднього підігріву.

Для визначення максимальної погонної енергії до теперішнього часу розрахункові методи відсутні. Вона може бути визначена експериментально випробуваннями на ударний вигин зварних з'єднань, заварених з різними погонними енергіями, наприклад, від 10000 до 50000Дж/см. Прийнятною слід вважати погонну енергію, що забезпечує в зоні сплавлення необхідний рівень міцності (наприклад, $\sigma_{0,2} = 500 \dots 600$ МПа), роботи удару (наприклад, $KV \geq 30 \dots 40$ Дж) і критичну температуру (близько -40°C).

На підставі аналізу залежності показників міцності і тріщиностійкості за літературними даними [7] або результатами експериментів (рис.3.3) для подібної сталі в першому наближенні вибираємо значення максимальної погонної енергії $q_n=20000$ Дж/см.

Основні параметри режиму розраховуються за відомими формулами в залежності від діаметру електродного дроту і щільності струму.

Для автоматичного зварювання під флюсом приймемо діаметр

					МР. 132. 6121м. 02. 05. 03. ПЗ.	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		58

електродного дроту $d = 5$ мм і щільність струму $j = 40$ А/мм².

Тоді сила струму $I = j \frac{\pi d^2}{4} = 40 \frac{3,14 \cdot 5^2}{4} = 785$ А, приймаємо $I_{\text{св}} = 800$ А.

Напруження на дузі

$U = 20 + \frac{50 \cdot 10^{-3}}{\sqrt{d}} I \pm 1 = 20 + \frac{50 \cdot 10^{-3}}{\sqrt{5}} \cdot 800 = 37,9$ В, приймаємо 38 В.

Швидкість зварювання для забезпечення заданої погонної енергії

$v_{\text{св}} = \frac{UI\eta}{q_n} = \frac{38 \cdot 800 \cdot 0,85}{20000} = 1,29$ см/с = 46,5 м/год.

Коефіцієнт розплавлення розрахуємо за наближеною формулою

$\alpha_p = 3 + 0,08 I_{\text{св}} / d_{\text{пр}} = 3 + 0,08 \cdot 800 / 5 = 15,8$ г/(А·год), а коефіцієнт наплавлення α_n відповідно $\alpha_n = (1 - \psi) \cdot (3 + 0,08 I_{\text{св}} / d_{\text{пр}})$. Приймавши коефіцієнт втрат $\psi = 0,05$, отримаємо $\alpha_n = (1 - 0,05) \cdot (3 + 0,08 \cdot 800 / 5) = 15$ г/(А·год).

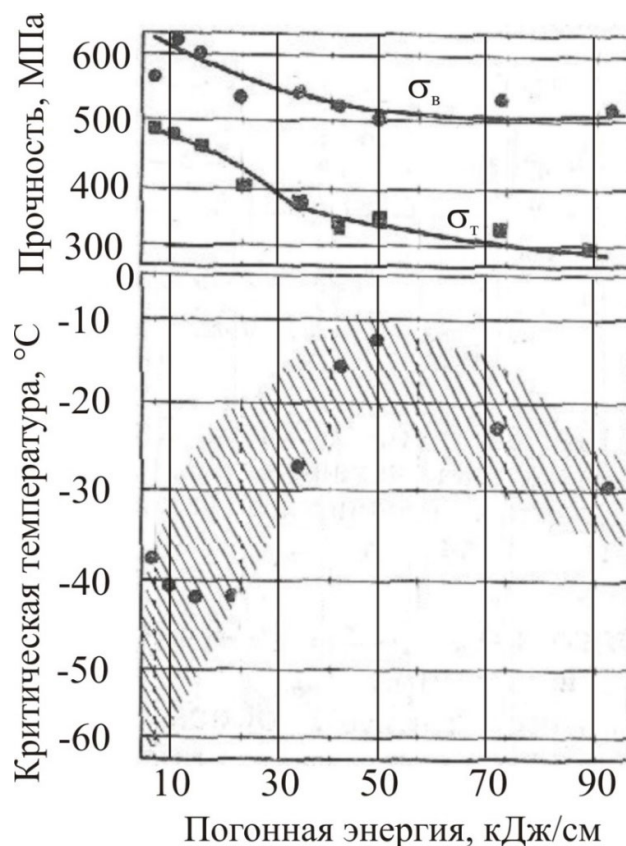


Рис 3.3 – Вплив погонної енергії автоматичного зварювання під флюсом стали НУ-80 на міцність і температуру переходу в крихкий стан

Тоді площа наплавленого металу за один прохід $F_{\text{н}} = \frac{\alpha_{\text{н}} I_{\text{св}}}{100 v_{\text{св}} \gamma} = \frac{15 \cdot 800}{100 \cdot 46,5 \cdot 7,8} = 0,331 \text{ см}^2 = 33,1 \text{ мм}^2$.

Загальна площа наплавленого металу визначається товщиною листів, що з'єднуються s , геометрією підготовки кромки під зварювання (кутом скошу кромки α , град, зазором b , притуплюванням c) і площею випуклої частини (завширшки e і висотою посилення g) шва.

У з'єднанні з симетричним двостороннім скосом двох кромки (рис. 3.19) загальна площа наплавленого металу може бути підрахована за формулою

$$F_{\text{н}} = 2 \left(\frac{3}{4} e \cdot g + \left(\frac{s-c}{2} \right)^2 \cdot \text{tg} \alpha + b \cdot \frac{s}{2} \right).$$

Приймаючи значення $e = 40 \text{ мм}$, $g = 4 \text{ мм}$, $c = 2 \text{ мм}$, $b = 2 \text{ мм}$, $\alpha = 25^\circ$ град, для товщини $s = 20 \text{ мм}$ отримуємо

$$F_{\text{н}} = 2 \cdot \left(\frac{3}{4} 40 \cdot 4 + \left(\frac{20-2}{2} \right)^2 \cdot \text{tg} 25^\circ + 2 \cdot \frac{20}{2} \right) = 356 \text{ мм}^2 = 3,56 \text{ см}^2.$$

Кількість проходів $n = 3,56 / 0,331 = 10,8$, приймаємо кількість проходів 10, тобто для заповнення оброблення необхідно виконати по 5 проходів з кожного боку.

Уточнена площа шару $3,56 / 10 = 0,356$.

Швидкість подачі дроту, що забезпечує задану площу наплавлення за один прохід $v_{\text{дп}} = \frac{4 \alpha_{\text{д}} I_{\text{дп}}}{\pi d_{\text{д}}^2 \gamma} = \frac{4 \cdot 15,8 \cdot 800}{\pi \cdot 1,4^2 \cdot 7,8} = 82,6 \text{ м/год} = 2,29 \text{ см/с}$.

Уточнена швидкість зварювання

$$v_{\text{св}} = \frac{\alpha_{\text{св}} I_{\text{св}}}{100 F_{\text{нп}}} = \frac{14,8 \cdot 800}{100 \cdot 0,356 \cdot 7,8} = 42,6 \text{ м/год} = 1,18 \text{ см/с}$$

Уточнена погонна енергія

$$q_{\text{п}} = \frac{U I_{\text{св}}}{v_{\text{св}}} = \frac{38 \cdot 800 \cdot 0,85}{1,2} = 21800 \text{ Дж/см}.$$

Ефективна теплова потужність

$$q = U I \eta = 38 \cdot 800 \cdot 0,85 = 25840 \text{ Дж/с}.$$

					МР. 132. 6121м. 02. 05. 03. ПЗ.	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		60

3.2 Розрахунок режиму зварювання таврових з'єднань

Для автоматичного зварювання під флюсом приймемо діаметр електродного дроту $d = 4$ мм і щільність струму $j = 50$ А/мм².

Тоді сила струму $I = j \frac{\pi d^2}{4} = 50 \frac{3,14 \cdot 4^2}{4} = 628$ А, приймаємо $I_{св} = 600$ А.

Напруження на дузі

$$U = 20 + \frac{50 \cdot 10^{-3}}{\sqrt{d}} I \pm 1 = 20 + \frac{50 \cdot 10^{-3}}{\sqrt{4}} \cdot 600 = 35 \text{ В, приймаємо } 35 \text{ В.}$$

У тавровому з'єднанні без скосу кромки с катетом k при коефіцієнті опуклості k_y площа наплавленого металу може бути підрахована за формулою

$$F_n = \frac{k_y k^2}{2} = \frac{1,2 \cdot 4^2}{2} = 21,6 \text{ мм}^2 = 0,216 \text{ см}^2.$$

Коефіцієнт розплавлення розрахуємо за наближеною формулою $\alpha_p = 3 + 0,08 I_{св} / d_{пр} = 3 + 0,08 \cdot 600 / 4 = 15,0$ г/(А·год), а коефіцієнт наплавлення α_n відповідно $\alpha_n = (1 - \psi) \cdot (3 + 0,08 I_{св} / d_{пр})$. Приймаючи коефіцієнт втрат $\psi = 0,05$, отримуємо $\alpha_n = (1 - 0,05) \cdot (3 + 0,08 \cdot 800 / 5) = 14,25$ г/(А·год),

Тоді швидкість сварки

$$v_{св} = \frac{\alpha_p \cdot d_{пр}}{100 F_n} = \frac{14,25 \cdot 400}{100 \cdot 0,216 \cdot 7,8} = 50,7 \text{ м/год} = 1,41 \text{ см/с}$$

Швидкість подання проволоки

$$v_{пр} = \frac{4 \alpha_p \cdot d_{пр}}{\pi d^2 \psi} = \frac{4 \cdot 15 \cdot 600}{3,14 \cdot 4^2 \cdot 7,8} = 91,9 \text{ м/год} = 2,55 \text{ см/с}$$

Погонна енергія зварювання

$$q_n = \frac{UI_{св}}{v_{св}} = \frac{35 \cdot 600 \cdot 0,85}{1,41} = 12660 \text{ Дж/см.}$$

Частка погонної енергії, що іде на нагрів листа

$$q_{на} = \left(0,82 - 0,2 \frac{v_{св}}{v_{пр}}\right) q_n = \left(0,82 - 0,2 \frac{1,41}{2,55}\right) \cdot 12660 = 8990 \text{ Дж/см.}$$

Ефективна теплова потужність

$$q = UI\eta = 35 \cdot 600 \cdot 0,85 = 17850 \text{ Дж/с.}$$

					МР. 132. 6121м. 02. 05. 03. ПЗ.	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		61

Результати розрахунків режимів зварювання стикових і таврових з'єднань наведені в таблиці 3.2.

Таблиця 3.2. Режим автоматичного зварювання під флюсом стикових і таврових з'єднань

Тип соеди- нения	Толщи- на, (катет), мм	Кол-во прохо- дов	Диаметр св. про- волоки, мм	Ток, А	Напря- жение, В	Скор. подачи пров., м/час	Скор. сварки, см/с	Погон. енергия, Дж/см
	s		$d_{\text{ел}}$	$I_{\text{зв}}$	$U_{\text{д}}$	$v_{\text{пд}}$	$v_{\text{зв}}$	$q_{\text{п}}$
C25	20	10	5	800	38	82,6	1,2	21300
T3	6	1	4	600	35	91,9	1,41	12660

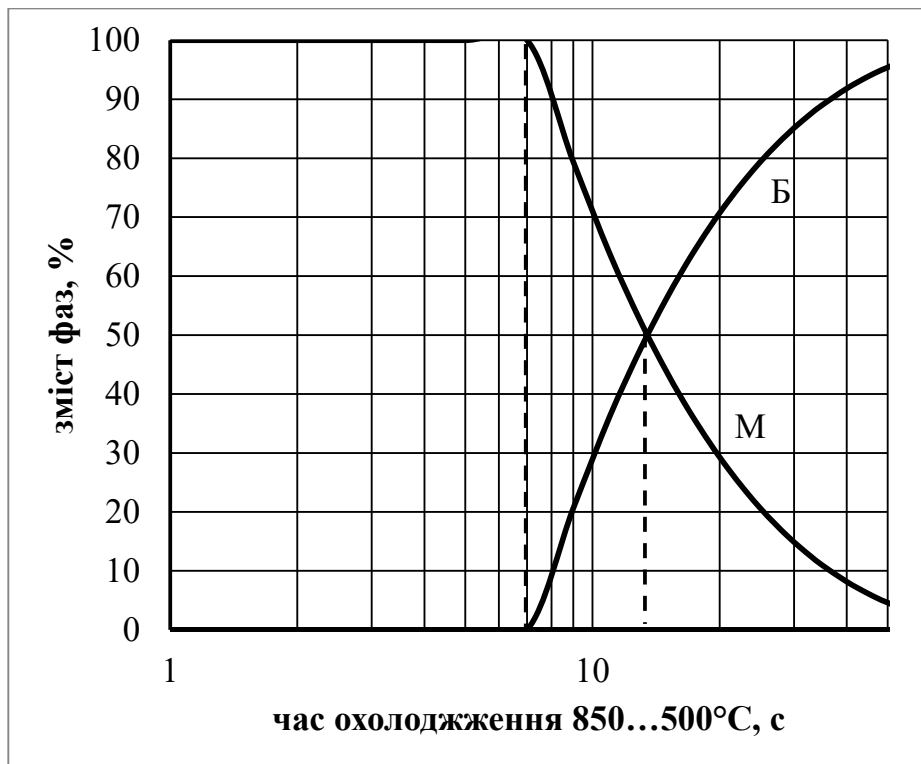
3.3 Аналіз очікуваної структури

Для аналізу очікуваної структури використовуємо методику ІЕЗ ім.. Є.О.Патона (Касаткіна і Зайффарта) (див. п. 2.1). Результати розрахунку параметрів і складових структури в ЗТВ залежно від швидкості охолодження з урахуванням хімічного складу сталей наведено в табл. 3.3 і на рис. 3.4.

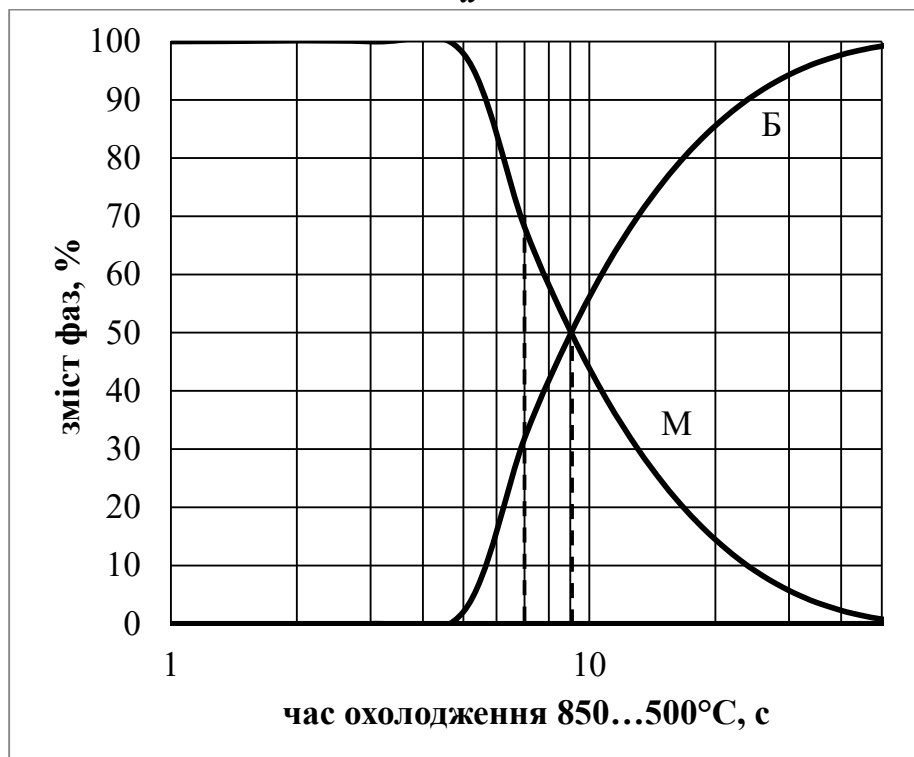
З рисунків видно, що при швидкому охолодженні в інтервалі температур 850 ... 500°C (7с в стали WEL TEN 80 і 5 с в стали 14ХМНДФР) перетворення аустеніту відбувається повністю за мартенситному типу. Зі зменшенням швидкості охолодження роль дифузійних процесів зростає і в широкому діапазоні t відбувається проміжне бейнітне перетворення. В області тривалості охолодження 50 ... 100 с в температурному інтервалі 850 ... 500°C мартенситна фаза повністю зникає і в продуктах розпаду аустеніту з'являються ферит і перліт.

Таблиця 3.3. Результати розрахунків параметрів по рівнянням регресії

Марка стали	$\ln t_{\text{м}}$	$t_{\text{м}}$	$\ln S_{\text{м}}$	$S_{\text{м}}$	$\ln t_{\text{ф}}$	$t_{\text{ф}}$	$\ln S_{\text{ф}}$	$S_{\text{ф}}$	$\ln t_{\text{ф+п}}$	$t_{\text{ф+п}}$	$\ln S_{\text{ф+п}}$	$S_{\text{ф+п}}$
WEL TEN 80	2,59	13	0,778	2,2	6,4	630	1,538	4,7	6,8	875	1,463	4,3
14ХМНДФР	2,19	9	0,757	2,1	5,5	253	1,354	3,9	5,4	229	1,208	3,3



a



б

Рис. 3.4 Фазовий склад ЗТВ в залежності от тривалості охолодження 850...500 С, с, при зварюванні сталей WEL TEN 80 (*a*) і 14ХМНДФР (*б*),

Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата

МР. 132. 6121м. 02. 05. 03. ПЗ.

Арк.

63

Фактичну тривалість охолодження в заданому інтервалі температур (850 ... 500°C) з урахуванням великої товщини з'єднання визначаємо з термічного циклу ЗТВ як для наплавлення валика на масивне тіло за формулою (2.6) або рис. 2.6.

З рис. 2.6 (крива 2) видно, що при погонній енергії 20000 Дж/см і початковій температурі 20 ... 25°C час охолодження в інтервалі 850 ... 500°C становить близько 7 с. При такій швидкості охолодження в ЗТВ утворюється близько 100% (сталь WEL TEN 80) і 70% (сталь 14ХМНДФР) мартенситу, що не забезпечує вимоги по пластичності і тріщиностійкості. При погонній енергії 9000 Дж/см (нагрівання листа при приварюванні ребра жорсткості) час охолодження знижується до 3 с і в обох сталях частка мартенситу досягає 100%.

Для отримання структури з вмістом не більше 50% мартенситу необхідний час охолодження не менше 13 с (сталь WEL TEN 80) і 9 с (сталь 14ХМНДФР) (див. рис.3.4). Це можна забезпечити попереднім підігрівом при зварюванні стикових з'єднань до температури 170°C (сталь WEL TEN 80) і 100°C (сталь 14ХМНДФР), а таврових - до 300°C і 240°C відповідно (див. рис. 2.6).

Попередній підігрів може бути забезпечений газополум'яним пальником або використанням блочного методу зварювання. У цьому випадку довжина кроку при погонній енергії 20000Дж/см повинна бути 80см для початкової температури 100°C і близько 50 см для 170°C (рис. 2.8).

Для порівняння було виконано оцінку очікуваної структури за наявною в літературі діаграмі термкінетичного перетворення для стали WEL TEN 80 (рис. 3.5). Як видно з рисунка, для часу охолодження в інтервалі 850 ... 500°C рівному 7 с і 13 с зміст мартенситу в металі ЗТВ по діаграмі теж становить близько 95% при зварюванні без підігріву і 51% з підігрівом відповідно.

					MP. 132. 6121м. 02. 05. 03. ПЗ.	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		64

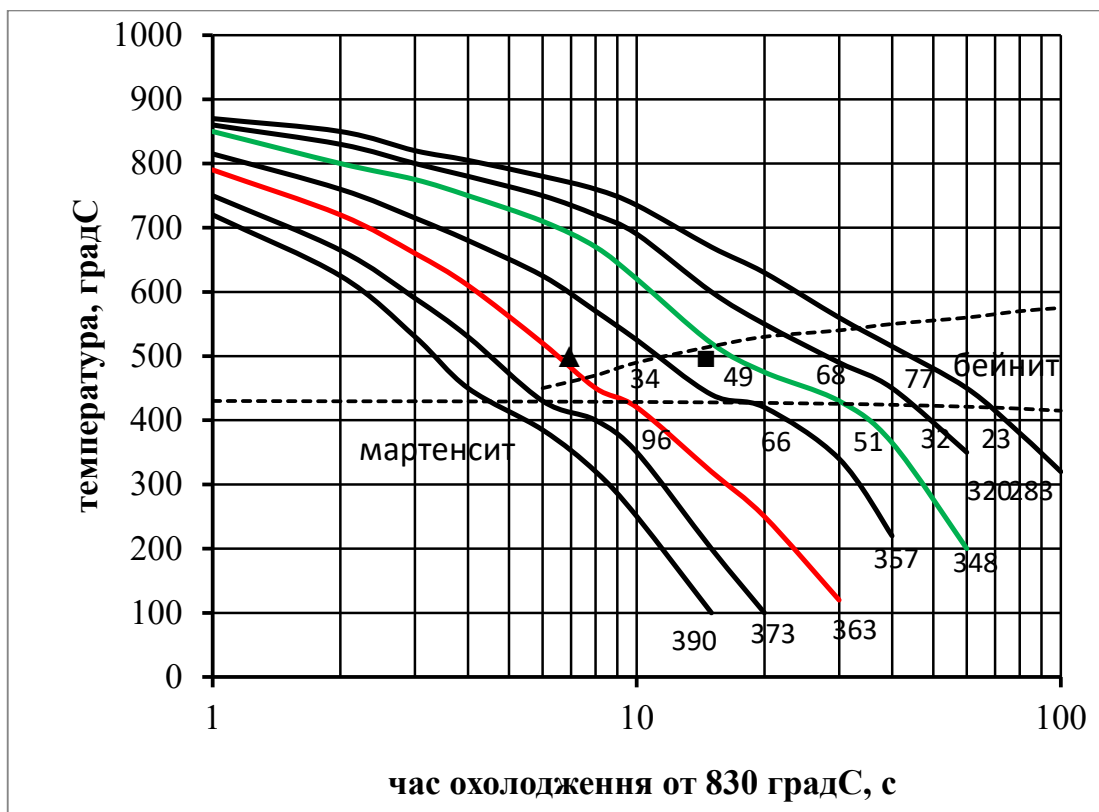


Рис. 3.5 Діаграма термокінетичного перетворення аустеніту сталі WEL TEN 80.

3.4. Перевірка стійкості зварних з'єднань проти утворення холодних тріщин

Оцінку виконаємо за методом Іто і Бессіо.

Розрахувавши еквівалент вуглецю за формулою (2.9) з урахуванням хімічного складу (див. табл. 3.1) і беручи $[H]_d = 1,5$, отримаємо для сталі WEL TEN 80 $P_{cm} = 0,268$, а для 14ХМНДФР $P_{cm} = 0,295$.

Наведений еквівалент враховує не тільки склад сталей, а й жорсткість з'єднання. Його значення, розраховані за формулою (2.8), наведено в табл. 3.4.

З порівняння наведеного еквівалента з його критичним значенням 0,268 видно, що обидві сталі схильні до утворення холодних тріщин практично на всіх товщинах і у вузлах будь-якої жорсткості, тому слід вживати заходів до їх запобігання.

Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата

МР. 132. 6121м. 02. 05. 03. ПЗ.

Арк.

65

Таблиця 3.4. Наведений еквівалент R_{σ} для з'єднань з різною жорсткістю K_0 і товщиною S

S , мм	K_0	Марка сталі	
		WEL TEN 80	14ХМНДФР
20	200	0,311	0,305
	500	0,326	0,320
	1000	0,351	0,345
	2000	0,401	0,395
	4000	0,501	0,495
30	200	0,316	0,310
	500	0,339	0,333
	1000	0,376	0,370
	2000	0,451	0,445
	4000	0,601	0,595
40	200	0,321	0,315
	500	0,351	0,345
	1000	0,401	0,395
	2000	0,501	0,495
	4000	0,701	0,695

3.5 Оцінка схильності до утворення гарячих тріщин

Оцінку виконаємо за різними критеріями. Результати обчислення їх величин наведено в табл. 3.5.

Таблиця 3.5. Значення параметрів, що визначають схильність до утворення гарячих тріщин для сталей

Марка сталі	$C_{\text{ЭКВ}} (2.1) \text{ при } S = 20\text{мм}$	$C_{\text{ЭКВ}} (2.2)$	HCS (2.3)	$V_{\text{кр}}$
WEL TEN 80	0,67	0,63	2,5	6,6
14ХМНДФР	0,62	0,56	2,7	5,6
Відсутність тріщин	$\leq 0,45$	$\leq 0,45$	≤ 2	≥ 6

Як видно з таблиці, за всіма критеріями, крім критичної швидкості деформації, обидві сталі схильні до утворення гарячих тріщин.

3.6 Механічні властивості металу ЗТВ

Виходячи з знайденого структурного стану (часток змісту мартенситу М, бейніту Б, фериту Ф та перліту П) і режиму охолодження, очікувані характеристики механічних властивостей визначаємо за рівнянням регресії, наведеним у підрозділі 2.1.

Результати розрахунку очікуваних характеристик залежно від часу охолодження в діапазоні 850 ... 500°C, знайдені за наведеними рівняннями, і відповідні характеристики в стані поставки, встановлені стандартами, наведено на рис. 3.6...3.11 і в табл. 3.6.

Аналіз результатів показує, що при призначених режимі зварювання стиків (погонна енергія $q_{\text{п}} = 21300$ Дж/см) і температурі підігріву $T_0 = 180^\circ\text{C}$ (WEL TEN 80) і 100°C (14ХМНДФР), що забезпечують час охолодження в діапазоні 850 ... 500° з $t_{850...500} = 13$ с і 9 с (рис. 2.6) відповідно, очікувані твердість (315 ... 325 HV), ударна в'язкість KCU (88 ... 95 Дж / см²), тимчасовий опір $\sigma_{\text{в}}$ (950 ... 1000 МПа) і границя плинності $\sigma_{\text{т}}$ (700 ... 720 МПа) в ЗТВ обох сталей відповідає характеристикам основного металу (табл. 3.6). Характеристика пластичності - відносне подовження δ (близько 15%) дещо поступається вимогам до основного металу стали WEL TEN 80.

					МР. 132. 6121м. 02. 05. 03. ПЗ.	Арк.
						67
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

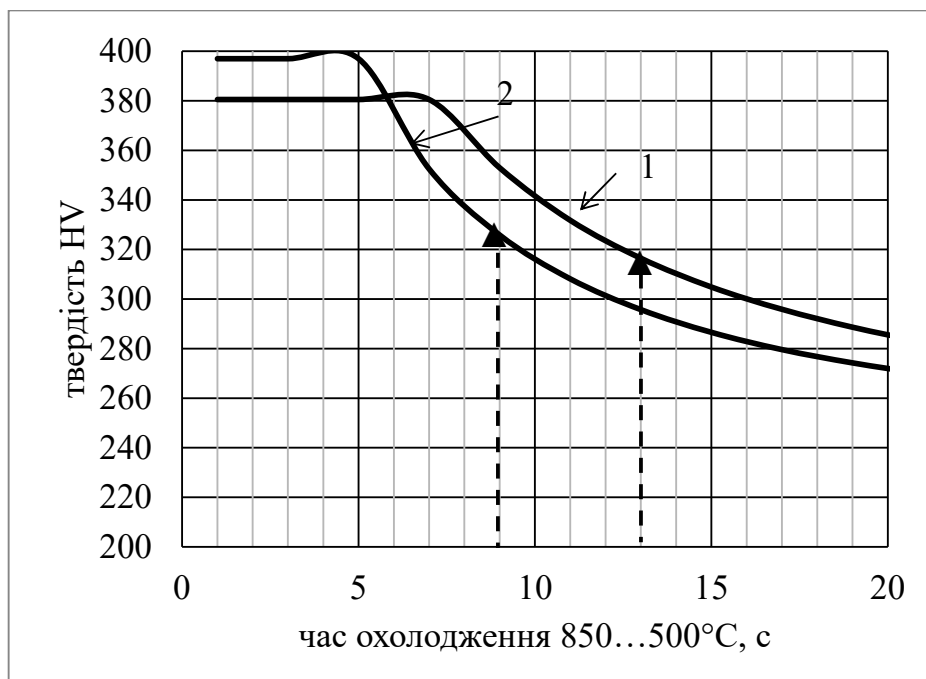


Рис. 3.6 Залежність твердості HV сталей WEL TEN 80 (1) і 14XMHDFP (2) від часу охолодження в інтервалі 850...500 °C

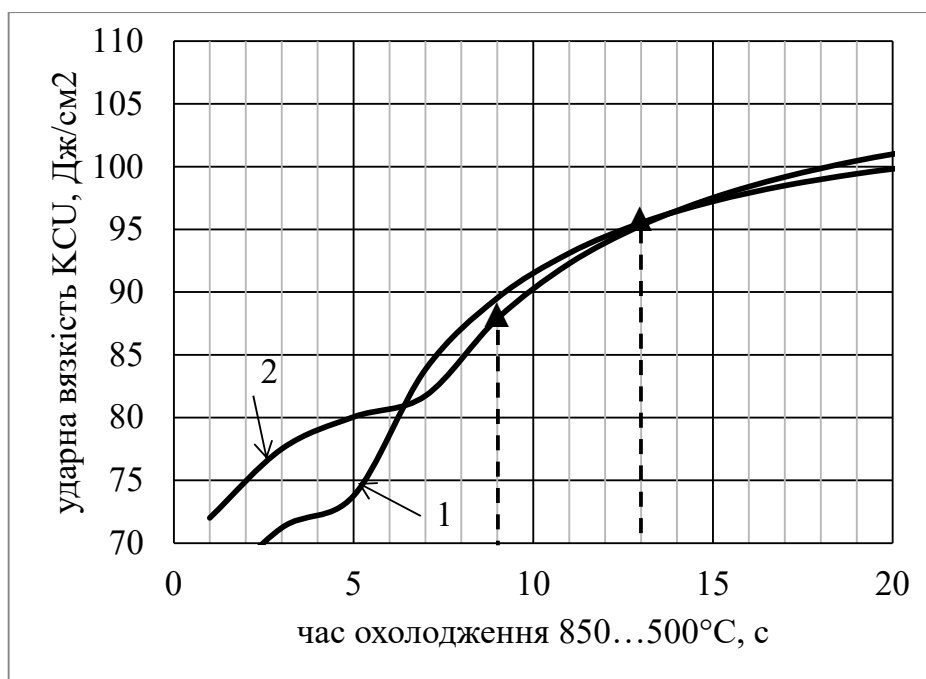


Рис. 3.7 Залежність ударної в'язкості сталей WEL TEN 80 (1) і 14XMHDFP (2) від часу охолодження в інтервалі 850...500 °C

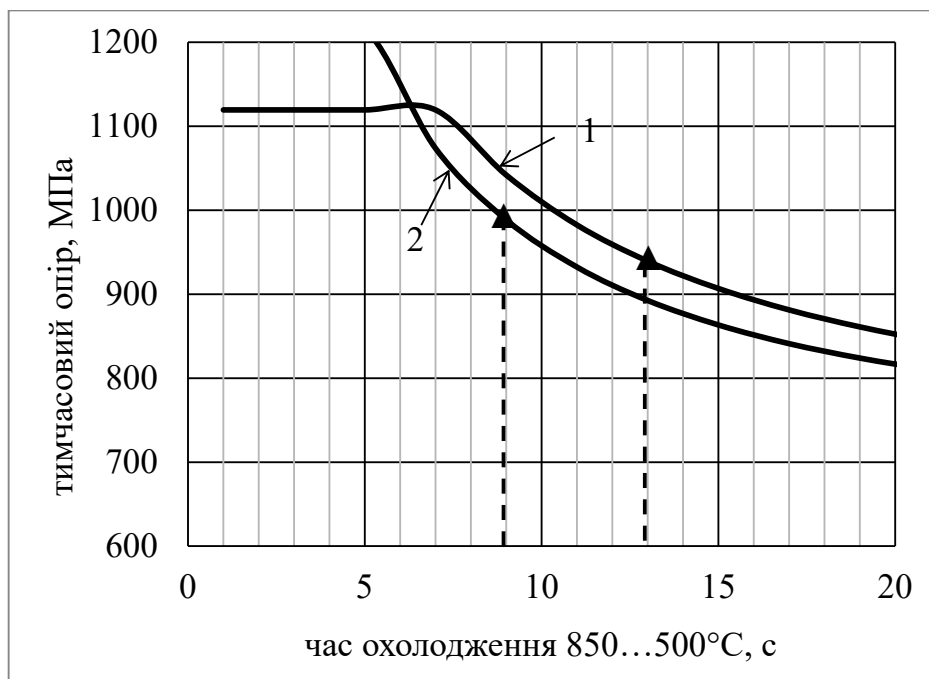


Рис. 3.8 Залежність тимчасового опору сталей WEL TEN 80 (1) і 14ХМНДФР (2) від часу охолодження в інтервалі 850...500 °С

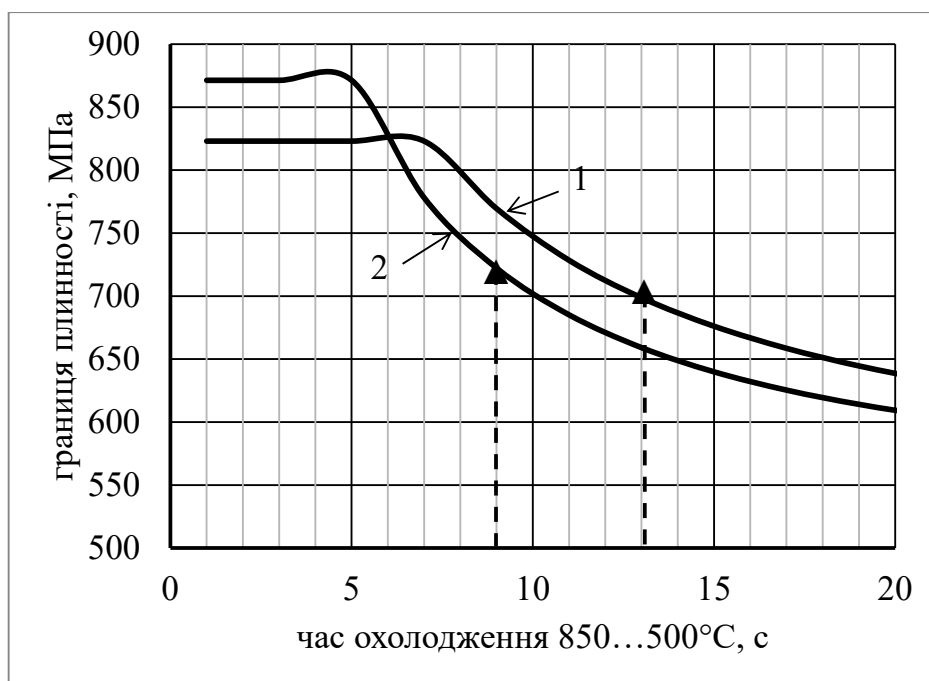


Рис. 3.9 Залежність границі плинності сталей WEL TEN 80 (1) і 14ХМНДФР (2) від часу охолодження в інтервалі 850...500 °С,

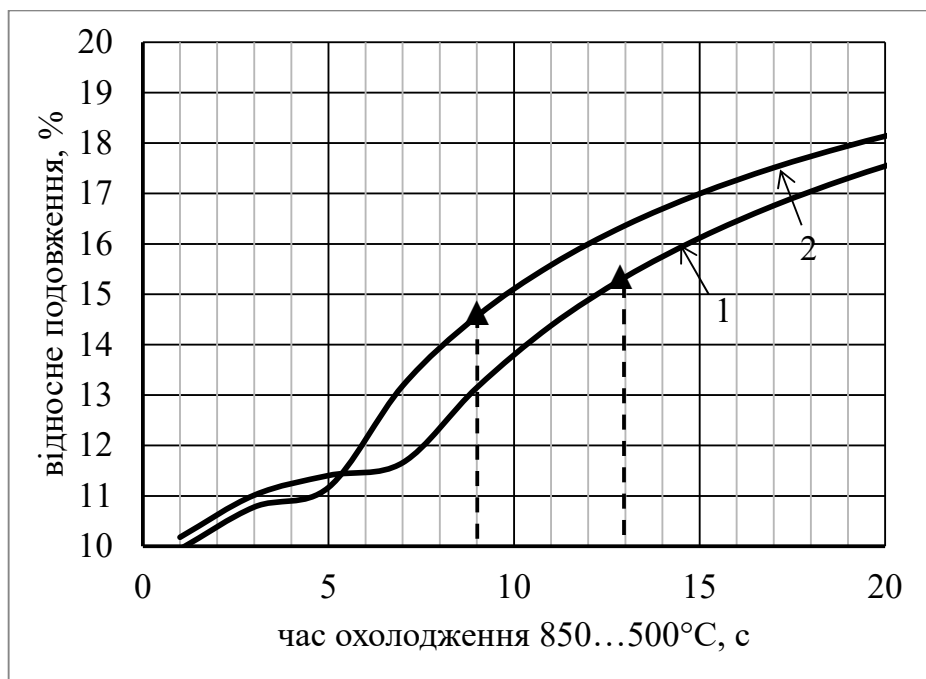


Рис. 3.10 Залежність відносного подовження сталей WEL TEN 80 (1) і 14ХМНДФР (2) і від часу охолодження в інтервалі 850...500 °С

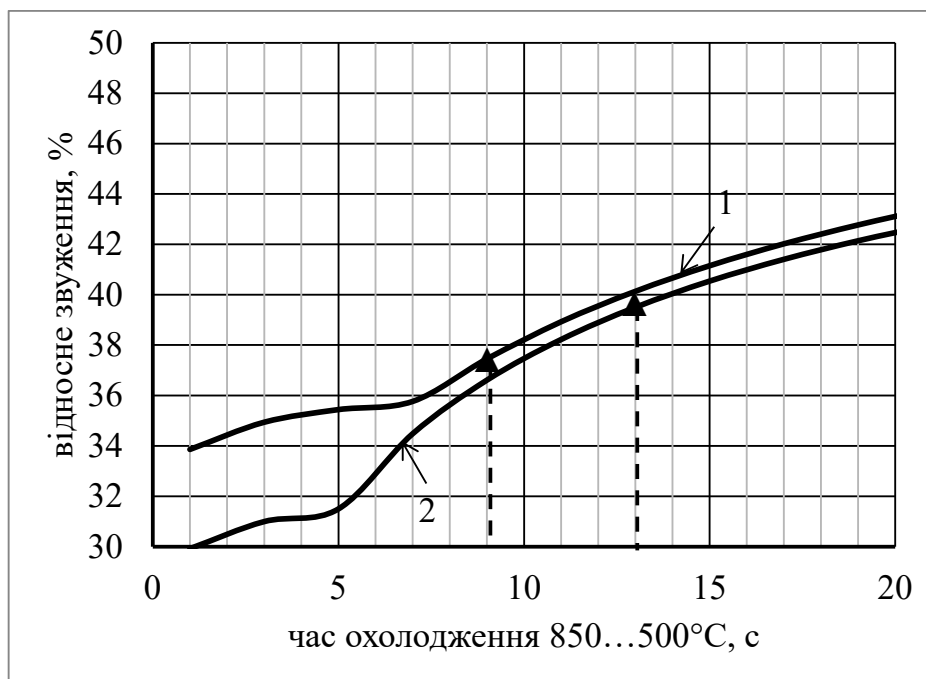


Рис. 3.11 Залежність відносного звуження сталей WELTEN 80 (1) і 14ХМНДФР (2) від часу охолодження в інтервалі 850...500 °С

Збільшення погонної енергії або температури попереднього підігріву і відповідне збільшення часу охолодження (наприклад, до 20 с) дещо знизить характеристики міцності (твердість - до 270 ... 290HV, тимчасовий опір - до 800 ... 850 МПа і границя плинності - до 600...650 МПа), але підвищить тріщиностійкість (ударну в'язкість KCU - до 100 Дж/см²) і пластичність (відносне подовження - до 17,5...18% і звуження - до 42...43%).

Таблиця 3.6. Характеристики механічних властивостей сталей, що встановлені стандартами

Марка сталі	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ	KCV,
	МПа		%		Дж/см ²
14ХМНДФР	≥ 700	≥ 600	14	—	40
WELTEN 80	800	700	18	—	—

3.7. Механічні властивості металу шва

Для автоматичного зварювання під флюсом сталі цієї категорії можуть застосовуватися зварювальні матеріали, які вказані у таблицях 3.7 та 3.8.

Хімічний склад наплавленого металу, отриманий експериментально, наведено у таблиці 3.9.

Таблиця 3.7. Хімічний склад дротів сталевих зварювальних (ГОСТ 2246-70)

Марка дроту	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Ti	S	P
Легований дріт									
Св-08ГС	0,10	0,60...0,85	1,40...1,7	0,20	0,25	-	-	0,025	0,030
Св-08Г2С	0,05...0,11	0,70...0,95	1,80...2,1	0,20	0,25	-	-	0,025	0,030
Св-10ГН	0,12	0,15...0,35	0,90...1,2	0,20	0,90...1,2	-	-	0,025	0,030
Св-08ГСМТ	0,06...0,11	0,40...0,70	1,00...1,3	0,30	0,30	0,2...0,4	0,05...0,12	0,025	0,030

Таблиця 3.8. Хімічний склад флюсів

Марка	Тип	Хімічний склад, %, не більше								
		SO ₂	MnO	CaF ₂	Al ₂ O ₃	MgO	CaO	Fe ₂ O ₃	S	P
АН-42	FB	30...34	14...19	14...20	13...18	0	12...16	1,0	0,06	0,10

Таблиця 3.9. Хімічний склад металу шва, %

	C	Si	Mn	Cr	Ni
Наплавлений метал	0,10	0,22	0,89	0,5	0,32

На рис. 3.12 и 3.13 наведені характеристики механічних властивостей наплавленого металу з хімічним складом, наведеним у таблиці 3.9, залежно від часу охолодження в діапазоні 850...500°C, знайдені за рівняннями регресії (см. п 2.1.5).

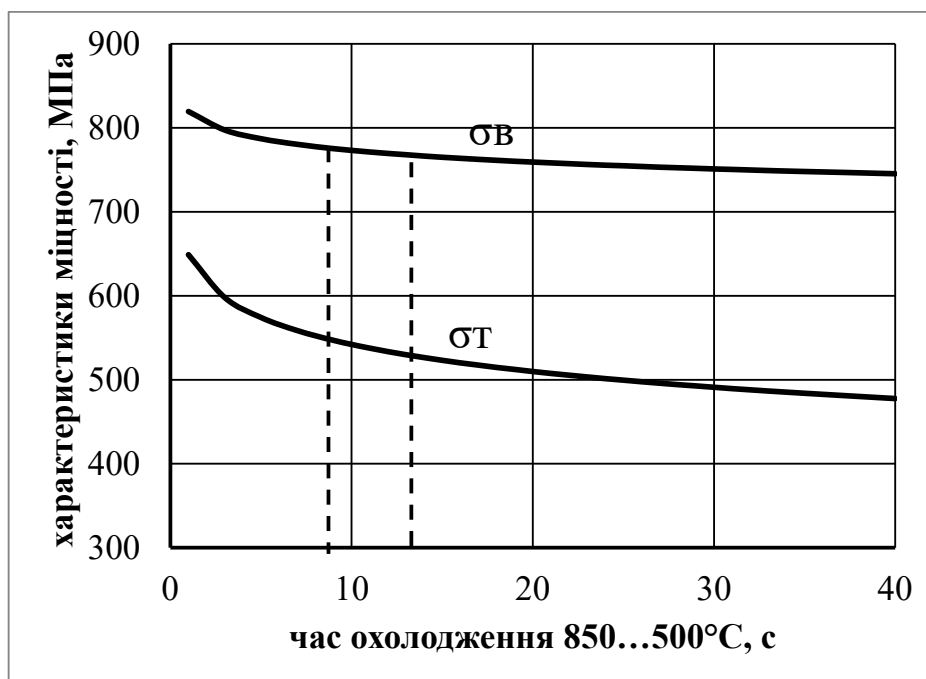


Рис. 3.12 Залежність міцності металу шва від часу охолодження
от 850 до 500 °C

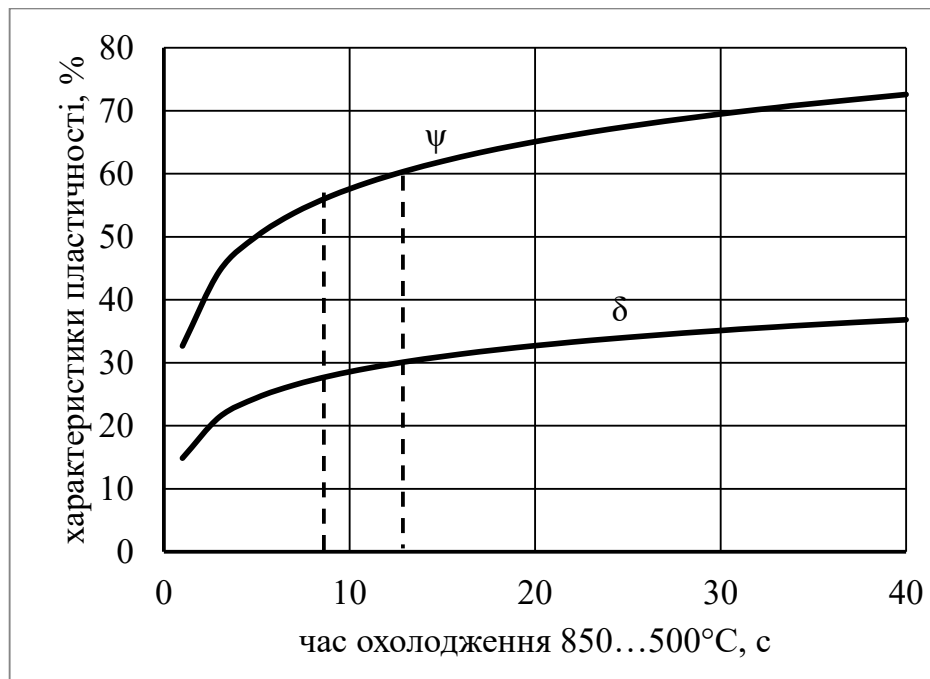


Рис. 3.13 Залежність пластичності металу шва від часу охолодження
от 850 до 500 °С

З рисунків видно, що при часі охолодження від 850 до 500°С в межах 9 ... 13 с, яке забезпечується запропонованим режимом зварювання, характеристики міцності наплавленого металу: границя плинності 525 ... 550 МПа і тимчасовий опір 770 ... 780 МПа, тобто границя плинності кілька нижче, ніж у основного металу (600 ... 700 МПа). Характеристика пластичності - відносне подовження 28 ... 30%, навпаки, вище, ніж в основному металі (14 ... 18%).

Таким чином, метал шва менш міцний і більш пластичний, ніж основний метал. Для забезпечення рівномірності з'єднання в цілому меншу міцність металу шва необхідно компенсувати відповідним збільшенням розмірів опуклості.

Необхідну висоту опуклості в залежності від коефіцієнта міцності металу шва $k_{\text{мш}} = \sigma_{\text{мш}} / \sigma_{\text{ом}} = 525 / 600 = 0,875$ можна розрахувати по формулі [ссылка на статью Вани]:

$$g \geq 0,5s \left(\frac{1,14}{k_{\text{мш}}} - 1 \right) = 0,5 \cdot 20 \cdot \left(\frac{1,14}{0,875} - 1 \right) = 3 \text{ мм.}$$

У нашому випадку ширина і висота опуклостей прийняті 40 і 4 мм, замість 24 і 2,5 мм, передбачених ГОСТ 8713-79 для з'єднання С25 товщиною

20 мм. Це дозволяє збільшити площу перерізу по осі шва на 40% порівняно з основним металом і наблизити міцність шва до міцності листів, що з'єднуються.

3.8 Висновки

1. Застосування розрахункових методів при проектуванні технології дугового зварювання стикових з'єднань низьковуглецевих низьколегованих сталей, в тому числі і високоміцних, дає можливість отримати досить об'єктивну і повну інформацію, як про фазовий складі, так і механічні властивості металу ЗТВ і наплавленого металу.

2. Порівняння результатів розрахунків механічних властивостей металу ЗТВ з нормативними показало, що знайдені розрахунком режим зварювання і температура підігріву для обох сталей забезпечують необхідні властивості.

3. Метал шва менш міцний і більш пластичний, ніж основний метал. Для забезпечення рівномірності з'єднання в цілому меншу міцність металу шва можна компенсувати відповідним збільшенням розмірів опуклості.

					МР. 132. 6121м. 02. 05. 03. ПЗ.	Арк.
						74
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

4 Автоматизація проектування технології зварювання низьколегованих сталей

Одним з важливих переваг (достоїнств) розглянутих розрахункових методів є простота їх реалізації на комп'ютері, що набагато спрощує і прискорює роботу технолога, робить результати більш точними.

4.1 Блок-схема розрахунку технології зварювання стикових з'єднань С7 і С25

Блок-схема розрахунку наведена на рис. 4.1.

1. Введення вихідних даних:

- хімічний склад сталі і наплавленого металу (конкретний зміст елементів, а не інтервал),
- теплофізичні властивості основного металу (вибираються з пропонуваного інтервалу значень),
- товщина металу (листа),
- розміри шва і оброблення: ширину і висоту опуклості, зазор, притуплення, кут скосу кромки. Для стикових з'єднань без скосу кромки притуплення дорівнює товщині листа, а кут оброблення - нулю.

Крім того, зазначаються рекомендовані (вибрані) технологом:

- щільність струму,
- діаметр електродного дроту,
- ефективний ККД процесу нагріву (залежно від обраного технологом способу зварювання),
- максимально допустиму погонну енергію для даної сталі,
- коефіцієнт жорсткості з'єднання (вибирають з можливого діапазону),
- пропонувану технологом температуру попереднього підігріву,
- очікуваний склад наплавленого металу (на підставі експериментальних даних для використовуваних зварювальних матеріалів).

					МР. 132. 6121м. 02. 05. 04. ПЗ.	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		75

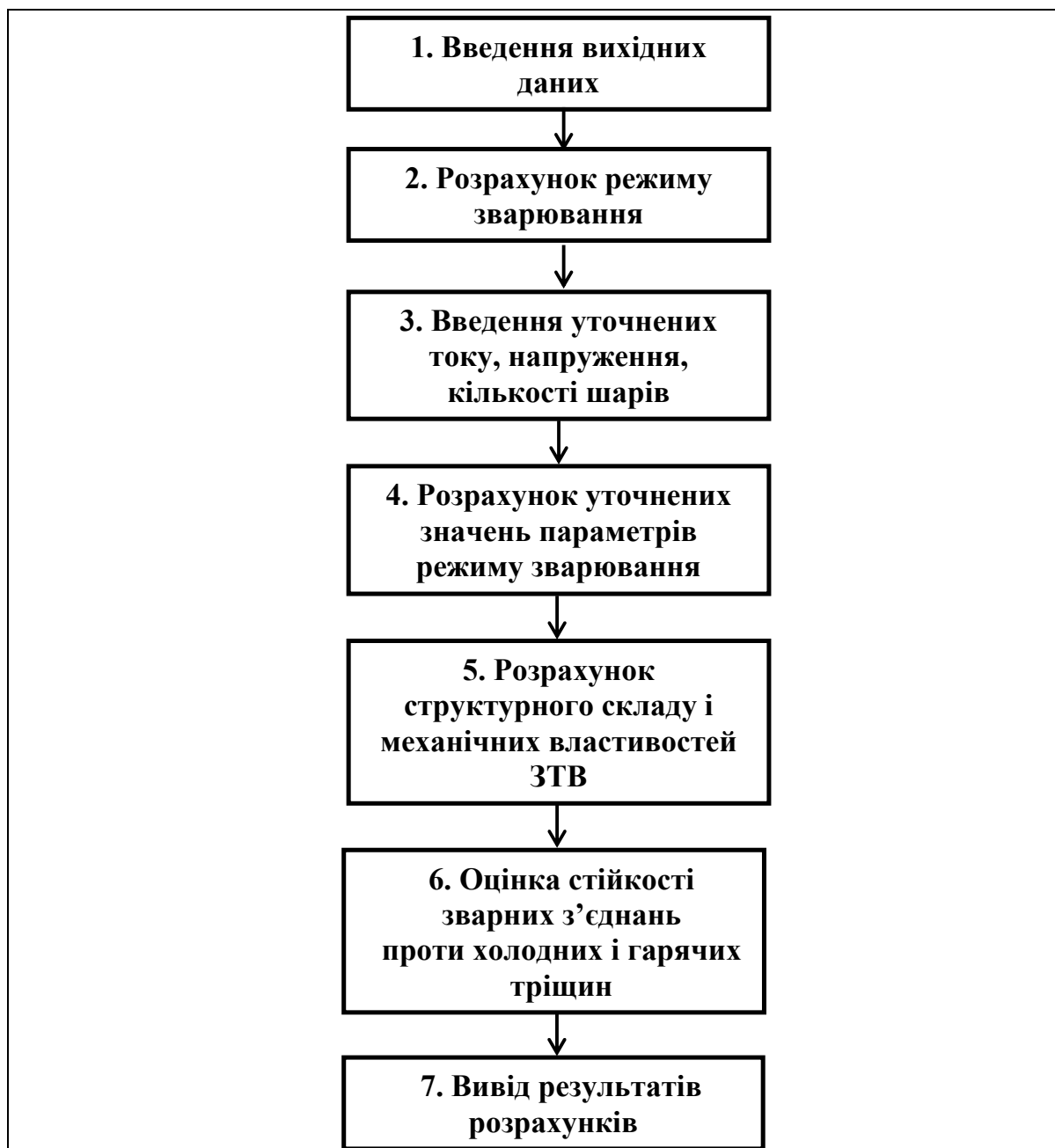


Рис. 4.1 Блок-схема розрахунку режиму зварювання стикових з'єднань з низьковуглецевих низьколегованих сталей

Для полегшення роботи технолога до програми прикладена база даних, що включає в себе:

- хімічний склад і механічні властивості деяких низьковуглецевих низьколегованих сталей, для яких можуть бути використані математичні моделі,

- рекомендовані щільності струму,
- рекомендовані діаметри електродного дроту,
- теплофізичні властивості сталей,
- ефективні ККД процесу нагріву для різних способів зварювання.

Ця частина бази може поповнюватися користувачем.

2. Виконання розрахунку режиму зварювання

- Розрахунок сили струму, напруги на дузі, швидкості зварювання.
- Розрахунок площі наплавлення за один прохід і загальної площі наплавленого металу, кількість проходів (шарів), необхідних для заповнення оброблення.

На цій стадії розрахунку користувач повинен переглянути отримані результати, прийняти рішення про їх прийнятності та внести прийняті ним для подальших розрахунків значення сили струму, напруги на дузі і кількості шарів.

3. Введення уточнень (заокруглень) основних параметрів режиму

- сила зварювального струму,
- напруга на дузі,
- кількість шарів (проходів).

4. Виконання розрахунку уточнених, з урахуванням поправок користувача, значень параметрів режиму зварювання:

- коефіцієнта наплавлення, площі наплавленого шару,
- швидкості подачі електродного дроту, швидкості зварювання, погонної енергії зварювання та ефективної теплової потужності,
- максимальної довжини блоку для забезпечення заданої початкової температури.

5. Виконання розрахунку структурного складу і механічних властивостей ЗТВ

					МР. 132. 6121м. 02. 05. 04. ПЗ.	Арк.
						77
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

- розрахунок термічного циклу і параметрів, що визначають фазовий склад (часу охолодження від 850 до 500°C),
- розрахунок очікуваного фазового складу ЗТВ: кількість мартенситу, фериту, перліту, бейніту,
- розрахунок показників (характеристик) механічних властивостей ЗТВ і наплавленого металу.

6. Оцінка стійкості зварних з'єднань

Проти холодних тріщин:

- за наведеним еквіваленту вуглецю (метод Іто і Бессію),
- за часом охолодження.

Проти гарячих тріщин:

- за еквівалентом вуглецю,
- за показником Уїлкінсона,
- по критичній швидкості деформації

7. Виведення результатів розрахунків

- значення зварювального струму і напруги на дузі,
- швидкість зварювання,
- коефіцієнт наплавлення,
- загальна площа наплавленого металу,
- площа одного шару (валика),
- загальна кількість шарів,
- довжина блоку, необхідна для забезпечення заданої початкової температури при блочному методі зварювання.

Далі виводяться результати розрахунку структури ЗТВ:

тривалість охолодження в інтервалі температур 850 ... 500°C, вміст мартенситу, бейніту, фериту та перліту;

- характеристики механічних властивостей (твердість, тимчасовий опір, границя плинності, відносне подовження і звуження після розриву) металу ЗТВ;

					МР. 132. 6121м. 02. 05. 04. ПЗ.	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		78

- характеристики механічних властивостей (твердість, тимчасовий опір, границя плинності, відносне подовження і звуження після розриву) наплавленого металу.

- результати оцінки стійкості зварних з'єднань проти гарячих і холодних тріщин.

Після аналізу цих результатів технолог може ввести інше значення температури попереднього підігріву і таким чином підібрати необхідну структуру і механічні властивості ЗТВ зварного з'єднання.

На додаток до технологічних параметрів зварювання і очікуваних структури і механічних властивостей наводяться також для даної стали результати оцінки схильності її до утворення холодних тріщин (за наведеному еквіваленту вуглецю Іто і Бессію) і гарячих тріщин (за двома значеннями еквівалента вуглецю і показником Уїлкінсона).

4.2 Реалізація розрахунку на комп'ютері

Цей розрахунок реалізований на комп'ютері з використанням електронних таблиць. Це дозволяє користувачеві (технологу) вводячи вихідні дані або змінюючи їх значення в режимі он-лайн отримувати інформацію про величину всіх параметрів розрахунку і при необхідності коректувати (вибрати оптимальні) їх значення для отримання необхідного фазового складу і механічних властивостей.

Форма введення вихідних даних наведена в таблиці 4.2.

У сходінку таблиці вихідних даних, виділену жовтим кольором, вводяться назва (марка) стали, вміст вуглецю і легуючих елементів в ній. У цій же таблиці наведено граничний вміст елементів, при якому розрахунок дає досить точні результати, щоб користувач не виходив за їх межі.

Потім вводяться товщина металу, щільність струму, діаметр електродного дроту, рекомендована максимальна погонна енергія для даної марки стали (якщо є обмеження), ефективний ККД процесу нагрівання для даного способу

					МР. 132. 6121м. 02. 05. 04. ПЗ.	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		79

зварювання, коефіцієнт жорсткості з'єднання. При виборі діаметра дроту і щільності струму можна скористатися довідковою таблицею, наведеною тут же.

Після цього вводяться теплофізичні властивості сталі: коефіцієнт теплопровідності, об'ємна теплоємність, зміст дифузійного водню. Вказується температура попереднього підігріву. Для першого варіанту розрахунку її можна задати довільно, а потім, виходячи з отриманих результатів розрахунку очікуваних структурного складу і механічних властивостей, внести корективи.

Вводяться розміри оброблення крайок і шва після зварювання: ширина опуклості, висота опуклості, зазор, притуплення, кут скосу кромок.

Додатково наводиться таблиця очікуваного хімічного складу наплавленого металу (таблиця 4.3).

На робочому листі програми, з яким працює користувач (технолог), крім таблиці вихідних даних наводяться і таблиці результатів розрахунку (таблиці 4.4, 4.5 і 4.6).

У таблицях зеленим кольором виділені комірки, в які виводяться результати розрахунку параметрів режиму зварювання, а жовтим (в таблиці 4.4) - комірки, в яких користувач вказує прийняті ним значення струму, напруги та кількість проходів (шарів). Ці комірки обов'язкові для заповнення.

4.3 Вивід на друк результатів розрахунку

Всі вихідні дані та результати розрахунку можна вивести на друк у вигляді, наведеному на рис. 4.2 та 4.3. При необхідності можна вивести на друк також діаграму фазового складу залежно від часу охолодження від 850 до 500 °С (рис. 4.4).

Таблиця 4.2. Робоча таблиця вихідних даних

Марка	зміст елементів, % (не більше)							
	0,4 C	2 Mn	0,8 Si	2 Cr	1,5 Ni	1 Mo	0,3 V	0,5 Cu
стали								
WEL TEN 80	0,1	0,9	0,25	0,6	1,5	0,6	0,1	0,325

товщина метала,	мм	20	0т 20
щільність току*,	A/мм2	40	25...200
діаметр ел. дроту*,	мм	5	2...6

максим. погона енергія	Дж/см	20000	20000**
еф. КПД процесу нагріву η		0,85	0,8...0,9
коеф. жорсткості з'єднання, Н/мм³		500	200...4000

*Рекомендуемі значення діаметрів
електродного дроту (мм) и щільності току (A/мм²)
для зварювання під флюсом

Діаметр електрода	2	3	4	5	6
щільність току	65...200	45...90	35...60	30...50	25...45

**для високоміцних сталей

теплофізичні властивості стали		
λ – коеф. теплопровідності, Дж/(см·с·град);	0,4	0,3...0,45
ср – об'ємна теплоємність, Дж/(см³ · град);	4,75	4,3...4,75
вміст диф. водню, см³/100г;	1,5	от 1,0 до 2,5

температура поперед. підігріву,	град.С	170	от 0 до 300
---------------------------------	--------	-----	-------------

розміри шва при X- подібній розробці під кутом α

ширина випуклості	e	мм	40
висота випуклості	g	мм	4
зазор	b	мм	2
притуплення	c	мм	2
кут скося кромки	α	град	25

Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата

МР. 132. 6121м. 02. 05. 04. ПЗ.

Арк.

81

Таблиця 4.3. Очікуваний хімічний склад наплавленого метала

склад наплавленого металу	вміст елементів, % (не більш)											
	0,2	2	0,8	2	2	2	0,6	0,5	0,05	0,05	0,6	0,3
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	V	Cu	Ti	Al	W	Nb
фактичний	0,08	0,89	0,22	0,5	0,32	0	0	0,07	0	0	0	0

* тривалість охолодження 850 ... 500 град повинна бути в інтервалі от 10 до 40с

Таблиця 4.4. Робоча таблиця результатів розрахунку

Параметри режиму зварювання			прийнято
зварювальний тік	А	785,0	800
напруження на дузі	В	37,6	38
швидкість зварюв.	см/с	1,25	
	м/час	45	
коєф. наплавлення	гА/час	15,01	
площа 1 слою	см ²	0,335	
кількість слоїв		10,6	
прийнята кількість слоїв		10	
уточнена площа слою		0,356	
уточнена швидкість	м/час	43,3	
	см/с	1,20	
Уточнена пог. енергія	Дж/см	21484	
эф. тепла потужність	Дж/с	25840	
макс. довжина блока	см	60	
тривалість охолодження від 850 до 500 град		13,3	с

Таблиця 4.5. Результати розрахунку фазового складу і механічних властивостей

фазовий склад ЗТВ, %%			
мартенсит		51	
бейніт		49	
ферит		0	
перліт		0	
мех. властивості металу ЗТВ			
Твердість HV		314	
тимчасовий опір	МПа	933	
Границя плинності	МПа	693	
Відносне подовження	%	15	
Відносне звуження	%	40	
ударна в'язкість KCU	Дж/см2	96	
мех. властивості металу шва			
Тимчасовий опір		712	МПа
Границя плинності		454	МПа
Відносне подовження		32	%
Відносне звуження		63	%

Таблиця 4.6. Результати оцінки зварюваності

Оцінка стійкості проти холодних тріщин			
Наведений еквівалент вуглецю (Ито и Бессю)		0,35	
З'єднання схильне до холодних тріщин			
Оцінка схильності до утворення гарячих тріщин			
За еквівалентом вуглецю (Японія)	0,67	необхідна додаткова оцінка зварюваності сталь схильна до утворення гарячих тріщин сталь не схильна до утворення гарячих тріщин	
За еквівалентом вуглецю (МІЗ)	0,63		
За показником Уїлкінсона HCS	1,9		

Технологія автоматичного зварювання під флюсом низьколегованої сталі великої товщини

Вихідні дані

Хімічний склад сталі

Марка сталі	Вміст елементів, %							
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	V	
WEL TEN 80	0,1	0,9	0,25	0,6		1,5	0,6	0,1
Cu		Ti	Al	W	Nb	B	Smax	Pmax
	0,325	0	0	0	0	0,006	0,04	0,04

Теплофізичні властивості

λ – коеф. теплопровідності, 0,4 Дж/(см·с·град);
 c_p – об'ємна теплоємність, ; 4,75 Дж/(см³ ·град)
 вміст диф. водню, 1,5 см³/100г;

товщина металу 20 мм
 щільність току, 40 А/мм²
 діаметр ел. дроту, 5 мм
 максим. погона енергія 20000 Дж/см
 эф. ККД процесу нагріву η 0,85
 коеф. жорсткості з'єднання 500 Н/мм³
 температура попередн. підігріву, 170 град С

розмірі шва при Х- образної розробки під кутом α

ширина випуклості	e	40 мм
висота випуклості	g	4 мм
зазор	b	2 мм
притуплення	c	2 мм
кут скоса кромки	α	25 град

Рис. 4.2 Форма виводу на друк вихідних даних

**Результати розрахунку режиму зварювання,
очікуваних фазового складу и
механічних властивостей металу ЗТВ**

WEL TEN

стали *80* товщиною **20 мм**

Параметри режиму зварювання

зварювальний тік	785 <i>A</i>
напруження на дузі	38 <i>B</i>
коеф. наплавлення	15,0 <i>гА/час</i>
кількість слоїв	10
площа одного слою	0,36 <i>см²</i>
швидкість зварювання	43,3 <i>м/час</i>
	1,2 <i>см/с</i>
погона енергія	21484 <i>Дж/см</i>
эф. тепла потужність	25840 <i>Дж/с</i>
максимальна довжина блока	60 <i>см</i>
Час охолодження від 850 до 500 град	13,3 <i>с</i>

**Фазовий склад ЗТВ,
%%**

мартенсит	51
бейніт	49
ферит	0
перліт	0

Мех. властивості металу ЗТВ

Твердість HV	314
Тимчасовий опір	933 <i>МПа</i>
Границя плинності	693 <i>МПа</i>
Відносне подовження	15 %
Відносне звуження	40 %
Ударна в'язкість KCU	96 <i>Дж/см²</i>

Мех. властивості наплавленого металу

Тимчасовий опір	760 МПа
Границя плинності	528 МПа
Відносне подовження	30 %
Відносне звуження	60 %

Оцінка стійкості проти холодних тріщин

Наведений еквівалент вуглецю (Іто и Бессіо) **0,351**
з'єднання схильне до холодних тріщин

Оцінка схильності до утворення гарячих тріщин

за еквівалентом вуглецю (Японія) **0,67**

необхідна додаткова оцінка зварюваності

за еквівалентом вуглецю (МІЗ) **0,63**

сталь схильна до утворення гарячих тріщин

по показнику Уілкінсона HCS **1,88**

сталь не схильна до утворення гарячих тріщин

Рис. 4.3 Форма виводу на друк результатів розрахунку

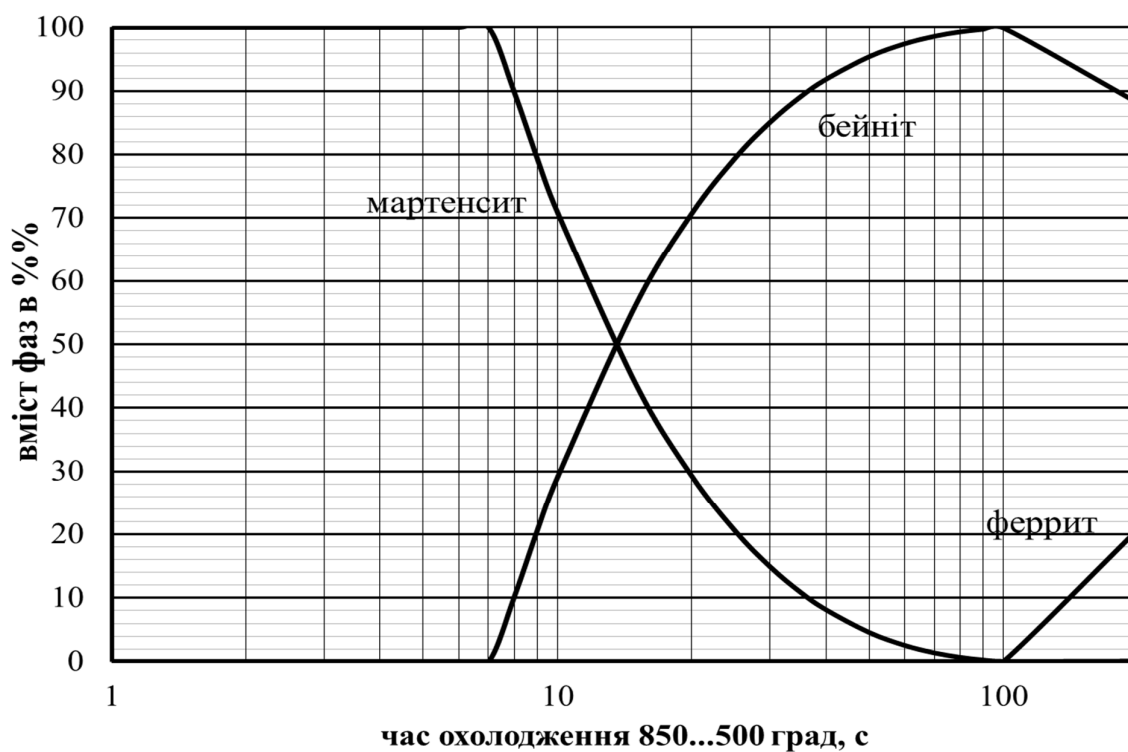


Рис. 4.4 Форма виводу на друк діаграми фазового складу в залежності від тривалості охолодження в інтервалі 850...500°C

4.4 Висновки

1. Складена програма з застосуванням електронних таблиць, яка значно спрощує використання математичних моделей (рівнянь регресії), прискорює виконання розрахунку і розробку технології зварювання низьковуглецевих низьколегованих сталей, у тому числі, високої міцності.
2. Програма дозволяє технологу в режимі он-лайн вносити зміни в технологічні параметри зварювання і підбирати їх оптимальні значення.

Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата

МР. 132. 6121м. 02. 05. 04. ПЗ.

Арк.

87

5 Технологія складання і зварювання секції

5.1 Технологічна послідовність складання і зварювання плоскої секції.

Секція складається і зварюється на плоскому стенді.

Основні операції.

1. Підготовка стенду. Зробити підготовку складально-зварювального стенда до складання й зварювання секції. Нанести контрольні лінії на стенді.

2. Складання і зварювання з одного боку полотна з листів.

Укласти листи на стенд за допомогою крана або листоукладника, зістикувати їх між собою по напрямку контрольних ліній із допустимим зазором на зварювання 1^{+1} мм.

Зварювальні крайки і прилеглі до них поверхні безпосередньо перед зварюванням повинні бути зачищені від ґрата, окалини, фарби і інших забруднень до чистого металу за допомогою пневмотурбінок і бор фрез.

Прихопити листи до стенду за допомогою притискних планок. Прихопити листи між собою.

Електроприхоплення виконувати тільки прожареними електродами при $T=400^{\circ}\text{C}$ протягом 2-х годин марки УОНИ – 13/45А та ИТС – 4с $\varnothing(3,25\dots4)$ мм, на режимах $I_{зв}=(100\dots150)\text{А}$. Електроприхоплення дозволяється виконувати механізованим способом у суміші захисних газів ($82\%\text{Ar}+18\%\text{CO}_2$) проволокою Св-08Г2С $\varnothing 1,2$ мм. Прихоплення механізованим способом виконувати на режимах $I_{зв}=(160\dots180)\text{А}$, $U_{\partial}=(19\dots21)\text{ В}$, $v_{н.н.}=4,2\text{м/хв}$. Електроприхоплення повинні виконуватися із протилежного боку від сторони початку зварювання.

Автоматичне зварювання під флюсом пазів полотнищ виконати дротом марки Св-10ГН $\varnothing 5,0$ мм у сполученні із флюсом марки АН 42А. Для зварювання застосовувати тільки прожарені флюси .

Зварювання розпочинати з середнього пазу, потім прилеглі пази і т.п.

					МР. 132. 6121м. 02. 05. 05. ПЗ.	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		88

Зварювання починати й закінчувати необхідно на вивідних планках, які необхідно приварювати по всій їхній ширині суцільним однобічним швом вручну якісними електродами або механізованим зварюванням у суміші захисних газів. Довжина звареного шва, виведеного на вивідну планку повинна дорівнювати 150мм. Вивідні планки повинні бути розміром 100х300 мм і виготовлятися з такого ж матеріалу, з такою ж розробкою крайок що і основне полотнище. Допускається вивідні планки виготовляти зі сталі категорії А.

Автоматичне зварювання й підварювання полотнищ виконувати методом на прохід на режимі:

Сила зварювального струму, 800 А

Напруження на дузі, В

Швидкість зварювання, см/с

Швидкість подавання дроту, см/с (м/год)

2. Розмітка місць установки набору.

Розмічуванням нанести базові лінії: ДП, середнього шпангоута, місця приварювання набору. По двох точках пробивають крейдові лінії.

Нанести лінії монтажних крайок.

Перевірка розмічувальних робіт із креслення виконується за допомогою рулетки.

Зачистити пневмошлифувальною машинкою місця встановлення набору з метою забезпечення необхідної якості зварних швів.

2. Установка ребер жорсткості

Під час установки вести контроль правильності установки набору по лініях розмічування.

3. Здача під зварювання

4. Приварка набору до обшивки автоматом

Виконати приварювання набору автоматичним зварюванням під флюсом, тип шва ТЗ з катетом 6мм (із двох сторін без оброблення крайок). Зварювання починати із центрального шпангоута і йти до країв по черзі в різні напрямки.

					МР. 132. 6121м. 02. 05. 05. ПЗ.	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		89

5. Встановлення та приварка обухів для кантування і транспортування секції.
6. Контроль швів і виправлення дефектів
7. Звільнення секції від станда
8. Визначення вигину секції
9. Зняття секції зі станду
10. Кантування секції
11. стругання кореня і підварювання швів на обшивці
12. Контроль швів і виправлення дефектів
13. Контуровка (обрізка припусків по зовнішньому контуру)
14. Нанесення контрольних ліній
15. Кантування
16. Заміри секції, при необхідності правка
17. Здача ВТК
18. Випробування на непроникність зварних швів
19. Маркування
20. Грунтовання

5.2. Зварювальні матеріали

Для виготовлення секції використовується високоміцна сталь.

Для автоматичного зварювання під флюсом сталі цієї категорії можуть застосовуватися зварювальні матеріали, які вказані у таблицях 5.1 та 5.2 [14,15].

Таблиця 5.1. Хімічний склад дротів сталевих зварювальних (ГОСТ 2246-70)

Марка дроту	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Ti	S	P
Легований дріт									
Св-08ГС	0,10	0,60...0,85	1,40...1,7	0,20	0,25	-	-	0,025	0,030
Св-08Г2С	0,05...0,11	0,70...0,95	1,80...2,1	0,20	0,25	-	-	0,025	0,030
Св-10ГН	0,12	0,15...0,35	0,90...1,2	0,20	0,90...1,2	-	-	0,025	0,030
Св-08ГСМТ	0,06...0,11	0,40...0,70	1,00...1,3	0,30	0,30	0,2...0,4	0,05...0,12	0,025	0,030

Таблиця 5.2. Хімічний склад флюсів

Марка	Тип	Хімічний склад, %, не більше								
		SO ₂	MnO	CaF ₂	Al ₂ O ₃	MgO	CaO	Fe ₂ O ₃	S	P
АН-42	FB	30...34	14...19	14...20	13...18	0	12...16	1,0	0,06	0,10

Прихоплення виконуються ручним зварюванням з застосуванням електродів УОНИ – 13/45А та ИТС – 4с.

5.3. Зварювальне обладнання

При виготовленні конструкцій суднового корпусу застосовуються різноманітні види дугового зварювання, для яких необхідно правильно підібрати джерело живлення зварювальної дуги, а також зварювальні автомати, які забезпечують задовільне формування шва.

Для автоматичного зварювання під флюсом швів стикових з'єднань пропонується зварювальний трансформатор ТДФЖ-1002, призначений для комплектації зварювальних автоматів для автоматичного зварювання під флюсом швів стикових і таврових з'єднань.

Технічні характеристики трансформатора наведені в таблиці 5.3

Таблиця 5.3. Технічні характеристики трансформатора ТДФЖ-1002

Параметри	Значення
Напруга живлення мережі, В	380
Номінальний зварювальний струм, А	1000
Межі регулювання струму, А	300...1200
Напруга холостого ходу, В	120
Номінальна робоча напруга, В	56
Межі регулювання напруги, В	30...56
Потужність, кВ×А	120
ККД, %	86
Вага, кг	550

Для автоматичного зварювання під шаром флюсу, пропонується зварювальний трактор А6TFD1, призначений для зварювання під шаром флюсу, має одну зварювальну головку, зварювання може виконуватись з присадним матеріалом і без нього. Технічні характеристики автомату А6TFD1 наведені в таблиці 3.4

Таблиця 5.4. Технічні характеристики автомату А6TFD1

Параметри	Значення
Напруга, $V_{\max}$	42
Швидкість подачі зварювального дроту, м/хв.	4,2
Зварювальний струм, $A_{\max}$	1500
Діаметр зварювального дроту, мм	3,0...6,0
Вага дроту в автоматі, кг	30
Об'єм бункера під флюс, dm^3	10
Вага агрегату з урахуванням ваги проволки і повним бункером, кг	110
Гальмові колодки, Н·м	1,5
Кут нахилу електроду, град.	25

Для ручного зварювання використовується джерело живлення постійного струму випрямляч ВДУ 506УЗ.

Таблиця 5.5. Технічні характеристики випрямляча ВДУ 506УЗ

Номінальний зварювальний струм, А	500
Номінальна робоча напруга, В	50 (жорстка хар-ка), 46 (падаюча).
Напруга ХХ, В	85
Номінальна напруга живлячої мережі змінного струму(50Гц), В	380
Межі регулювання зварювального струму, А: При роботі з жорсткими характеристиками	60-500

При роботі з падаючими характеристиками	50-500
Межі регулювання робочої напруги, В:	
При роботі з жорсткими характеристиками	18-50
При роботі з падаючими характеристиками	22-46
Режим роботи, ПВ%	60
Номінальна споживча потужність, кВ*А	40
ККД, %	79
Габаритні розміри, мм	820x620x1100
Маса, кг	300

5.4. Контроль якості

1. Відділ технічного контролю повинен вести звіт якості зварних швів, встановлювати причини, які викликають утворення дефектів в швах і розробляти заходи щодо усунення цих дефектів.

2. Прийом зварних швів здійснюється відділом технічного контролю (ВТК) заводу на підставі результатів контролю:

- кваліфікації зварників;
- якості зварних і зварювальних матеріалів;
- зварювального обладнання, інструментів, оснащення;
- окремих операцій складально-зварювальних робіт (якості складання під зварювання, технологій виконання зварних швів);
- якості зварних швів, контроль яких виконаний зовнішнім оглядом, ультразвуком, випробуванням на непроникність і герметичність.

3. Контроль кваліфікації зварників. До виконання відповідальних зварювальних робіт допускаються зварники, атестовані у відповідності з стандартами і Правилами Регістру судноплавства України. ВТК перевіряє наявність у зварників посвідчень. У випадку його відсутності зварник до роботи не допускається.

4. Контроль зварювальних матеріалів:

- матеріали, які використовуються при виготовленні зварних конструкцій до запуску у виробництво, повинні бути перевірені ВТК на відповідність вимогам технічних умов і стандартів.

- підготування зварювальних матеріалів (очищення, знежирення, прокалювання) перевіряються ВТК на відповідність основним положенням по зварюванню.

5. Контроль якості зварного обладнання, інструменту, оснащення:

- при контролі стану зварювального обладнання необхідно встановлювати:

а) відповідність стану зварного обладнання вимогам технічної документації по обслуговуванню;

б) забезпечення застосованим зварювальним обладнанням режимів зварювання, вказаних в технічному процесі на виготовлення конструкції;

в) правильність підключення зварювального обладнання для забезпечення потрібної полярності;

г) завчасність метрологічного нагляду вимірювальних приладів:

- контроль стану зварювального обладнання повинен виконуватися службою технічного контролю періодично, але не менше одного разу на квартал. Контроль комплектності, а також полярності підключення обладнання на початку робочої зміни повинен виконувати виробничий майстер по зварюванню.

- у процесі виконання зварювальних робіт правильність показників вимірювальних приладів зварювального обладнання переносними вимірювальними приладами не менше одного разу на квартал.

6. Контроль складання під зварювання і технології зварювання:

- безпосередньо перед зварюванням виробничий майстер повинен провести перевірку чистоти зварюваних крайок і передати їх майстру ВТК.

- у процесі зварювання конструкцій виробничий майстер по зварюванню і ВТК контролюють:

					МР. 132. 6121м. 02. 05. 05. ПЗ.	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		94

а) виконання технологічних вказівок щодо зварювання, дотримання заходів по усуненню деформацій, а також заходів, передбачених для зварювання на відкритому повітрі;

б) дотримання послідовності і правильності положення швів, передбаченої технічною документацією;

в) відповідність якості і стану зварювальних матеріалів стандартам і технічним умовам.

- при порушенні заданої технології зварювання, невиконання вимог технологічних заходів, використання неперевірених матеріалів або не відповідних до вимог технологічної документації, служба технічного контролю або виробничий майстер повинні призупинити зварювальні роботи на конструкції, де виявлені порушення до їх усунення.

7. Контроль швів зовнішнім оглядом і вимірюванням:

- зовнішньому огляду і вимірюванню підлягають всі зварні шви по всій довжині з обох сторін, до контролю його іншими методами;

- перед контролем, зовнішнім оглядом і вимірюванням, зварні шви повинні бути акуратно очищені від шлаку і забруднень;

- при контролі швів, вимірюванням повинно бути встановлено відповідність розмірів зварних швів вимогам креслення;

- вимірювання виконуються не менше ніж через кожний метр шва, але не менше одного вимірювання на кожному окремому шві, а також в місцях, де при зовнішньому оглядові ймовірні відхилення від допустимих розмірів;

- закінчені шви контролюються гаммаграфіруванням або ультразвуком, випробовування на герметичність і непроникність виконуються за ГОСТ 3285-77.

У випадку випробовування зварних з'єднань без повного проплавлення змочуванням керосином, після виконання першого проходу шва з однієї сторони (у відповідності до ГОСТ 3285-77) продовжувати зварювання дозволяється через добу після закінчення випробовування для забезпечення

					МР. 132. 6121м. 02. 05. 05. ПЗ.	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		95

висихання керосину. При цьому безпосередньо перед зварюванням необхідно провести прожарювання зварювальним пальником зварних крайок. У випадку роботи у важко доступних і замкнених місцях, перед прожарюванням крайок, необхідно провести газовий аналіз на предмет ГДК (гранично допустимих концентрації) у повітрі парів легкозаймистої рідини.

Радіографія зварних з'єднань:

Необхідне обладнання, інструменти та матеріали:

1. Зразки зварних з'єднань відомої марки основного металу;
2. Рентген- або гама-дефектоскоп;
3. Рентгенівські плівки і реактиви для їх обробки;
4. Негатоскоп, наприклад, НС-2М, НО;
5. ГОСТ або ДСТУ на відповідний вид зварювання шва, що контролюється;
6. Лупа і лінійка мірильна.

Операції просвічування іонізуючим випромінюванням і фотообробки плівок треба проводити у спеціальній рентгенівській лабораторії. До виконання цих операцій допускаються тільки особи, які мають відповідну підготовку та медичний дозвіл для проведення радіаційного контролю.

Схема просвічування вибирається таким чином, щоб все випромінювання проходило вздовж площини або максимального розміру найбільш небезпечного дефекту.

					МР. 132. 6121м. 02. 05. 05. ПЗ.	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		96

ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ

1. Застосування високоміцних замість низьковуглецевих і звичайних низьколегованих сталей підвищує техніко-економічну ефективність технічних засобів, транспорту, конструкцій внаслідок зниження їх ваги, підвищення несучої здатності і довговічності. Знижується витрата металу, трудомісткість виготовлення, вартість транспортних і монтажних робіт.

2. Особливістю цих сталей є те, що їх високі механічні властивості досягаються шляхом термічної обробки, а великогабаритні зварні конструкції, наприклад зварний корпус корабля, неможливо піддати термічній обробці. Тому необхідні інші способи управління структурою металу в зварному з'єднанні, зокрема, регулюванням термічного циклу зварювання.

3. При розробці технології зварювання низьколегованих сталей, зокрема, високоміцних, крім оцінки схильності до утворення гарячих і холодних тріщин, доводиться вирішувати задачу визначення параметрів режиму і технологічних прийомів, що забезпечують отримання потрібної структури і механічних властивостей металу ЗТВ.

4. При вирішенні цього завдання зазвичай використовують накладення кривої охолодження на діаграму термодинамічного перетворення аустеніту для розглянутої сталі. Разом з тим, очевидно, що зміна змісту окремих елементів навіть у межах, встановлених нормами, може істотно змінити структуру і механічні властивості металу ЗТВ. Тому перспективним є застосування для вирішення цього завдання розрахункових методів.

5. У ІЕЗ ім. Патона на основі аналізу літературних даних і дослідження великої кількості діаграм термодинамічного розпаду аустеніту під керівництвом Касаткіна О.Г. розроблені математичні моделі у вигляді рівнянь регресії, які дозволяють розрахунком з достатнім ступенем точності прогнозувати фазовий склад високотемпературних ділянок ЗТВ багатьох

низьколегованих сталей і показники її механічних властивостей в залежності від хімічного складу і тривалості охолодження в діапазоні 850 ... 500°C.

6. Громіздкість обчислень за цими рівняннями регресії дещо ускладнює і обмежує їх застосування у повсякденній інженерній практиці, тому комп'ютеризація цих розрахунків актуальна. Метою цієї роботи було розробка інженерної методики і програми проектування технології зварювання низьковуглецевих низьколегованих сталей, у тому числі підвищеної та високої міцності, на базі наявних рівнянь регресії.

7. Використання розрахункового метода при розробці технології зварювання низьковуглецевих низьколегованих сталей дозволяє не тільки більш точно врахувати фактичний хімічний склад сталі, але й отримати набагато більше інформації, ніж діаграми термодинамічного перетворення. Він дає можливість отримати досить об'єктивну і повну інформацію, як про фазовий склад, так і механічні властивості металу ЗТВ і наплавленого металу.

8. Порівняння результатів розрахунків механічних властивостей металу ЗТВ з нормативними показало, що знайдені розрахунком режим зварювання і температура підігріву для розглянутих сталей забезпечують необхідні властивості. Метал шва менш міцний і більш пластичний, ніж основний метал. Для забезпечення рівномірності з'єднання в цілому меншу міцність металу шва можна компенсувати відповідним збільшенням розмірів опуклості.

9. Складена програма з застосуванням електронних таблиць що значно спрощує використання математичних моделей (рівнянь регресії), прискорює виконання розрахунку і розробку технології зварювання низьковуглецевих низьколегованих сталей, у тому числі, високої міцності. Вона дозволяє технологам в режимі он-лайн вносити зміни в технологічні параметри зварювання і підбирати їх оптимальні значення.

Список джерел інформації

1. Горынин, И. В. Металл для корабля [Текст] / И. В. Горынин // Вестник Российской академии наук. – 1996. – Т. 66. № 11. – С. 1000–1002.
2. Лебедев, Ю. М. Методика моделирования сварочных термо деформационных циклов [Текст] / Ю. М. Лебедев, Л. П. Кравченко, Н. М. Данилюк // Автоматическая сварка. – 1978. – № 12. – С 12-14.
3. Касаткин, Б. С. Низколегированные стали высокой прочности для сварных конструкций [Текст] / Б. С. Касаткин, В. Ф. Мусияченко. – К.: Техніка, 1970.– 188 с.
4. Физика твердого тела: Энциклопедический словарь – Киев: Наукова думка. Том 1, 1996 656 с.
5. Физика твердого тела: Энциклопедический словарь – Киев: Наукова думка. Том 2, 1998 648 с.
6. Квасницький, В. В. Теорія зварювальних процесів: Навчальний посібник [Текст] / В. В. Квасницький. – Миколаїв : УДМТУ, 2002. – 184 с.
7. Егоров, Г.В. Основы технологии сварки низколегированных высокопрочных сталей. Учебное пособие [Текст] / Г.В.Егоров, Г.В.Ермолаев, В.В.Квасницкий, В.Ф.Квасницкий, В.А.Мартыненко, Л.П.Кравченко. – Николаев, НУК, 2014 – 136 с.
8. Касаткин, О. Г. Интерполяционные модели для оценки фазового состава зоны термического влияния при дуговой сварке низколегированных сталей [Текст] / О. Г. Касаткин, П. Зайфарт // Автоматическая сварка. – 1984.– №1. – С. 7–11.
9. Голобородько, Ж. Г. Автоматическая дуговая сварка в судостроении [Текст] / Ж. Г. Голобородько. – Херсон : ООО „ПКФ”Стар”, 2011.– 233с.
10. Ермолаев, Г.В. Расчетные методы разработки технологии сварки низкоуглеродистых низколегированных сталей [Текст] / Г.В.Ермолаев, В.А. Мартыненко, С.А.Ермолаев, В.В.Спихтаренко. Збірник наукових праць НУК, №4, 2014, С. 104-111.

11. Машиностроение. Энциклопедия. Т. III–4 Технология сварки, пайки и резки [Текст] / Редатор-составитель Б. Е. Патон. – М. : Машиностроение, 2006. – 768 с.

12. Технология электрической сварки плавлением [Текст] / под ред. Б. Е. Патона. – М. : Машиностроение, 1974.– 768 с.

13. Костін, О. М. Зварювальні матеріали [Текст] / О. М. Костін. – Миколаїв : НУК, 2004.– 225 с.

14. Подгаецкий, В. В. Сварочные флюсы [Текст] / В. В. Подгаецкий, И. М. Люборец. – К. : Техніка, 1984. – 167 с.

					МР. 132. 6121м. 02. 05. ПЗ.	Арк.
						100
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

