Міністерство освіти і науки України

Запорізький національний університет
(повне найменування вищого навчального закладу)

Інженерний навчально-науковий інститут ім. Ю.М. Потебні
(назва факультету)

Кафедра металургійних технологій, екології та техногенної безпеки
(повна назва кафедри)

Кваліфікаційна робота магістра

рівень вищої освіти другий (магістерський) рівень
(другий (магістерський) рівень)

на тему *Аналіз впливу термічної обробки на структуру при контрольованій прокатці сталі X60MS*

Виконав: студент _2_курсу, гр. *8.1363-омт-дн*
Немчанінов Г.Д.
(ПІБ) (підпис)
спеціальності
136 Металургія
(шифр і назва)
спеціалізація
(шифр і назва)
освітньо-професійна програма
Обробка металів тиском
(шифр і назва)

Керівник _Карпенко Г.В.
(прізвище та ініціали) (підпис)
Рецензент _Воденнікова О.С.
(прізвище та ініціали) (підпис)

Запоріжжя - 2025 року

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
ЗАПОРІЗЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ УНІВЕРСИТЕТ
ІНЖЕНЕРНИЙ НАВЧАЛЬНО-НАУКОВИЙ ІНСТИТУТ
ім. Ю.М. ПОТЕБНІ

Кафедра *металургійних технологій, екології та техногенної безпеки*

Рівень вищої освіти *другий (магістерський) рівень*
(другий (магістерський) рівень)

Спеціальність *136 металургія*
(шифр і назва)

Освітньо-професійна програма *Обробка металів тиском*
(шифр і назва)

ЗАТВЕРДЖУЮ
Завідувач кафедри *МТЕТБ*
Ю.О. Бєлоконь

"___" _____2025 року

З А В Д А Н Н Я
НА КВАЛІФІКАЦІЙНУ РОБОТУ СТУДЕНТУ

Немчанінову Глібу Дмитровичу
(прізвище, ім'я, по батькові)

1. Тема роботи (проєкта) *Аналіз впливу термічної обробки на структуру при контрольованій прокатці сталі Х60MS*
керівник роботи (проєкту)*Карпенко Ганна Володимирівна, канд. техн. наук*
(прізвище, ім'я, по батькові, науковий ступінь, вчене звання)
затверджені наказом вищого навчального закладу від "28" лютого 2024 року № 359-с
2. Строк подання студентом роботи (проєкта). *19.02.2025*
3. Вихідні дані до роботи (проєкта) *науково-технічна література, періодичні видання за фахом, патентний пошук.*
4. Зміст розрахунково-пояснювальної записки (перелік питань, які потрібно розробити)*: 1 Стан світового та вітчизняного виробництва сталевих труб. 1.1 Види труб для магістральних трубопроводів. 1.2 Отримання трубної сталі контрольованою прокаткою. 1.3 Властивості трубних сталей та способи їх підвищення. 1.4 Вплив параметрів контрольованої прокатки на структуру та властивості низьковуглецевої низьколегованої сталі. 2 Наукові основи формування властивостей трубних сталей. 3 Дослідження впливу вторинного охолодження на структуру сталі. 3.1 Виникнення тріщін в сталях. 3.2 Вплив легуючих елементів на пластичність сталі. 3.3 Дослідження впливу вторинного охолодження на структуру сталі. 4 Охорона праці та техногенна безпека*

5. Перелік графічного матеріалу (з точним зазначенням обов'язкових креслень) *Креслення, презентаційний матеріал 10 слайдах (на 10 сторінках)*

6. Консультанти розділів роботи

Розділ	Прізвище, ініціали та посада консультанта	Підпис, дата завдання прийняв
1 Стан світового та вітчизняного виробництва сталевих труб.	*Карпенко Г.В., доцент кафедри*	
2 Наукові основи формування властивостей трубних сталей.	*Карпенко Г.В., доцент кафедри*	
3 Дослідження впливу вторинного охолодження на структуру сталі.	*Карпенко Г.В., доцент кафедри*	
4 Охорона праці та техногенна безпека	*Карпенко Г.В., доцент кафедри*	
Нормоконтроль	*Бєлоконь Ю.О., зав. кафедрою*	

7. Дата видачі завдання: *01.03.2024 р.*

КАЛЕНДАРНИЙ ПЛАН

№ з/п	Назва етапів кваліфікаційної роботи	Строк виконання етапів роботи	Примітка
1	*Вступ*		
2	*Реферат*		
3	*1 Стан світового та вітчизняного виробництва сталевих труб.*		
4	*2 Наукові основи формування властивостей трубних сталей.*		
4	*3 Дослідження впливу вторинного охолодження на структуру сталі.*		
5	*4 Охорона праці та техногенна безпека*		

Студент *Г.Д. Немчанінов*
(підпис) (прізвище та ініціали)

Керівник проекту (роботи) *Г.В. Карпенко*
(підпис) (прізвище та ініціали)

РЕФЕРАТ

Кваліфікаційної робота магістра: 108 с., 5 табл., 27 рис., 42 джерела посилання.

СТАЛЬ ТРУБНА, ВЛАСТИВОСТІ, КОНТРОЛЬОВАНА ПРОКАТКА, ВТОРИННЕ ОХОЛОДЖЕННЯ, ЛЕГУЮЧИ, ДЕФЕКТИ В СТАЛЯХ, СТРУКТУРА, Х60MS

Об’єкт дослідження – вивчення впливу термічної обробки на структуру сталі марки Х60MS

Предмет дослідження – сталь Х60MS .

Мета роботи – вплив параметрів контрольованої прокатки на структуру та властивості низьковуглецевої низьколегованої сталі.

Методики дослідження – розроблені та стандартні методики

В роботі розглянуті методи контрольованої прокатки сталі, яка забезпечує значне підвищення комплексу механічних властивостей (міцності, пластичності, ударної в'язкості, опору крихкому руйнуванню) низьколегованих сталей у гарячекатаному стані. Показано, що однією із найважливіших переваг такої прокатки є можливість отримання в'язких властивостей на рівні, що відповідають нормалізованому стану, при значеннях характеристик міцності, властивих гарячекатаної сталі.

Показано, що процес нормалізація є ефективним засобом підвищення ударної в'язкості сталі в товстих перерізах, а підвищення температури нагріву під загартування листів товщиною 32 мм з 880 до 930 ^{0}С сприяє зростанню характеристик міцності, невеликому зниженню відносного подовження і збільшенню відношення $\sigma_т/\sigma_в$ для всіх досліджених температур відпустки. В дипломній роботі наведені дослідження щодо впливу різних чинників, таких як утворення тріщин, наявність легуючих елементів сталі на процес прискореного вторинного охолодження на структуру сталі.

ЗМІСТ

ВСТУП 6

1 СТАН СВІТОВОГО ТА ВІТЧИЗНЯНОГО ВИРОБНИЦТВА СТАЛЕВИХ ТРУБ 8

1.1 Види труб для магістральних трубопроводів 8

1.2 Отримання трубної сталі контрольованою прокаткою 9

1.3 Властивості трубних сталей та способи їх підвищення 11

1.4 Вплив параметрів контрольованої прокатки на структуру та властивості низьковуглецевої низьколегованої сталі 19

1.5 Вплив хімічного складу 27

1.6 Проблеми та рішення структурної неоднорідності (смугастість) сталі 33

1.7 Вплив термічної обробки на структуру та властивості сталі 36

Висновок до розділу 1 45

РОЗДІЛ 2 НАУКОВІ ОСНОВИ ФОРМУВАННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ ТРУБНИХ СТАЛЕЙ 47

Висновок до розділу 2 60

3 ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ВТОРИННОГО ОХОЛОДЖЕННЯ НА СТРУКТУРУ СТАЛІ 61

3.1 Виникнення тріщін в сталях 61

3.2 Вплив легуючих елементів на пластичність сталі 67

3.3 Дослідження впливу вторинного охолодження на структуру сталі 72

Висновок до розділу 3 87

4 ОХОРОНА ПРАЦІ ТА ТЕХНОГЕННА БЕЗПЕКА 88

4.1 Небезпечні та шкідливі фактори 88

4.2 Поліпшення умов праці 91

4.3 Охорона довкілля 96

Висновки до розділу 4 100

ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ 101

ПЕРЕЛІК ДЖЕРЕЛ ПОСИЛАННЯ 104

ВСТУП

Сучасною тенденцією на ринку гарячекатаного прокату є розширення його номенклатури при одночасному посиленні вимог щодо якості продукції. У повному обсязі задовольнити ці вимоги можна шляхом комплексного підходу до визначення технологічних параметрів виробничого процесу.

До параметрів технології контрольованої прокатки з наступним прискореним охолодженням відносять режим і температуру нагрівання металу під прокатку, температуру початку прокатки, величину сумарної деформації, схему прокатки в чорновій групі клітей, підстуджування розкочування на проміжному рольгангу, температуру закінчення прокатки режим охолодження на відводить рольгангу. Розробляючи раціональні температурно-деформаційні режими прокатки, необхідно визначати статистичні залежності, що описують споживчі властивості готової продукції /1/.

Розвиток технології контрольованої прокатки обумовлено переходом до використання трубопроводів в умовах низьких температур, на великих глибинах та агресивних середовищах, а в ряді випадків і з урахуванням впливу впливів, що руйнують. Залежно від місця прокладки до службових властивостей труб висувають різні вимоги. Вид, конструкція, хімічний склад середовища, що транспортується, так само надає велику увагу на вибір відповідних сталей.

Нині виробничі потужності сталевих труб у світі оцінюються приблизно 90 млн. т. і об'єднують понад 500 трубних компаній, мають понад 900 виробничих майданчиків /3/.

За останні роки лідируючі позиції у виробництві сталевих труб займає Китай із стійко високими темпами зростання (понад 12%), що дозволяло за п'ять років подвоїти виробництво труб у цій країні, досягнувши рівня випуску ~22 млн. т/рік.

Військова агресія рф проти України призвела до падіння ключових показників трубного ринку. За даними асоціації «Укртрубопром», у 2022 році

загальне виробництво труб скоротилося на 38% р./р. – до 608 тис. т. Безпосередньо підприємства об'єднання минулого року знизили випуск трубної продукції на 37,9% р./р. – до 449,7 тис. т.

Виробництво труб знизилося на всіх заводах. Наприклад, «Інтерпайп Ніко Тьюб» та «Інтерпайп НМТЗ» скоротили виробництво на 31,1% та 67,1% відповідно, виробник нержавіючих труб «Сентравіс» – на 38,3%. Водночас трубопрокатні потужності на ММК ім. Ілліча були, швидше за все, знищені під час бойових дій у Маріуполі.

На виробничі показники галузі вплинули логістичні проблеми, а також удари по об'єктах енергоінфраструктури та, як результат, обмеження постачання електроенергії наприкінці минулого року. Як наслідок, трубні компанії експортували продукцію через західні прикордонні переходи та європейські морпорти. Це призвело до зростання витрат на логістику у 2-3 рази та позначилося на собівартості трубної продукції.

У результаті експорт труб з України знизився у 2022 році на 33,6% у річному обчисленні – до 400,4 тис. т. У грошовому вираженні експорт за зазначений період становив $688,5 млн, що на 10,1% менше ніж у 2021 році.

Одночасно скоротився й імпорт трубної продукції – на 59,4% у річному обчисленні, до 38,1 тис. т. Виручка імпортерів своєю чергою впала на 53,4% до $77,9 млн.

1 СТАН СВІТОВОГО ТА ВІТЧИЗНЯНОГО ВИРОБНИЦТВА СТАЛЕВИХ ТРУБ

1.1 Види труб для магістральних трубопроводів

У світовій практиці застосовують такі види труб для магістральних трубопроводів /5/:

1. Безшовні магістральні труби виготовляють діаметром від 25 до710 ммз товщиною стінки 3-100 ммз круглих безперервнолитих злитків.

Безшовні магістральні труби використовуються для прокладання трубопроводів на великій глибині. Бурильні, обсадні та насосно-компресорні труби використовують для буріння родовища газу та нафти.

До безшовних труб пред'являються такі вимоги: стабільно вузький діапазон значень межі текучості, висока в'язкість, високі корозійні властивості, хороша зварюваність і висока опір знакозмінним навантаженням на вигин. Ці вимоги забезпечуються хімічним складом сталей з низьким значенням вуглецевого еквівалента та низьким вмістом вуглецю, наявність марганцю, хрому, міді та нікелю – легуючих елементів, а також ніобію та титану – мікролегуючих елементів.

2. Спіральні труби великого діаметру виготовляють діаметром 355-2540 ммз товщиною стінки 4.5-23 мм.

Спіральні труби використовують для магістральних трубопроводів в Африці, Азії, Близькому Сході, Німеччині, Перу, Канаді.

До спіральних труб пред'являють такі вимоги: висока точність труб по овальності, висока якість зварного шва, стабільно вузький діапазон значень межі текучості, висока в'язкість, високі корозійні властивості, хороша зварюваність і висока опір знакозмінним навантаженням на вигин.

3. Прямошовні труби виготовляють діаметром у діапазоні від 508 до1626 ммта товщиною стінки від 7 до 41 мм.

Прямошовні труби використовуються частіше, тому що у них більш короткий зварний шов. Вимоги до якості аналогічні, як у спіральних трубопроводів.

1.2 Отримання трубної сталі контрольованою прокаткою

Контрольована прокатка - різновид термомеханічної обробки, вона є обробкою металу тиском, що регламентується певною температурою закінчення прокатки (~ 800 - 850°С) і заданим ступенем обтискання (15 - 20%) в останніх перепустках.

Основний принцип контрольованої прокатки полягає у подрібненні аустенітного, а відповідно і феритного зерна, що призводить до одночасного підвищення міцності та в'язкості сталі. Вирішальна роль при цьому відводиться температурним умовам процесу. на структуру сталі (рисунок 1.1). великих рекристалізованих зерен аустеніту, які при поліморфному перетворенні, утворюють грубу структуру фериту і структуру верхнього бейніту.

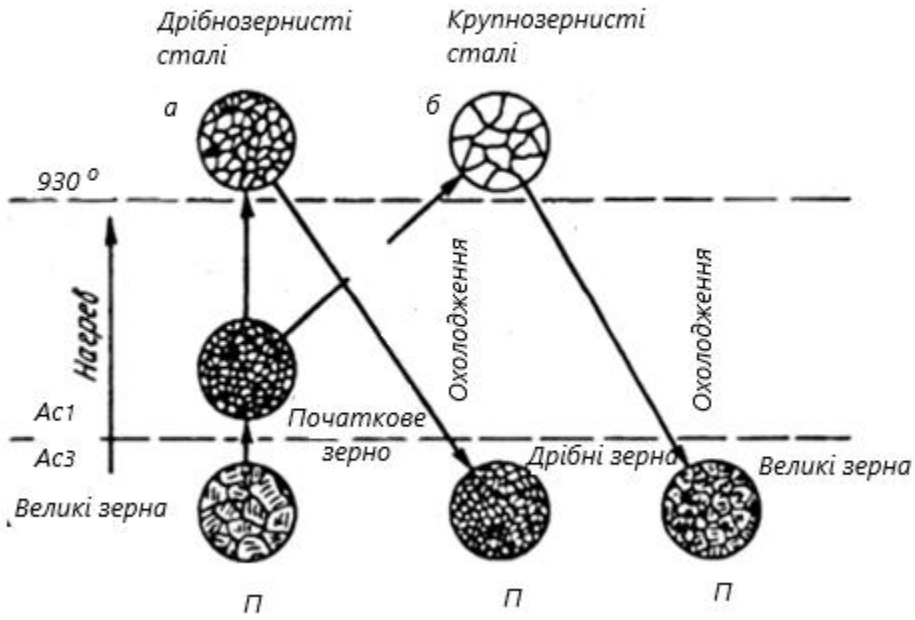


Рисунок 1.1 – Схема змін в аустеніті в процесі контрольованої прокатки.

При гарячій пластичній деформації металів змінюється їх структура та субструктура, характер яких залежить від температури та ступеня деформації /6/.

Схема отримання трубної сталі поділяється на дві стадії (рисунок 1.2):

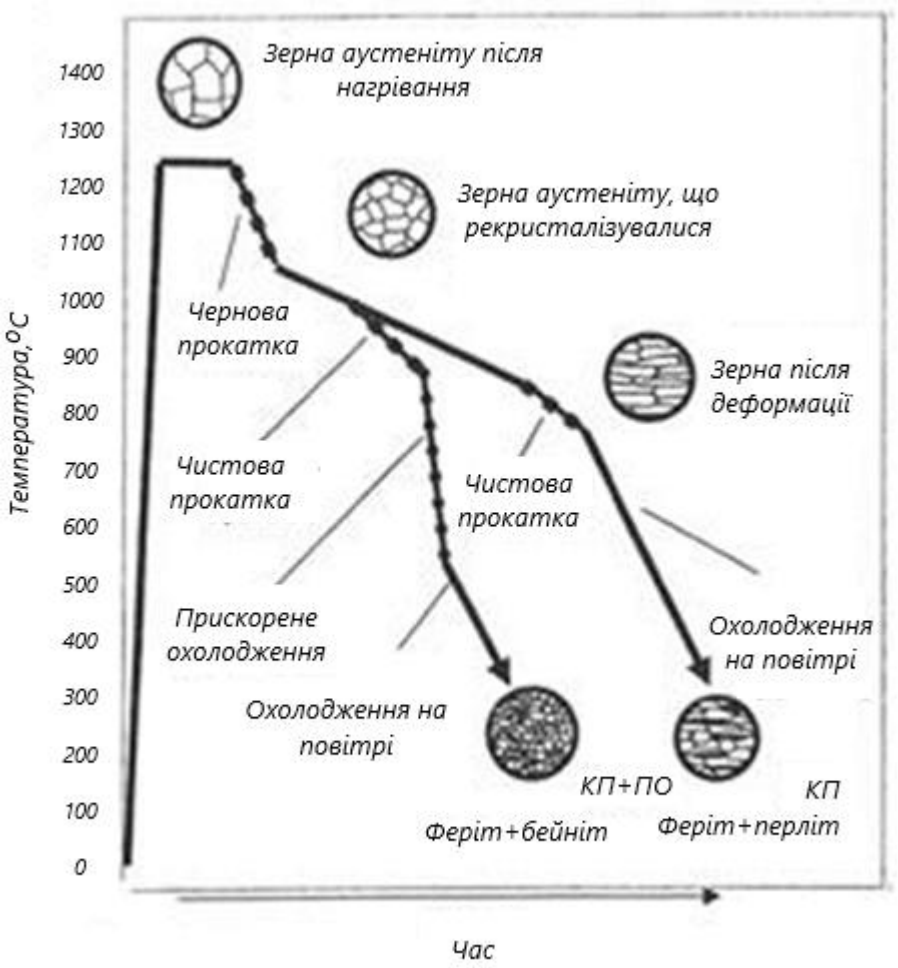


Рисунок 1.2 - Схеми структурних змін металу під час контрольованої прокатки.

Перша (чорнова) стадія прокатки слябів супроводжується багаторазовою рекристалізації металу з подрібненням і гомогенізацією зерна аустеніту. Після завершення чорнової прокатки при температурі не менше 980 °С підкат підсушується на повітрі і температури 880 - 850 °С.

На другій стадії прокатки (чистової кліті), де температура кінця прокатки становить 750-700 °С, рекристалізація відсутня і зерна аустеніту

набувають витягнутої форми. Через поліморфне перетворення, що почалося, і деформації в двофазній зоні (ферит + аустеніт) відбувається дислокаційне зміцнення утвореного фериту. Дрібнозернистість аустеніту і фериту, висока щільність дислокацій та тонкодисперсний розподіл виділень підвищують властивості міцності металу при хороших показниках в'язкості.

Для поліпшення структури металу (зменшення кількості перліту) та деякого підвищення властивостей міцності (на 20 Н/мм2) застосовують прискорене охолодження безпосередньо за чистовою кліттю до температури 550-650 Сº. Після прискореного охолодження метал піддають уповільненому охолодженню в інтервалі температур від 500 до 100 Сº протягом 2 - 4 діб, це запобігає можливості утворення внутрішніх дефектів суцільності через неконтрольоване виділення водню.

1.3 Властивості трубних сталей та способи їх підвищення

Трубні сталі - сталі з певним хімічним складом та певними службовими властивостями.

Як відомо, під час контрольованої прокатки за рахунок спеціально підібраних композицій сталі (марок сталі) та температурно-деформаційних режимів обробки вдається безпосередньо після гарячої прокатки отримати заданий структурний стан металу, що забезпечує високий комплекс механічних властивостей (міцності, в'язкості, холодостійкості, зварюваності).

Як правило, для контрольованої прокатки застосовують конверторну сталь, розлиту на МНЛЗ сляби, що нагріваються в методичних печах.

Нормативно-технічні вимоги до сталі, прокату (штрипсів) та труб засновані на американському (API 5L) або європейському (ISO 3183 - 3 - 2006) узгоджених між собою стандартах [3].

У таблиці 1.1 наведено прийняті позначення для характеристик груп міцності сталей відповідно до ГОСТ Р 52079 - 2003.

Таблиця 1.1 – Позначення категорії міцності стали відповідно до різної нормативно-технічної документації.

Категорії міцності відповідно до стандартів		
EN ISO 3183:2012	ARI 5L	ГОСТ Р 52079 - 2003
L245	B	К38 - 42
L290	X42	К48
L360	X52	К52
L415	X60	К56
L450	X65	К60
L485	X70	-
L555	X80	-

Етапи розвитку сталей за категоріями міцності, змістом основних елементів та видами термічної обробки для магістральних трубопроводів показані на рисунку 1.3.

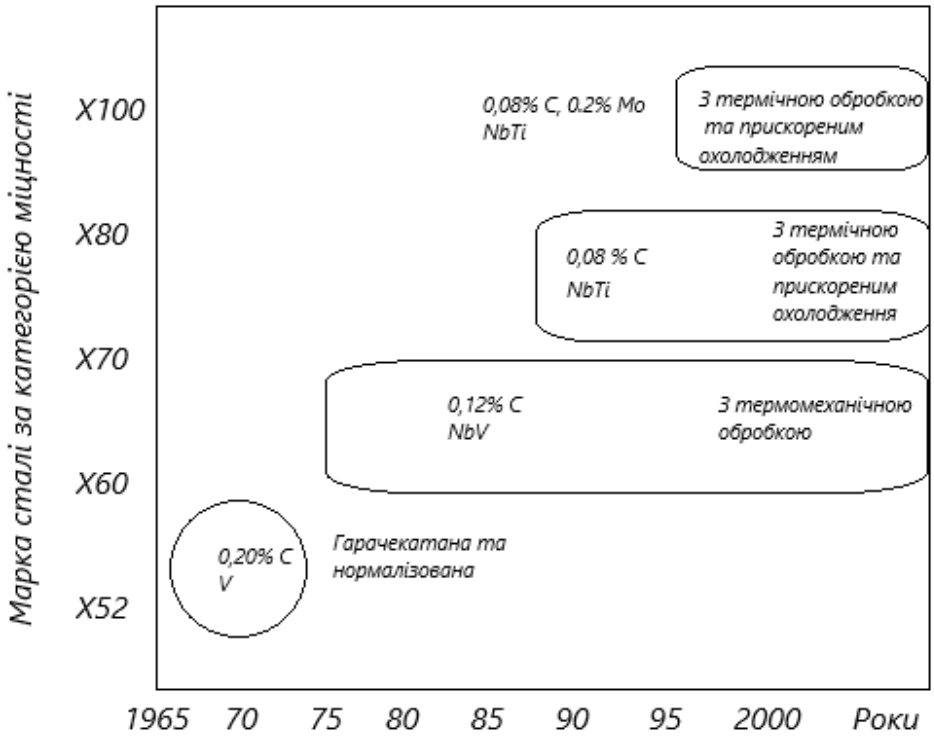


Рисунок 1.3 – Етапи розвитку сталей для магістральних трубопроводів

Виробництво штрипсів починали практично зі сталі Ст3 (категорії міцності К28 - К42), ввівши регламентацію температури кінця прокатки та ступеня деформації в останніх проходах, а також нормалізацію листів з окремого нагріву. Потім перейшли на вуглеродомарганцеві сталі марок 17Г1С і 17Г1С - У (категорії міцності К52), що поставляються в нормалізованому стані. Основними недоліками таких сталей були:

1. Низький опір крихкому руйнуванню, що оцінюється за часткою волокна в зламах (DWTT).

2. Недостатня ударна в'язкість при температурах експлуатації та монтажу трубопроводів.

3. Погіршена зварюваність, обумовлена високим вуглецевим еквівалентом ($C_{екв}$ 0,46), що викликало необхідність підігріву труб при зварюванні в польових умовах.

4. Застосування термічної обробки – нормалізації, що за високих цін на енергоносії істотно підвищує собівартість прокату.

5. Підвищена хімічна та структурна неоднорідність, що сприяло появі дефектів суцільності готового прокату та інших негативних дефектів.

Вимоги до трубних сталей зросли, що призвело до створення нового покоління низьколегованих сталей, так званих малоперлітних, що володіють унікальним поєднанням високої холодностійкості, міцності, ударної в'язкості та підвищеної зварюваності. Міцні та пластичні характеристики основного металу залежать від категорії сталі (вуглецева, низьколегована, дисперсійно твердне або термічно зміцнена), а в'язкі властивості залежать від структури і субструктури металу. Ударну в'язкість основного металу необхідно визначати за двох температур: при температурі, що відповідає температурі зовнішнього повітря в процесі виконання будівельно-монтажних робіт і при мінімальній температурі експлуатації труби [4].

Найбільш шкідливий вплив на зварюваність надає вуглець, що сприяє утворенню гарячих та холодних тріщин, а також визначальний рівень максимальної твердості. У звичайних низьколегованих сталях вміст вуглецю

сягає 0.2%. Легуючі елементи знижують критичну швидкість охолодження та сприяють отриманню метастабільних структур у процесі охолодження та можуть призвести до погіршення властивостей навколошовної зони. Покращують зварюваність введенням у сталь елементів, що перешкоджають зростанню зерна аустеніту (молібден, хром, нікель, мідь, марганець, кремній). Зварюваність різних низьколегованих сталей оцінюють за вуглецевим еквівалентом і термічної жорсткості зварного з'єднання. Концепція створення малоперлітних сталей з $\sigma_в \geq 550$ - 590 Н/мм^2 передбачала зниження величини вуглецевого еквівалента до $\leq 0{,}43\%$ що значно покращує його при розрахунку за рівнянням (1) шляхом зменшення вмісту вуглецю до $C \leq 0{,}1 – 0{,}13\%$:

$$C_э = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + \Sigma(V + Ti + Nb)}{5} + \frac{Cu + Ni}{15} + 15B, \qquad (1.1)$$

де *C, Mn, Cr* та інші - відсотковий вміст елементів у сталі.

Сірка та фосфор - шкідливі домішки, вони знижують механічні властивості сталі, тому їх вміст обмежують. Особливо шкідлива сірка, що утворює пластичні сульфіди. Розплющуючи в процесі деформації, вони знижують ударну в'язкість і підвищують критичну температуру крихкості, це називається червоноломкість. Для попередження червоноламкості до сталі додають марганець або цирконій. Фосфор повністю розчиняється у фериті, при цьому ферит зміцнюється, і в той же час різко знижується його пластичність і особливо в'язкість, тобто сталь стає більш схильна до тендітного руйнування. Фосфор підвищує поріг холодноламкості сталі.

Необхідна міцність сталі досягається завдяки введенню мікродобавок ванадію, ніобію і титану в сумі, що не перевищують 0.1 - 0.15% Крім дисперсного зміцнення за рахунок утворення при охолодженні після прокатки дуже дрібних ($\approx$ 2 - 10 нм) частинок карбонитрид і підвищують ударну в'язкість сталі.

Мікродобавки карбонітридоутворюючих елементів - ніобію, титану, ванадію і меншою мірою алюмінію, впливають на процеси формування структури протягом усього циклу контрольованої прокатки - від нагрівання слябів перед прокаткою до завершальної стадії деформації та подальшого охолодження. Інтенсивність та напрямок впливу ванадію, ніобію та титану на властивості малоперлітних сталей багато в чому різні і залежать як від їх кількісного змісту, так і від присутності другого (або двох інших) елементів цієї групи. Вони з різним ступенем активності впливають на процеси зростання зерна при нагріванні під прокатку, кінетику рекристалізації гарячедеформованого аустеніту, кінетику $\lambda \rightarrow \alpha$ - перетворень, розмір зерна фериту, стан α - твердого розчину.

Для збільшення міцності труб знадобилося досягнення $\sigma_в \geq 640$ - 690 Н/мм^2 (категорії міцності Х75 - Х80), що зумовило перехід від сталей перлітно-феритного класу до сталей з мікроструктурою, що складається з суміші полігонального та голчастого фериту (маловуглецевого) з голчастого фериту. Для отримання тільки голчастого фериту в трубних сталях пригнічують розпад аустеніту в ферритно-перлітній області і зміщують структурні перетворення у верхню частину проміжної області за рахунок легування стали елементами, що регулюють кінетику перетворення (молібден, нікель, марганець, бор), температур 800 - 650 Cº. Наявність субструктури голчастого фериту з високою міцністю дислокацій, а також зміцнення металу виділеннями дисперсних частинок карбонітридних фаз надають сталі високу міцність. Голковий ферит формується після контрольованої прокатки з рекристалізованого дрібнозернистого або нерекристалізованого аустеніту, що забезпечує йому дрібнозернисту будову та високий опір крихкому руйнуванню [4].

Сучасний рівень розвитку нафтогазового комплексу зумовлює високі вимоги, які пред'являються споживачами до якості та надійності трубної продукції. Постійне зростання обсягів видобутку, у тому числі за рахунок освоєння нових родовищ і нових регіонів промислового видобутку, суворих кліматичних умов, зниження температури експлуатації до 40-60°С, вимоги

економічності будівництва нових трубопроводів, збільшення робочого тиску до 8,4-15 МПа, забезпечення корозійної стійкості та надійності магістральних трубопроводів постійно піднімають планку вимог до якості труб. Завдяки дії цих факторів з'являються нові тенденції у розвитку запитів та потреб компаній з видобутку та транспортування вуглеводневих енергоносіїв. Сьогодні ці компанії хочуть отримувати не просто труби, що відповідають світовим стандартам якості, а продукцію, яка була б пристосована до хімічних та температурних умов видобутку та транспортування нафти та газу, заощаджувала б витрати споживача трубної продукції. Тому при виробництві труб для нафтопроводів велике значення приділяється якості вихідної заготівлі. В якості вихідної заготівлі для виробництва труб зазвичай використовується низьколегована сталь, що поставляється в гарячекатаному стані, термообробленому після нормалізації, нормалізації з відпусткою або прокатана за контрольованим режимом з прискореним охолодженням або без нього, а також вуглецева сталь. За способом виготовлення труби для магістральних трубопроводів поділяються на безшовні, зварні з поздовжнім швом та зварені зі спіральним швом. Безшовні труби застосовують для трубопроводів діаметром до 426 мм. Звичайна сфера застосування зварних труб - трубопроводи діаметром 530 мм і вище. Труби діаметром до 530 мм виготовляють із спокійних та напівспокійних вуглецевих сталей. Для виготовлення труб діаметром до 1020 мм застосовують спокійні та напівспокійні низьколеговані сталі. Труби великих діаметрів виготовляють із низьколегованих сталей у термічно або термомеханічно зміцненому стані. Сталь повинна відповідати вимогам БНіП. Відношення межі плинності до тимчасового опору має бути не більше 0,8 для низьколегованих сталей. Метал труб не повинен мати тріщин, розшарування, заходів.

Труби для транспортування рідини, газу та сипучих тіл під тиском від 0,2 до 100 ат з кожним роком набувають все більшого поширення. Розрізняють труби низького (до 10 ат), середнього (від 10 до 40 ат) та високого (вище 40 ат)

тиску. Відповідно до технічних вимог API-Spec-5L, 5LX і 5LS їх виготовляють діаметром від 10,2 до 1219,2 мм і товщиною стінки від 1,73 до 25,4 мм.

Труби низького та середнього тиску виробляють зварними з поздовжнім або спіральним швом різних категорій міцності (табл. 1.2). Для трубопроводів високого тиску застосовують безшовні труби.

Таблиця 1.2 - Механічні властивості труб для транспортування нафти та газу

Клас міцності	$\sigma_т$, кгс/мм^2	$\sigma_в$,кгс/мм^2	$\alpha_2/\delta_в$, %	$\alpha_н$, кгс·м/см^2
B/G-25	24,6/25	42,2/38	30-18/25	-/3
X-42/-	29,5/-	42,2/-	25-30/-	-
X-46/-	32,3/-	44,3/-	23-17/-	-
X-52/37	36,6/37	50,6/52	22-14/22	-/3
X-56/G-40	39,2/40	52,7/53	22-14/20	-/3
X-60/-	42,2/-	52,7/-	22-14/-	-
X-65/-	45,7/-	56,2/-	20-12/-	-

Труби для транспортування нафти та газу, а також масел, бензину та води, що виготовляються відповідно до вимог ARI 5L, найчастіше призначені для укладання під землею, іноді на її поверхні. За допомогою насосів, розміщених з інтервалом від 15 до 100 км, речовину транспортують до місця призначення.

Магістральні трубопроводи застосовують давно, але в сорокових роках їх будівництво розгорнулося особливо широко внаслідок збільшення видобутку нафти та газу. механічних властивостей сталі для трубопроводів застосували її легування невеликими кількостями ніобію, ванадію та титану.

Умовами стандарту ARI 5L, якими керуються під час приймання труб для транспортування нафти та газу, не обумовлюються вимоги до пластичності сталі залежно від кліматичних умов. Тому введені додаткові випробування труб на ударну в'язкість або в'язкий злам. Вимоги до характеру

зламу труб, призначених для транспортування нафти та газу, в окремих країнах досить різні:

Країна	Англія	Австралія	Канада
D_{TP}, мм	1067; 762	508	914
Група міцності (стандарт ARI 5L)	X-60	X-52	X-52
В’язка компонента на зломы (-30 ^{0}C), %	75; 50	60	75
$t_{вип}$, ^{0}C	0; 15	0	0

Останнім часом спостерігається тенденція до збільшення діаметра труб для магістральних трубопроводів.

В даний час для виготовлення зварних труб для газо-і нафтопроводів великих діаметрів застосовують низьколеговані сталі з межею плинності від 37 до 56 кгс/мм^2.

Високі пластичні властивості цих сталей та ударна в'язкість при низьких температурах, а також хороша зварюваність досягаються технологією введення в сталь відповідних мікродобавок у процесі її плавки. Для здійснення якісного зварювання за дуже низьких температур все частіше застосовують сталі з дуже низьким вмістом вуглецю (~0,02%). [1, с.9]

Для задоволення високих вимог газової промисловості до міцності, в'язкості та опору крихкому руйнуванню сталей, призначених для виготовлення труб великого діаметра, створені малоперлітні низьколеговані сталі, що мають заданий комплекс властивостей. До таких відносяться сталі 10Г2ФБ, 06Г2ФБ.

1.4 Вплив параметрів контрольованої прокатки на структуру та властивості низьковуглецевої низьколегованої сталі

Зварна труба на 99% складається з основного металу і тільки на 1% - зі зварного шва. низьким вмістом вуглецю (0,06-0,12%). вводять приблизно в кількостях, що відповідають сталям класу 52-53 (DIN 17 100) містять ВНЛЗ містять мікролегуючі елементи, які при комбінації термічної і механічної обробок в ході нагрівання слябів, гарячої прокатки і охолодження впливають на мікроструктуру, розмір зерна і властивості сталі.

На відміну від звичайних високоміцних сталей, що набувають оптимальних властивостей після нормалізації слідом за гарячою прокаткою, сталі, що піддаються термомеханічній прокатці, досягають їх при обробці під час нагрівання, прокатки та охолодження. Оскільки жоден із цих процесів не може бути повторений, їх необхідно суворо контролювати, допускаючи відхилення від заданих параметрів у вузьких межах, щоб не знизити ефекту термомеханічної обробки та якості продукції. У штовхавальній печі проводиться нагрівання слябів до температури, необхідної для гарячої деформації. При цьому прагнуть, щоб у металі відбулося утворення та гомогенізація аустеніту, необхідне розчинення сегрегацій мікролегуючих елементів та не спостерігалося надмірне зростання зерна аустеніту.

Звичайна гаряча прокатка в інтервалі температур, при яких гаряча наклеп негайно знімається рекристалізацією аустеніту; проводять для зменшення товщини підкату та подрібнення зерна;

Значна деформація в інтервалі температур, при яких частково або повністю знімається наклеп і частково рекристалізується аустеніт; проводять для формозміни металу та створення основних передумов для досягнення необхідних властивостей.

Евтектоїдний $\gamma \rightarrow \alpha$ – перетворення. Метою процесу гарячої прокатки є подальше подрібнення мікроструктури. Для гарантії високої якості всю необхідну інформацію – від чорнової прокатки слябу до прокатки смуги –

поділяють на два види: чорнову та чистову. Так, при температурах, при яких відбувається повна рекристалізація аустеніту, чорнова прокатка настільки знижує товщину слябу, що забезпечує постійний ступінь обтиснення при чистовій прокатці незалежно від кінцевої товщини смуги. Відомо, що чим більший ступінь деформації за один прохід, тим дрібніше зерно рекристалізованого аустеніту. Це сприятливо впливає розмір зерна фериту, від якого у свою чергу залежать властивості гарячекатаної смуги. Чорнова група табору запрограмована таким чином, щоб забезпечити якомога більшу деформацію за один прохід. В кінці чорнової прокатки (при негайній релаксації, зародженні та зростанні нових зерен аустеніту) температура металу повинна бути достатньою для продовження термомеханічної прокатки, коли подальша деформація затримує рекристалізацію. Кожен прохід сильно знижує температуру, особливо в останніх клітинах НШС. Так як на цьому етапі починається процес стримування рекристалізації, необхідно забезпечити швидке послідовне охолодження при обтисканні в чистових клітях, щоб викликати сильне витягування аустенітних зерен, більше, ніж при чистовій прокатці. При контрольованій прокатці $\gamma \rightarrow \alpha$ – перетворення відбувається наприкінці процесу деформації. Це досягається за певної температури кінця прокатки. Критичні параметри термомеханічної прокатки залежать від температури, нижче за яку рекристалізація не відбувається відразу ж слідом за наклепом; від сумарної деформації, що проводиться нижче за цю температуру, і від тривалості чистової прокатки, що впливає отримання кінцевої температури (яка керується швидкістю прокатки). Звідси параметрами прокатки є: температура в (фіксованих) точках, що вимірюваються, режими обтискань і швидкості прокатки.

Після виходу з останньої чистової кліті стану з заданою температурою смуга охолоджується на рольгангу, що відводить, до температури змотування, а потім до кімнатної температури на спокійному повітрі. Виробництво ВНЛЗ потребує чіткого дотримання заданих умов охолодження: швидкості охолодження, кривої охолодження, температури змотування. [2, с.75]

Охолодження гарячекатаної смуги, що контролюється, впливає на мікроструктуру, розмір зерна і кількості виділень, що утворюють з розчинених мікролегуючих елементів. Це визначає властивості металу: межа плинності, тимчасовий опір, відносне подовження, поглинену енергію та крихкість руйнування.

Останнім часом технологія контрольованої прокатки була значною мірою вдосконалена основними металургійними фірмами світу. Нещодавно ця технологія була прийнята країнами, що розвиваються.

Шляхом відповідного підбору режимів контрольованої прокатки та (або) прискореного охолодження можна призупунити перлітне перетворення, щоб протікало тільки феритне, бейнітне та мартенситне перетворення на ніобієву сталь, леговану марганцем, нікелем, молібденом і міддю. Дрібнозернистий бейніт і острівцевий мартенсит, що входять до матриці полігонального фериту, підвищують його міцність, не підвищуючи перехідну температуру. Збільшення дрібнозернистого бейніту та острівкового мартенситу на один об'ємний відсоток підвищує міцність сталі на 2,5 та 16,2 МН·м^2 відповідно.

Дрібнозернисті ферито-бейнітні сталі використовуються для прямошовних труб міцністю 600-700 МН·м$^-$, діаметром 1219-1422 мм та товщиною стінки від 18,6 до 25,4 мм.

Ферито-перлітні сталі застосовуються для газопровідних труб через свою високу в'язкість. Підвищення їхньої міцності до класу Х70 можна досягти: 1) подрібненням зерна; 2) виділенням карбонітридів ванадію та ніобію; 3) деформацією фериту в двофазній γ α-області. В останні роки виникла значна потреба у міцніших трубах з підвищеним опором крихкому руйнуванню для транспортування газу під високим тиском. Для арктичних районів потрібні труби класу Х70, розраховані тиск газу до 10,0 МПа. Наголошується тенденція до зниження вуглецевого еквівалента, продиктована вимогами до зварюваності. Наприклад, для труб класу Х70 з товщиною стінки 25,4 мм потрібні сталі з вуглецевим еквівалентом нижче 0,34%. Використання

сталей з ферито-перлітною структурою утруднене через необхідність отримання високої міцності (понад класу Х70) та низького вуглецевого еквівалента.

Бейнітні сталі з молібденом відомі як міцні. Ці сталі переважно містять > 0,30 % Мо і понад 50 % структури є бейнітом. [3, с.140]

За останні роки робилися спроби виробляти мікролеговані сталі з оптимізованою мікроструктурою за рахунок закінчення прокатки при температурах, які суттєво перевищують температуру розпаду аустеніту.

У сталі з вмістом вуглецю 0,08% було достатньо наявності 0,08% ніобію для отримання хороших в'язкісних властивостей і межі плинності, які виявляються при температурі кінця прокатки 1000 °С, що використовується при виробництві товстого листа товщиною 20 мм (рис. 1.4).

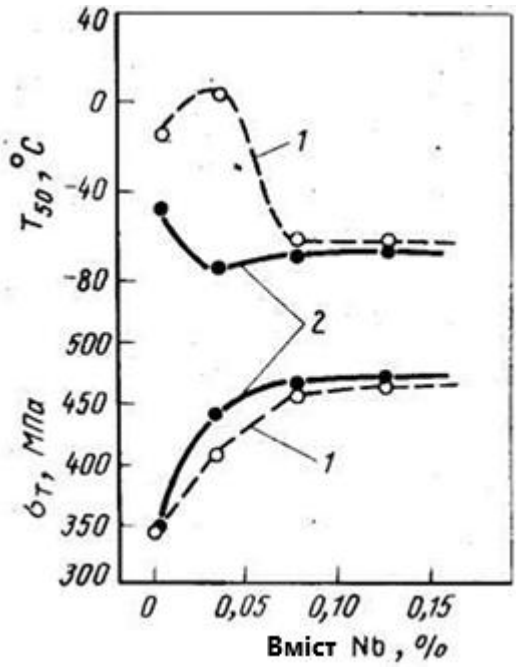


Рисунок 1.4 – Вплив температури кінця прокатки на механічні властивості сталі з 0,08 % і різним вмістом ніобію: 1- 1000 °С; 2 - 800 °С

У присутності достатньої кількості ніобію (0,08%) дрібнозерниста мікроструктура рівноосного фериту може бути отримана при температурах кінця прокатки вище тих, які вважають за необхідне для ефективної контрольованої прокатки. Аналогічні результати отримані на підставі

лабораторних досліджень впливу ніобію на мікроструктуру низьковуглецевих сталей, що деформовані в області температур, що відповідають температурам кінця прокатки. Результати цих досліджень представлені на рис. 1.5 у поєднанні з отриманими даними інших досліджень та авторів статті. [4, с.63-67]

При температурі кінця прокатки від 850 до 950 °С в'язкі властивості при низьких температурах поєднувалися з міцністю 420 Н/мм^2 (сталь категорії Х60). Для отримання більш високої міцності або нижчої температури переходу слід використовувати нижчі температури прокатки.

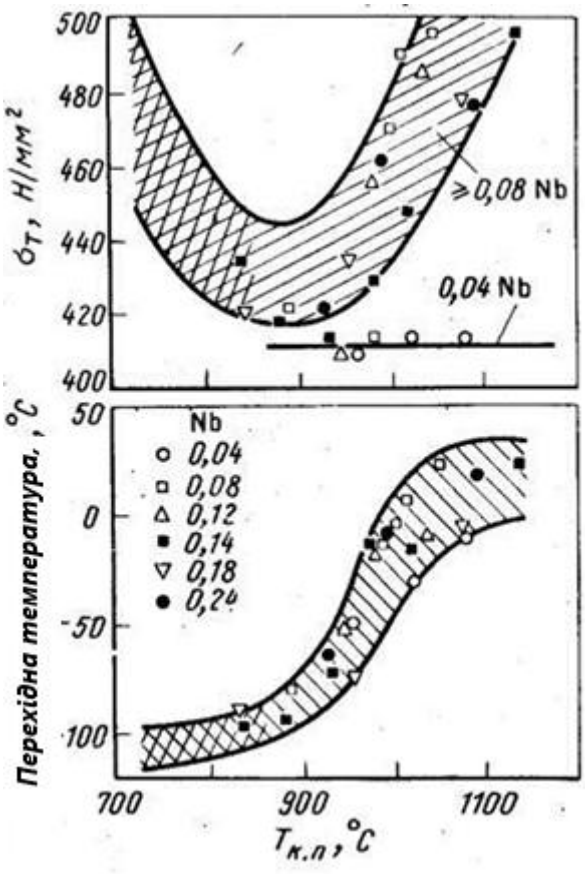


Рисунок 1.5 – Механічні властивості сталей з різним вмістом ніобію

В результаті проведення лабораторних досліджень у ЦНДІчерметі вивчені фазові перетворення у сталях легування: С – Мп – V – Nb. Спільно комбінатом та інститутом розроблено технічні умови ТУ 14-1-5506-2005 на постачання дослідної партії штрипсу для виготовлення труб класів міцності К42-К60 із сталей 10Г2ФБ та 12Г2СБ. Необхідні механічні характеристики

цих сталей забезпечуються регламентованим вмістом хрому, ніобію та ванадію, низькими вмістами сірки, фосфору та азоту, а також температурно-деформаційним режимом прокатки. Сляби для прокатки нагрівали до ~ 1200 - 1240 °С, що забезпечувало гомогенність сталі та розчинення мікролегуючих елементів. У процесі прокатки в чорнових групах клітей (ε = 15 - 40%) досягалося перетворення грубої литої структури в аустенітну з рівномірним зерном внаслідок багаторазової повної рекристалізації. У процесі чистової прокатки з обмеженою кількістю обтискань у дуже короткий проміжок часу (сумарна деформація 70 - 75%) виникала структура аустеніту з великою кількістю зародків зерен фериту, що забезпечувало дрібне зерно фериту. [5, с.76]

Гальмування рекристалізації аустеніту відбувалося як під дією елементів, що знаходяться в твердому розчині (Nb,V), так і за допомогою ніобію, що виділяються при деформації карбонітридів (карбідів). Найбільш ефективний елемент у цьому відношенні - ніобій: додавання його в сталь у кількості 0,05% підвищує температуру повної рекристалізації (Тр) аустеніту, нижче за яку вона починає сповільнюватися, від ~ 800 до 1000 0С; при вмісті 0,08 – 0,09 % ніобію – до 1040 – 1050 °С. Оскільки при прокатуванні в чистовій групі клітей паузи між обтисканнями малі, виділення карбонітридів відбувається лише частково, т.к. е. частина ніобію і ванадію ще залишається у твердому розчині, а при душуванні та смотці смуги фазовий склад сталі формується остаточно і задається кінетика виділення частинок, що забезпечують дисперсійне зміцнення металу. Зміною температури змотування (Тсм) та застосуванням різних типів розподілу Тсм можна регулювати як фазовий склад сталі, так і ступінь її дисперсійного зміцнення. Фазовий склад визначають за деформаційними термокінетичними діаграмами (ТКД) розпаду аустеніту. [6, с.69-72]

Для отримання однорідного фазового складу металу температура закінчення прокатки (Ткп) повинна відповідати нижній частині області аустенітної на всіх ділянках смуги. Перспективною можна вважати структуру

голкового фериту, що зумовлює високу міцність внаслідок збільшення кількості дислокацій та формування субструктури, частка дисперсійного зміцнення при цьому дещо знижена. Така структура сталі формується при знижених значеннях Тсм, що відповідають бейнітній ділянці ТКД (< 600 °С), коли виділяються дрібнодисперсні карбонітриди, а можливості їх зростання обмежені. Таким чином, одержання рівномірного рівня дисперсійного зміцнення по довжині смуги сприяє застосування диференційованої температури змотування по довжині смуги при забезпеченні стабільного фазового складу, особливо в кінцевих ділянках смуги [7].

В останні роки контрольована прокатка розглядається ширше, ніж раніше, включає такі фактори, як схема прокатки, швидкість охолодження та ін, і є одним з прогресивних способів поліпшення механічних властивостей низьколегованих сталей. При контрольованій прокатці важливим є не лише обмеження температури кінця прокатки (нижче 870-840°С), але й забезпечення певного ступеня обтиснення на останніх перепустках (приблизно до 30%), а також швидкості охолодження, причому фактичні показники залежать від потужності стану, товщини прокату. та ряду інших факторів. При контрольованій прокатці кількість перепусток і ступінь обтиснення нижче за певну температуру встановлюються залежно від товщини готового листа (для кожної товщини встановлюється і максимальна температура кінця прокатки. Застосуванням контрольованої прокатки досягається комплекс механічних властивостей, що спостерігається у прокату в нормалізованому стані, а за перехідною температурою така сталь з модифікуючими добавками перевершує нормалізовану [8, с. 134]

Для отримання листового прокату з дрібнозернистою структурою необхідно здійснювати контроль за зміною розмірів аустенітного зерна в процесі технологічного циклу, починаючи з аустенітизації при нагріванні під прокатку. Аналіз результатів лабораторних досліджень показав, що добавка 0,02% Nb у сталь забезпечує гальмування зростання аустенітного зерна при нагріванні до 1150°С, а добавка 0,06% Nb - при нагріванні до 1200°С (рис. 1.6).

Аналогічний вплив мають на стійкість аустеніту при нагріванні добавки нікелю та хрому, а також підвищена кількість марганцю. Отримані результати свідчать, що температура нагрівання заготовок під прокатку має перевищувати 12200С. Крім того, даної температури достатньо, щоб повністю перевести в твердий розчин весь ніобій (0,06%) при вмісті сталі приблизно 0,10%С.

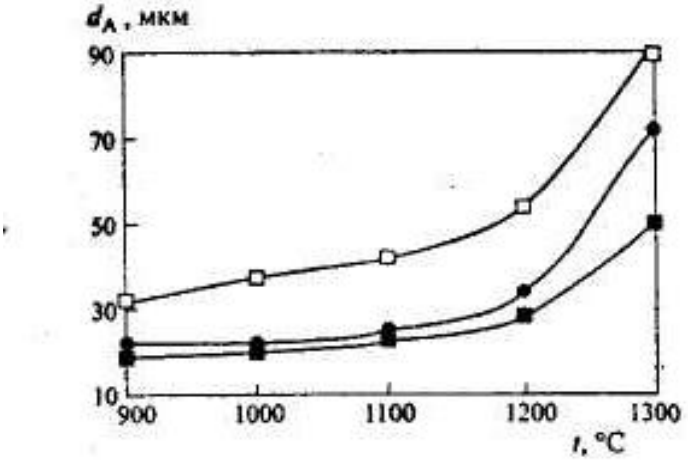


Рисунок 1.6 - Залежність величини зерна аустеніту dA від температури аустенітизації сталей, що містять: - 1,3% Mn+0,02%Nb+ 0,007%V

Вплив температури кінця прокатки листів на міцність і в'язкість стали показані малюнку 1.7.

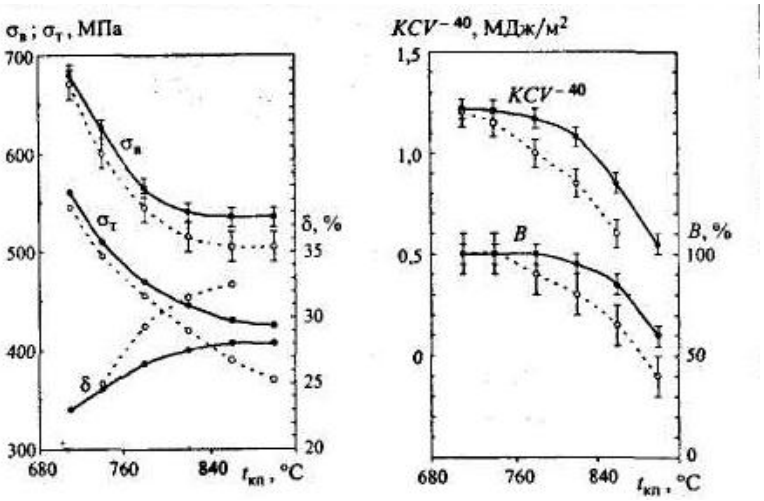


Рисунок 1.7 – Залежність характеристик міцності, пластичності та в'язкості (В –частка в'язкої складової у зламі) від температури кінця прокатки tкп сталі з 0,10%С та 0,70%Mn, що містить більше 0,04%Nb (суцільні лінії) та 0,02% Nb (штрихові лінії)

Як було встановлено, у сталі з низьким вмістом марганцю $\gamma \rightarrow \alpha$ – перетворення починається за нормальної температури близько 8000С. У цьому випадку мікроструктура листа, охолодженого на спокійному повітрі, складається з фериту з розміром зерна 5-7мкм і перліту. При нижчих температурах кінця прокатки підвищення характеристик міцності відбувається за рахунок наклепу вже сформованого фериту.

З урахуванням того, що при зниженні температури кінця прокатки до температур нижче 800 ^{0}С не відбувається зниження в'язкості сталей, можна рекомендувати для отримання більш високої категорії міцності знизити температуру кінця прокатки листів товщиною 8-12мм до 760 ^{0}С.

Тим не менш, таке зниження температур прокатки може призвести до суттєвого підвищення тиску на валки під час прокатування, що також необхідно враховувати. Як варіант вирішення цієї проблеми можна було б порекомендувати підвищити вміст ніобію в сталі до 0,04-0,06 %. Як було встановлено, у такій сталі міцність і в'язкість значно вища за більш високих температур кінця прокатки, ніж у сталі з 0,02 % Nb [9].

1.5 Вплив хімічного складу

Високоміцні низьколеговані сталі отримали помітний розвиток в останнє десятиліття після того, як було знайдено оптимальне співвідношення легуючих елементів, що дозволяють отримати хороший комплекс міцності, пластичних характеристик у поєднанні з високими показниками низькотемпературної в'язкості та зварюваності при низькій вартості та нескладній технології виробництва. Перевагою використання сталі з більш високими характеристиками міцності є значне зниження маси готових конструкцій. Разом про те, підвищення міцності сталі має обов'язково супроводжуватися підвищенням її в'язкості. У таблиці 1.3 наведено досліджений хімсклад сталі 10Г2ФБ з мікродобавками різних елементів

Таблиця 1.3 – Хімічний склад стали 10Г2ФБ (експериментальний). Інші елементи: 0,04%Nb, 0,25%Si, 0,002S,0,03P, 0,04Al

C	Mn	Ni	Cu	V	N	Решта
0,06	0,8-2,0	0,3	0,3	0,07	0,0030	
0,06	0,8-2,0	-	-	0,08	0,0030	0,25 Mo
0,08	1,4	0,2-0,3	0,2	0,04	0,0050	
0,07	1,7	0,2	0-0,5	0,02	0,0030	
0,08	1,8	0,2	0,2	0,05	0,0016-0,0075	0,01 B; 0,02 Ti
0,08	1,6	0,2	0,2	0,06	0,0051	
0,07	1,5	-	-	0,03	0,0035	0,23 Mo

Збільшення вмісту марганцю супроводжується зростанням міцності та падінням в'язкості (KCV-50%). Зростання концентрації марганцю сприяє подрібненню як феритних зерен, так і другої фази. Введення марганцю понад 1,7 % призводить до утворення дрібнозернистого бейніту та острівцевого мартенситу на місцях перліту. Зниження перехідної температури T50 зв'язується із подрібненням зерна фериту та другої фази. Збільшення міцності переважно є наслідком зростання об'ємної частки другої фази. При вмісті марганцю 2,0% частка другої фази вбирається у 40%.

Збільшення вмісту нікелю підвищує міцність та одночасно знижуєT50, що аналогічно впливу марганцю. Це пов'язують із збільшенням частки другої фази та подрібненням її зерна та зерна фериту. Введення нікелю понад 0,6% призводить до заміни перліту на бейніт та острівцевий мартенсит. Об'ємна частка другої фази для сталей із 3,0 % Ni становить понад 40 %. При цьому у сталі з 3,0% Ni міцність близько 800 МН м-2 і T50 нижче-130 ° С. Зі збільшеннямвміст міді від 0 до 0,5 % розмір зерна фериту не змінюється (близько 6 мкм), але одночасно зростає частка другої фази (від 10 до 20 %). Зниження кількості азоту від 0008 до 0001% збільшує об'ємну частку другої

фази з 20 до 30% без зміни розміру зерна Ферріта. Такий приріст другої фази призводить до збільшення міцності на 100 МНм-2

Повільне охолодження після контрольованої прокатки зі швидкістю 2 град/с ефективно лише для збільшення міцності сильніше залежить від температури завершення прискореного охолодження, ніж від його швидкості, а також температура закінчення охолодження. змінюється залежно від температури закінчення охолодження. охолодження якої закінчується при 5000, 3500 і 200С, характеризується відповідно ферито-бейнітної (Ф + Б), ферито-бейніто-мартенситної (Ф + Б + М) і ферито-мартенситної (Ф + М) мікроструктурою. на повітрі (Г), має структуру Ф + П + Б.

При додаванні молібдену(NM) структура сталі на основі C-Nb-V після прискореного охолодження являє собою ферито-бейнітну суміш з великою часткою бейніту і меншою острівцевого мартенситу, ніж в аналогічній сталі без молібдену.

Введення марганцю, молібдену, нікелю, міді та бору та (або) використання прискореного охолодження після прокатки сталей з ніобієм дозволяє отримувати другу фазу у вигляді бейніту або мартенситу на місці перліту у феритній матриці. Дрібнозернистий бейніт та острівцевий мартенсит у вигляді другої фази призводять до підвищення міцності без зміни Т50. Висока в'язкість зв'язується з дрібним зерном бейніту та мартенситу (6 мкм). Крупнозернистий бейніт, особливо той, що знаходиться в межах вихідного аустеніту, погіршує в'язкість сталі. Освіта крупнозернистого бейніту відбувається через недостатнє зниження температури прокатки, тобто. якщо температура прокатки була вищою за діапазон, де не відбувається рекристалізація аустеніту Для сталі з 1,6 % Мп, щоб отримати Т50 нижче мінус 80 °С, необхідні обтискання понад 40 %, тоді як для сталі з 1,9 % Мп - понад 50 % . Це є наслідком того, що підвищення рівня легування та (або) швидкості охолодження після прокатки призводить до деякого огрублення бейніту або мартенситу. Важливо подрібнити зерно перед феритним перетворенням, після якого замість перлітного слід бейнітне та мартенситне перетворення. Ця

послідовність перетворень може бути досягнута за відповідного зниження температури деформації до області, де аустеніт не рекристалізується.

У феритних сталей дрібнозерниста друга фаза може бути отримана при правильному виборі легування, режимів прокатки та швидкості охолодження. Збільшення об'ємної частки другої фази підвищує міцність без погіршення в'язкості.

Підвищення вмісту острівкового мартенситу та дрібнозернистого фериту на 1 % збільшує міцність на 16,2 та 2,5 МН • м-2 відповідно. Ці значення можуть бути отримані із застосуванням прискореного охолодження або зі збільшенням легування. Міцність сильніше залежить від температури кінця охолодження діапазоні швидкостей 2-12 град/с, ніж в'язкість. При зниженні цієї температури об'ємна частка мартенситу зростає.

Ферито-бейнітні сталі можуть застосовуватися для прямошовних труб класів Х70 і Х80 діаметром 1219-1422 мм та товщиною стінки від 18,6 до 25,4 мм, призначених для експлуатації в умовах Півночі.

Обидва елементи, що становлять основу хімскладу стали 10Г2ФБ – марганець і ніобій – підвищують характеристики міцності. При цьому для отримання хорошої низькотемпературної в'язкості ніобій найкраще. Результати дослідження комплексного впливу ніобію та марганцю на характеристики міцності та в'язкості наведено на рис. 1.7.

Дані результати повністю підтверджують літературні дані про роль ніобію: малі добавки ніобію в кількості 0,02% збільшують характеристики міцності приблизно на 100МПа. При вищому змісті ніобію подальше підвищення міцності негаразд значно. У літературних даних показано, що з підвищення тимчасового опору розриву σв з допомогою легування ніобієм вдвічі менше, ніж підвищення межі плинності σт. При використанні марганцю спостерігається дещо інша картина: підвищення σв значно більше, ніж σт. У разі мікролегування ніобієм навіть у малій кількості спостерігається підвищення характеристик міцності дещо вище, ніж зазначено в літературі і становить близько 100 МПа при підвищенні марганцю на 1%. Таким чином,

встановлено, що ефект легування марганцем значно підвищується при мікролегуванні сталі ніобієм.

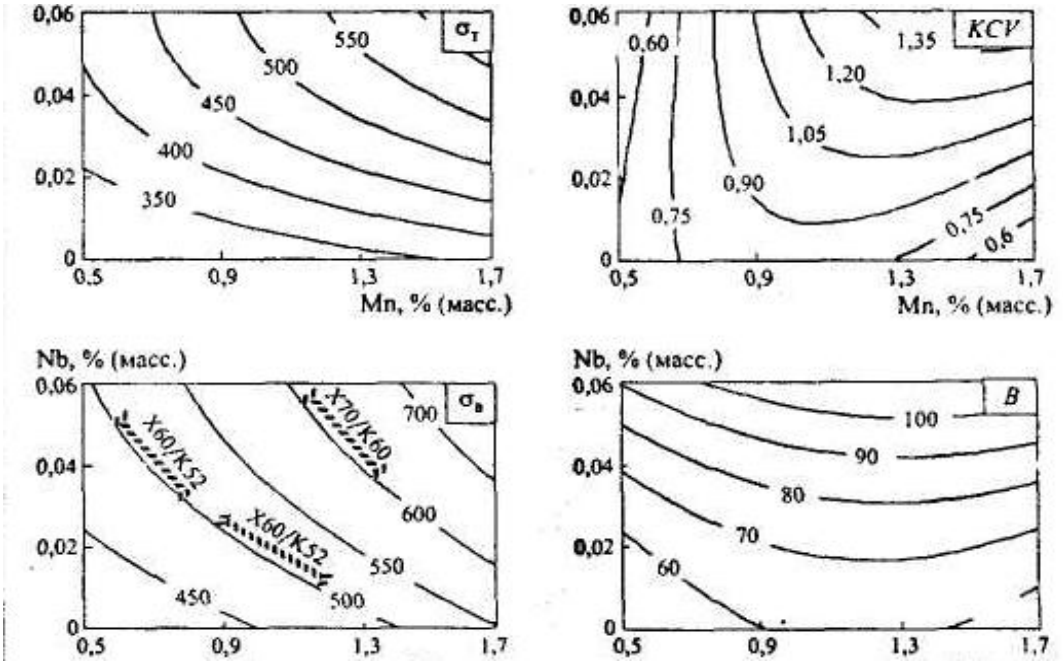


Рисунок 1.7 – Комплексний вплив марганцю і ніобію на межу плинності $\sigma_т$(МПа), ударну в'язкість KCV та частку волокна в зламі (%) листової сталі. Цифри у кривих – значення відповідних характеристик

Підвищення вмісту в сталі марганцю і ніобію сприяє поліпшенню в'язкості. Однак при низькому вмісті марганцю (менше 1%) навіть підвищена кількість ніобію не гарантує отримання високих показників ударної в'язкості. марганцю 1,30-1,50% та ніобію 0,04-0,06%. Така сталь матиме частково бейнітну мікроструктуру.

Таким чином, при мікролегуванні ніобієм стали зміцнюючий ефект марганцю значно підвищується, що пов'язано, мабуть, з додатковим подрібненням зерна. При вмісті ніобію близько 0,02% межа плинності стали підвищується на 100МПа. У цьому випадку вдається досягти значного економічного ефекту (16 доларів США за 1 т сталі) за рахунок заміни добавки 1,00% Mn на 0,02% Nb.

Найбільш доречний крок у розвитку високоміцних низьколегованих сталей - це виключення використання вуглецю як зміцнювального елемента, оскільки він негативно впливає не тільки на зварюваність, але і на в'язкість сталі (рис.1.8).

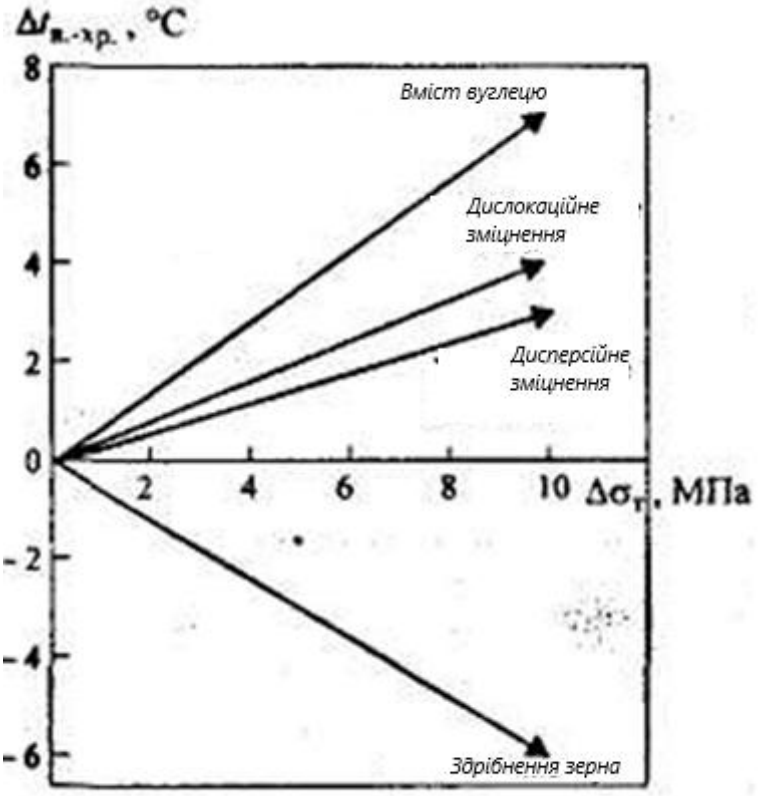


Рисунок 1.8 - Вплив різних факторів, що викликають підвищення межі плинності на зміну температури в'язко-тендітного переходу

Зміцнення за іншими розглянутими механізмами також негативно впливає на в'язкість сталі, крім механізму подрібнення зерна, який збільшує як характеристики міцності, так і в'язкість металу. Таким чином, подрібнення зерна – необхідний шлях розвитку високоміцних низьколегованих сталей.

1.6 Проблеми та рішення структурної неоднорідності (смугастість) сталі

Насправді стали на відміну ідеальних – неоднорідні і недосконалі як у складі, і за своєю будовою: макро-, мікро- і тонкою структурі. Величина, характер і рівень рівномірності розподілу цих недосконалостей і визначає властивості реальних сплавів, їх поведінка у процесах обробки, їх міцність і працездатність у умовах служби деталей. Схематично неоднорідність складу та недосконалості будови кристалів та кристалітів можна розділити на два види: біографічні та обробки.

Біографічні недосконалості насамперед пов'язані з вихідним складом сплаву та умовами його кристалізації. Найбільш яскравим прикладом такої недосконалості в реальних сталях є зональна і особливо дендритна ліквація, під якою розуміється хімічна неоднорідність металу в межах одного кристала (кристаліту). Більшість елементів сталі, включаючи вуглець, ліквують від осі дендриту до міжвісних просторів. Спільна ліквація елементів-домішок може посилювати і послаблювати ступінь дендритної хімічної неоднорідності легованих сталей.

Для споживача стали важлива не стільки сама міждендритна неоднорідність сталі, а пов'язана з нею полосчастість структури, рядкове розташування окремих її складових (неметалевих включень, карбідів), анізотропність механічних властивостей деформованої сталі. Ступінь анізотропності оцінюють за величиною відношення значення тієї чи іншої властивості (σв, σт, δ, ψ, ан), визначеного при випробуванні зразків, вирізаних у напрямку прокатки, до тих же характеристик, визначених на зразках, вирізаних упоперек напряму течії металу.

Чим сильніше забруднена сталь неметалевими включеннями (особливо ниткоподібної форми), чим більше в ній міститься карбідів, нітридів та інших складних сполук, тим нижче виявляються механічні властивості сталі в поперечному напрямку.

Недосконалості обробки також можуть впливати на розвиток смужкості в сталі. Недосконалості обробки можуть бути пов'язані з:

- процесами нагріву – аустенізації, гомогенізації тощо;

- з умовами охолодження;

- з процесами стабілізації металу (відпусткою, старінням, коагуляцією карбідної фази);

- зі спеціально створюваною хімічною або фізичною неоднорідністю

Високотемпературне нагрівання - гомогенізація - певною мірою усуває хімічну неоднорідність сталі в межах кристала. Разом з тим аустенізація, гомогенізація може призводити і до діаметрально протилежного процесу – до появи неоднорідності складу в мікрооб'ємах за наявності в сталі малих кількостей поверхнево активних щодо заліза (горофільних) елементів. Відбувається утворення концентраційної неоднорідності обсягом зерна. Зі збагаченням його граничних або міжблочних зон будь-яким елементом або елементами, характерною особливістю яких є значна різниця у величинах їх атомних радіусів, порівняно з атомним радіусом розчинника (у сталі - заліза є проявом внутрішньої адсорбції сплаву. Перерозподіл окремих легуючих елементів (або домішок) в обсязі зерна при нагріванні стимулюється здатністю чужорідних атомів знижувати надмірну енергію структурних неоднорідностей. Особливо помітний вплив на властивості сплаву надає внутрішня адсорбція тоді, коли в результаті зменшення поверхні грані: (наприклад, при зростанні зерна аустеніту в процесі високотемпературного нагріву) концентрація горофільного елемента перевершить (при витримці або в процесі швидкого охолодження) розчинності. У цьому випадку стає можливим локальний розпад твердого розчину з виділенням дисперсних частинок надлишкової фази, хоча усереднений склад сплаву ще далекий від досягнення межі розчинності.: Ванадій і ніобій є поверхнево-активними елементами щодо заліза. Концентраційну неоднорідність сталі в мікрооб'ємах нерідко вдається спостерігати при металографічному дослідженні із застосуванням звичайного або спеціального методу травлення. Збагачення

меж зерен горофільними елементами, що знижують їхню поверхневу енергію, надає, згідно В.І. Архарову, величезний вплив на дифузійну здатність сталі і рівень механічних і хімічних властивостей металу загалом. [10, с.52]

В процесі гарячої обробки тиском зливка його дендритна структура руйнується і дендрити витягуються в напрямку деформації. в'язкість; вона вище в поздовжньому напрямку та нижче у поперечному напрямку (по відношенню до напрямку течії металу при прокатці).

Вважалося, що застосування контрольованої прокатки призводить до зниження продуктивності та розвитку текстурованого фериту, що сприяє анізотропії властивостей прокату. Інтенсивність такої анізотропії посилюється деформацією у ферито-аустенітній двофазній ділянці, таким чином, виключення цієї операції могло призвести до подальшого поліпшення властивостей.

При виробництві сталі X60MS існує проблема отримання мінімального розкиду властивостей по довжині смуги та нормованого значення показника $\sigma т/\sigma в \leq 0{,}90$. Велика однорідність властивостей забезпечується, по-перше, стабільним фазовим складом сталі різних ділянках смуги і, по-друге, однаковою величиною дисперсійного зміцнення Для отримання однорідного фазового складу металу температура закінчення прокатки (Ткп) повинна відповідати нижній частині аустенітної області. на всіх ділянках смуги. Перспективною можна вважати структуру голкового фериту, обумовлюючу високу міцність внаслідок збільшення кількості дислокацій і формування субструктури, частка дисперсійного зміцнення при цьому дещо знижена. Таким чином, отримання рівномірного рівня дисперсійного зміцнення по довжині смуги сприяє застосування диференційованої температури змотування по довжині смуги при забезпеченні стабільного фазового складу, особливо кінцевих ділянках смуги.

Найбільш ефективними засобами боротьби з анізотропією механічних властивостей на металургійному заводі є вдосконалення технології

виробництва сталі та гомогенізація прокату, забезпечення рівномірного розподілу карбонітридної фази по довжині прокату для сталі X60MS.

1.7 Вплив термічної обробки на структуру та властивості сталі

Ефективним засобом покращення властивостей низьколегованої будівельної сталі є поєднання легування з термічною обробкою. При забезпеченні швидкості охолодження мінімальної стійкості в аустенітній ділянці проявляється можливість загартування низьколегованої сталі. Залежно від хімічного складу низьколегованої сталі при загартуванні відбувається перетворення мартенситного або бейнітного типу. Як відомо, легуючі елементи зміщують початок мартенситного перетворення на більш низьких температур. При загартуванні сталі утворюється бейніт. Сталь зі структурою бейніту характеризується дуже високою міцністю та низькими характеристиками статичної та динамічної пластичності. На підвищення пластичності і поліпшення зварюваності стали, тобто. мінімального розміцнення під впливом термічного циклу зварювання необхідна відпустка.

При контрольованій прокатці відбувається зміна структури сталі.

Однією з найважливіших параметрів, які впливають властивості (зокрема ударну в'язкість) сталей всіх типів – є розмір аустенітного зерна наприкінці чорновий стадії прокатки. Від нього залежить розмір зерна нерекристалізованого аустеніту при чистовій прокатці і, отже, розмір феритного зерна. Дрібнозернистість фериту підвищує міцність та в'язкість всіх сталей Нормалізація є ефективним засобом підвищення ударної в'язкості сталі X60MS у товстих перерізах, проте при цьому зміцнюється ніобію знижується:

Товщина листа, мм	10	20
$\sigma_т$ кГ/мм^2	40,5	37,5
$\sigma_в$, кГ/мм^2	50,5	48,0
δ_{10}, %	26,0	26,0
$\alpha_н$, кГм/см^2	5,6	7,4

Газо- та нафтопровідні труби класу Х65 в основному виготовляються зі сталей, отриманих контрольованою прокаткою з 0,03%Nb і 0,06-0,09% V. Міцність досягається поєднанням дрібного зерна та дисперсійного твердіння. Приблизно 50% міцності, що вноситься виділеннями, втрачається при виготовленні труби та листи для труб цього класу зазвичай виготовляють з мінімальною межею плинності 470 Н/мм^2.

Подрібнення зерна, що досягається контрольованою прокаткою, зменшується зі збільшенням товщини листа, а дисперсійне зміцнення знижується через зростання розміру виділень.

Для створення трубопроводів з трубами класу міцності Х75, Х80 або Х85 вичерпані межі міцнісних характеристик ферито-перлітних сталей. Для цього передбачається прискорене охолодження сталі в ході прокатки листа температурному діапазоні 850-650 ^{0}С, тобто перенесення умов прокатки безперервного стану на листовій. ванадію сильно дисперсійно зміцнюватимуться і досягатимуть необхідної міцності.

Вплив температури відпустки на властивості сталі 06Г2ФБ при розтягуванні листів товщиною 32 мм та 14 мм показано на рис. 1.9. Підвищення температури нагріву під загартування листів товщиною 32 мм з 880 до 930 ^{0}С сприяє зростанню характеристик міцності, невеликому зниженню відносного подовження і збільшенню відношення $\sigma_т/\sigma_в$ для всіх досліджених температур відпустки. При цьому $\sigma_т$ і $\sigma_в$ зростають на 20-75 Н/мм^2, відносне подовження знижується на 2-5%, відношення $\sigma_т/\sigma_в$ зростає приблизно на 0,05. Судячи з отриманих результатів, підвищення температури відпустки в досліджених межах також не впливає на характеристики міцності дослідної сталі, хоча видно деяку тенденцію до зростання відносного подовження при підвищенні температури відпустки з 580 до 700 °С.

Для листів завтовшки 14 мм ці залежності виражені чіткіше. Так, з підвищенням температури нагріву під загартування з 880 до 930°С зростання показників міцності склало: 135-190 Н/мм^2 ($\sigma_т$), 130-145 Н/мм^2 ($\sigma_в$), 0,02-0,12 ($\sigma_т/\sigma_в$); δ_5 знизилося на 5-8% (див. рис. 1.11).

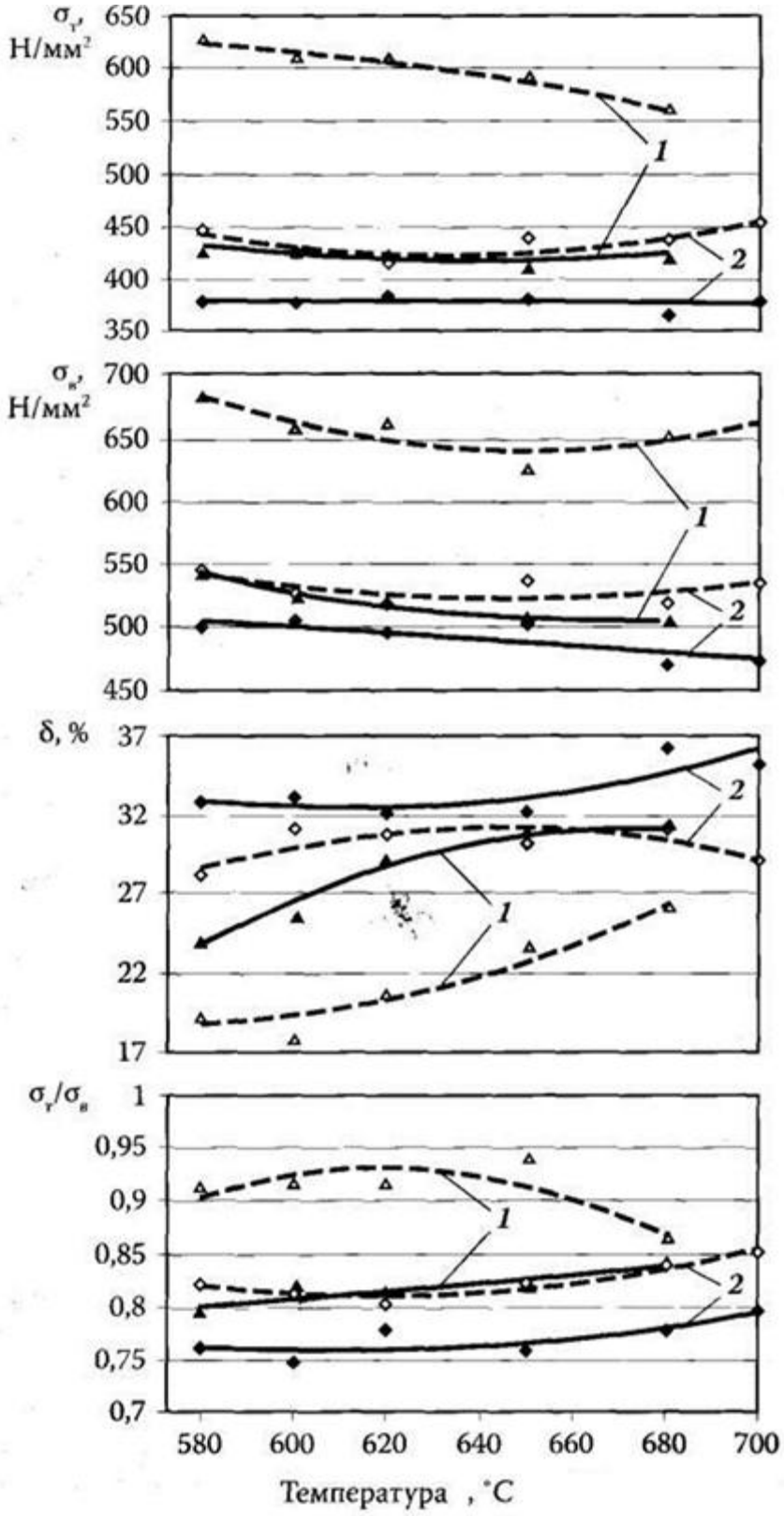


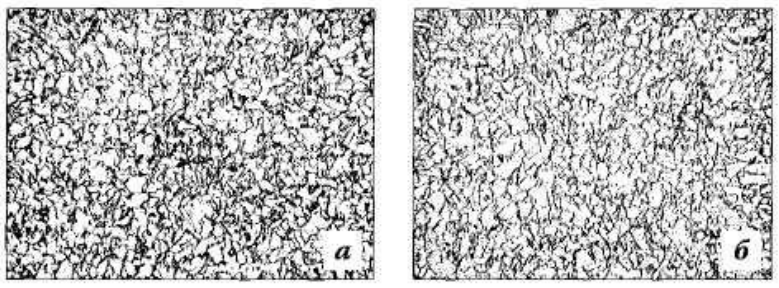
Рисунок 1.9 - Залежність $\sigma_т$, $\sigma_в$, δ, $\sigma_т$/ $\sigma_в$ від температури загартування та температури відпустки проб із низьколегованої сталі для листів товщиною 14мм (крива 1) та 32мм (крива 2)):◆,◇- температура загартування 8800С;▲,△- температура загартування 930 ° С

Визначено температурну залежність ударної в'язкості (робота удару KV, Дж) листів завтовшки 14 і 32 мм із сталі 06Г2ФБ. Метал зберігає високу холодостійкість до 70 ^{0}С. Частка в'язкої складової в зламах ударних зразків при - 70 дорівнює 100% для листів товщиною 14мм і не менше 80% для листів товщиною 32 мм.

Вплив товщини листів із сталі 06Г2БФ на $\sigma_в$,$\sigma_т$, $\sigma_т/\sigma_в$ і δ_5 визначено для стану після гарту з відпусткою. Температура нагрівання під загартування 950 ^{0}С, температура відпустки 600-650 ^{0}С.

У стані поставки (загартування від 950^{0}С, відпустка при 650^{0}С) мікроструктура листа товщиною 14 мм є сумішшю фериту (близько 70%) і відпущеного бейніту (близько 30%). У листах з тієї ж сталі завтовшки 32 мм фериту близько 85%, бейніту близько 15%.

Таким чином, нормалізація є ефективним засобом підвищення ударної в'язкості сталі 10Г2ФБ у товстих перерізах, проте при цьому зміцнюючий вплив ніобію знижується, підвищення температури нагріву під загартування листів сприяє зростанню міцності, невеликому зниженню відносного подовження та збільшенню відношення $\sigma_т/\sigma_в$ для всіх досліджених температур, товщина листа впливає на зростання феритної складової в структурі сталі, що призводить до падіння властивостей міцності (рис.1.10).



а -14 мм (приблизно 70%Ф+30%Б); б - 32 мм (приблизно 85%Ф+15%Б) величина дійсного зерна а - 11бал, б - 10, 11.

Рисунок 1.10 – Мікроструктура листів з низьковуглецевої марганцовистої сталі, легованої ніобієм та ванадієм, ×500

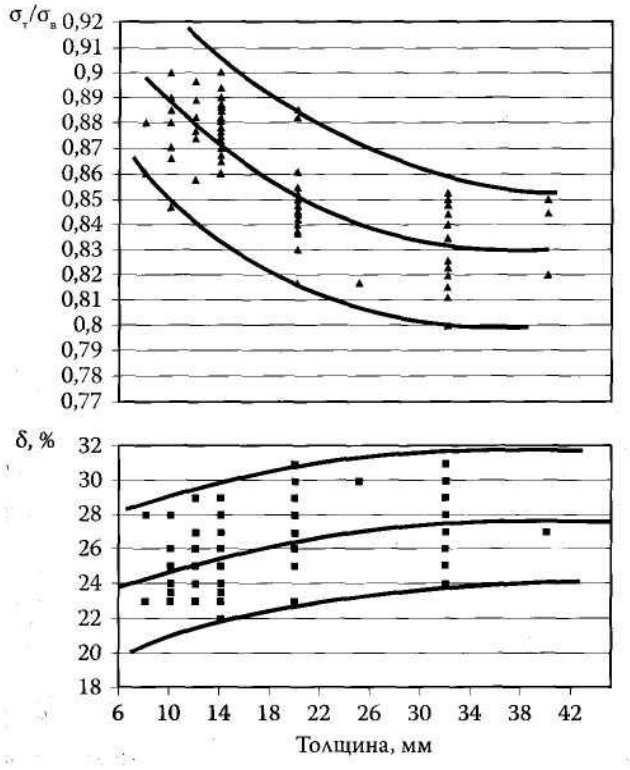


Рисунок 1.11 - Залежність відношення $\sigma_т/\sigma_в$ та відносного подовження від товщини листів [12]

1.7 Вплив вихідної структури сталі після додаткової термічної обробки

Одним із перспективних напрямів отримання голчастого фериту у кількості понад 80% у досліджених сталях є підвищення однорідності розподілу легуючих елементів у вихідному аустеніті. З цією метою проводилися дослідження впливу тривалості гомогенізуючої витримки при температурах, близьких до температури початку чорнової прокатки (тобто температурі вирівнювання концентраційної неоднорідності перерізу листа), на кількість, дисперсність і однорідність розподілу голкового фериту.

У досліджуваних низьковуглецевих сталях вітчизняного виробництва невеликі за площею ділянки зі структурою голкового фериту були отримані після прокатки при температурі Ac3 + 50 °C і охолодження зі швидкістю

порядку 18°С/с. Смуги голчастого фериту розташовувалися між смугами доевтектоїдного фериту, що чергуються.

Статистичні дані показують, що збільшення тривалості витримки при нагріванні під загартування сприяє зростанню розміру аустенітного зерна від 25 до 70 мкм і від 32 до 93 мкм у сталях 10Г2ФБ і 09Г2С відповідно (рис.1.12) на зразках, охолоджених з фериту, невеликої кількості перліту та острівців округлої форми голчастого фериту.

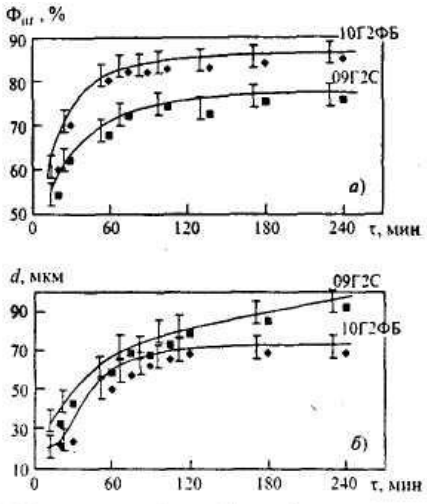


Рисунок 1.12 - Залежність об'ємної частки голкового фериту Фіг(а) і розміру зерна d(б), що утворився, від тривалості гомогенізуючої витримки при 11000С(наступне охолодження – в маслі) сталей 10Г2ФБ і 09Г2С

Тенденція інтенсивного збільшення кількості голчастого фериту зі зростанням аустенітного зерна (рис. 1.13) спостерігається зі збільшенням витримки при 1100 °С до - 1 год. Потім кількість фериту стабілізується чи повільно зростає зі збільшенням тривалості аустенітизації.

Збільшення частки голчастого фериту пояснюється зменшенням питомого обсягу доевтектоїдного фериту і, крім цього, зниження вмісту вуглецю в ньому при нижчій температурі. Зменшення частки доевтектоїдного фериту зі зростанням аустенітного зерна пов'язане з тим, що питома площа аустенітних кордонів на одиницю обсягу знижується, отже, зменшується кількість зародків доевтектоїдного фериту та його загальний обсяг.

У процесі витримки при 1100°С (охолодження в олії) стали 10Г2ФБ в інтервалі від 1 до 4 год і стали 09Г2С від 1,5 до 4 год кількість голчастого фериту стабілізується та його об'ємна частка становить 80 - 85 і - 75% відповідно.

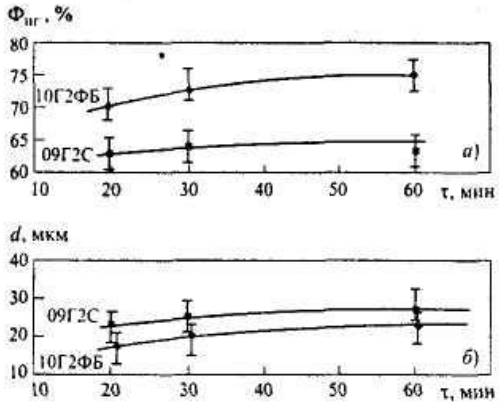


Рисунок 1.13 - Залежність об'ємної частки голкового фериту Фіг(а), що утворився, і розміру зерна аустеніту d (б) від тривалості гомогенізуючої витримки при 1100 ^{0}С (після витримки проводили деформацію з ε=30% при 1100 ^{0}С)

Таким чином, подібна термообробка сприяє виділенню більшої кількості голкового фериту в структурі та зміцненню прокату із сталі 09Г2С та 10Г2ФБ при збереженні задовільного рівня пластичних властивостей.

У зв'язку зі складністю виробництва високоміцного товстого листа з низьким Рсм (Секв) термопокращення іноді стає вигіднішим, ніж контрольована прокатка. На додатокдо вже зазначених характеристик сталі контрольованої прокатки термопокращена сталь має більш високий опір до водневого розтріскування в сірководневмісних середовищах. Водень викликає охрупчування гарячекатаної сталі, накопичуючись на межах розділу фериту та перліту, навколо сегрегації домішок. Термопокращення призводить до більш рівномірної мікроструктури, що є важливим фактором для запобігання водневого розтріскування. Структура гартування з відпусткою

характеризується низьким значенням коефіцієнта С3 (мінімальна концентрація водню, необхідна для початку розтріскування).

Мікроструктура є дрібнозернистим феритом з дисперсними карбідами. Розподіл твердості при цьому більш рівномірний, ніж після контрольованої прокатки. Вплив умов прокатки на в'язкість термопокращених листів - експериментальні результати сталі контрольованої прокатки мають вищі показники в'язкості у випробуваннях на ДВТТ, ніж термопокращені. Пов'язано це головним чином із подрібненням мікроструктури та впливом розщеплень у сталях контрольованої прокатки. Прожарювання листів недостатня для отримання необхідної дрібної мікроструктури в досліджених у високоміцних сталях. Однак в'язкість термопокращених сталей може бути забезпечена за умови отримання в металі дрібнозернистого аустеніту та дрібнозернистих продуктів перетворення. Мікроструктура перетворення близька до гарячекатаної. Тому умови гарячої прокатки, зокрема розподіл обтискань, дуже важливі отримання дрібнозернистої структури термоулучшенной сталі. Високоміцні труби класів XI00 і X80 великого діаметра можна отримувати термозміцненням за допомогою індукційного нагрівання. Для виготовлення високоміцних товстостінних труб із сталей контрольованої прокатки або з термозміцненого листа необхідні потужні формувальні стани. У разі термообробки труб формування проводять на звичайних станах зі сталі простий контрольованої прокатки з низькою межею плинності. Потім за допомогою індукційного нагрівання трубу термозміцнюють. Індукційну термообробку можна застосовувати і для труб товстостінних, крім того, при цьому покращуються властивості. Залежно від рівня міцності хімічний склад металу шва має бути ретельно підібраний. Мікроструктура термообробленого зварного шва часто успадковує характер структури, що отримується після зварювання. Міжкритичний нагрів до температур між Ar1 і Ar3 корисний для отримання дрібнозернистої структури шва. Цей метод застосовується для труб класу X80. Для забезпечення в'язкості зварного шва в високоміцних товстостінних трубах важливим фактором є прожарювання металу шва.

Характеристики індукційної термообробки. Індукційна термообробка проводиться у режимах швидкого нагріву. Розмір аустенітного зерна при швидкісному нагріванні дрібніший, ніж при нагріванні зі звичайними швидкостями. Іноді він викликає аномальне зростання зерен під час тривалих витримок за високих температур аустенізації. [14, с.160-161]

Відпустка протягом короткого часу впливає на механічні властивості. Навіть при дуже високій швидкості нагрівання при відпустці є зсув відпускної крихкості мартенситу до вищих температур. Однак високотемпературна крихкість (оборотна відпускна крихкість) при такій швидкій відпустці не спостерігалася. У майбутньому, очевидно, знайдуть застосування високоміцні вуглецеві сталі з високою ударною в'язкістю, термооброблені таким способом.

Висновок до розділу 1

Таким чином, контрольована прокатка - це гаряча прокатка по регламентованому режиму, що включає запрограмовані температури початку та закінчення деформації, обтискання, швидкість охолодження. межі плинності, зниження межі крихко-в'язкого переходу та покращення зварюваності.

Значний вплив має хімічний склад сталі. При зниженні вмісту вуглецю та мікролегуванні ніобієм і ванадієм спостерігається ефект карбонітридного зміцнення, що перешкоджає зростанню зерна і сприяє отриманню необхідного рівня поєднання властивостей міцності і пластичності.

Останнім часом для підвищення властивостей міцності без втрати пластичності застосовуються такі режими контрольованої прокатки, які дозволяють отримувати ферито-бейнітну (мартеністну) структуру.

Одним з негативних ефектів контрольованої прокатки може бути смугастість, яка сприяє розвитку анізотропії властивостей по довжині прокату, що веде до розкиду механічних властивостей.

Ефективним засобом покращення властивостей низьколегованої будівельної сталі є поєднання легування з термічною обробкою

Нормалізація є ефективним засобом підвищення ударної в'язкості сталі в товстих перерізах, проте при цьому зміцнюючий вплив ніобію знижується, підвищення температури нагріву під загартування листів сприяє зростанню характеристик міцності, невеликому зниженню відносного подовження і збільшенню відношення σт/σв для всіх досліджених температур відпустки. впливає на зростання феритної складової у структурі сталі, що призводить до падіння властивостей міцності. Підвищення температури нагріву під загартування листів товщиною 32мм з 880 до 930 ^{0}С сприяє зростанню характеристик міцності, невеликому зниженню відносного подовження і збільшенню відношення σт/σв для всіх досліджених температур відпустки. Контрольована прокатка при екстремально низьких температурах у поєднанні

з низькими температурами нагріву може дати хороший результат якості сталі для труб класів Х70-Х80 з низьким $С_{екв}$. Для отримання високої міцності та в'язкості необхідні низькі температури нагріву та високі ступені обтиснення при температурах поблизу Аг3.

Для виробництва високоміцних труб товстостінних також застосовні термозміцнені сталі. Для отримання гомогенної мікроструктури з високим опором водневому розтріскування в умовах "сірководневмісного середовища можуть бути використані маловуглецеві низьколеговані сталі. Для поліпшення в'язкості термопокращення проводиться після попередньої контрольованої прокатки.

Труби класів Х80 та Х100 виготовляють за допомогою індукційної термообробки.

Контрольована прокатка забезпечує значне підвищення комплексу механічних властивостей (міцності, пластичності, ударної в'язкості, опору крихкому руйнуванню) низьколегованих сталей у гарячекатаному стані. Однією з її найважливіших переваг є можливість отримання в'язких властивостей на рівні, що відповідає нормалізованому стану, при значеннях характеристик міцності, властивих гарячекатаної сталі. Внаслідок цього при контрольованій прокатці з технологічного циклу виключається такий вид термічної обробки як нормалізація; знижується вуглецевий еквівалент низьколегованих сталей при збереженні властивостей міцності на досить високому рівні. У ряді випадків, наприклад при обробці малоперлітних сталей, контрольована прокатка є необхідною операцією, оскільки іншим способом не вдається реалізувати переваги цих сталей.

Трубні сталі в сейсмічних небезпечних районах повинні бути виготовлені зі сталі, яка не тільки забезпечує їхню високу міцність і в'язкість, але й достатню деформованість при монтажі та експлуатації трубопроводів.

РОЗДІЛ 2 НАУКОВІ ОСНОВИ ФОРМУВАННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ ТРУБНИХ СТАЛЕЙ

Безперервно литий сляб - основна заготовка для виробництва високоякісного листового та рулонного прокату різного призначення. З металознавчої точки зору у слябі важливі:

- хімічний склад (базовий склад та вміст домішок) та розкид за вмістом елементів (від слябу до слябу, від плавки до плавки та ін.);
- металургійна якість слябу (насамперед - наявність поверхневих і внутрішніх тріщин, пор та ін.);
- структура литого металу;
- розміри слябу (з погляду подальшого його обтиснення під час прокатки);
- забрудненість НВ та їх розподіл;
- ліквацийна неоднорідність у заготовці.

Позапічна обробка визначає внутрішню чистоту готового прокату, його властивості - в'язкість, опір сірководневому розтріскування, розкид властивостей, суцільність та ін. , центральну пористість (можливе подальше осьове розшарування), якість поверхні.

У більшості випадків стадія сталеплавильного переділу з погляду реалізації закладеної у стадії ідеї забезпечує лише отримання заданого хімічного складу. Але в ряді випадків вона може забезпечувати реалізацію основної ідеї, наприклад:

- формування в сталі дисперсних оксидів Ti_2O_3, які здатні гальмувати зростання зерна аустеніту за високих температур або служити місцями зародження фериту всередині зерен аустеніту;
- зменшення осьової сегрегаційної неоднорідності при розливанні сталі з низьким вмістом вуглецю за рахунок кристалізації через δ-ферит.

Іншими словами, металознавча ідея може бути реалізована на стадії сталеплавильного переділу, і подальша технологічна схема виробництва металу вже принципово не відрізняється від традиційної.

Основні вимоги до металургійного процесу наступні:

- забезпечення необхідного хімічного складу сталі;
- вміст елементів у заданих вузьких межах;
- низький вміст сірки та фосфору;
- низький вміст азоту, водню, кисню;
- обмеження вмісту хрому, нікелю, міді;
- низький вміст легкоплавких домішок: свинцю, олова. сурми та ін;
- чистота сталі та НВ та їх модифікування;
- необхідна макроструктура слябу, відсутність поверхневих та внутрішніх дефектів:
- відтворюваність процесу.

Іншими словами, має працювати основна металознавча схема: «склад-структура-властивості».

В цілому це робиться на стадії розробки сталі, результатом якої є нормативно-технічна документація: технічні умови, специфікація та ін. Ці вимоги можуть бути звужені з урахуванням додаткових вимог до металу, особливостей конкретної технології та ін.

Відомо, що азот, що знаходиться в твердому розчині, суттєво знижує опір крихкому руйнуванню сталі [8]. На відміну від термічно оброблених сталей після гарячої прокатки, за даними робіт [9, 10], тільки частина азоту пов'язана алюмінієм, що викликає необхідність застосування сильніших карбонітридоутворюючих елементів, насамперед титану.

Основними механізмами впливу фосфору на властивості сталі є інтенсивне зміцнення за рахунок утворення твердого розчину та ослаблення міжфазних та міжзеренних границь внаслідок утворення сегрегацій [11-13].

Вплив вмісту фосфору на властивості конструкційної стати може після гарту з наступним високим відпусткою докладно розглянуто у роботах [11, 12,

14]. Даних, що належать до низьколегованих сталей, значно менше [15], в окремих роботах розглянуто вплив фосфору на опір руйнуванню сталей, підданих контрольованій прокатці [16]. Вважають, що роль фосфору який робить сталь хрупкою, повинна знижуватися зі зменшенням в сталі вмісту вуглецю [17, 18]. Є дані про те, що на характеристики в'язкого руйнування сталі фосфор впливає лише у стані відпускного крихтіння [12, 13]. Ефект слабшає із подрібненням зерна; мінімальний для сталей, підданих контрольованій прокатці, проте шкідливий вплив може проявитися в навколошовній зоні при зварюванні через формування грубої структури [16]. В цілому ефект поліпшення холодостійкості від зниження вмісту фосфору, за даними роботи [19], зростає з укрупненням зерна: чим сприятливіша структура, тим менший вплив фосфору. Найбільш шкідливий вплив фосфор надає в станах, що посилюють ймовірність міжзеренного руйнування, наприклад, у стані відпускного крихтіння [20].

Обробка великого масиву даних за властивостями сталей різного рівня міцності (при незмінному вмісті вуглецю та мікролегуючих добавок) після прокатки за постійною схемою показала, що перехідна температура крихкої руйнації (визначається за наявності в'язкої складової в зламі ударних зразків 50%) описується залежністю, що відображає факт впливу рівня міцності (типу структури) на характер залежності T_{50} від вмісту фосфору:

$$T_{50} = 0{,}454\sigma_{B}P,$$

де Р – вміст фосфору, мас. %.

Опір в'язкому руйнуванню знижується з підвищенням вмісту фосфору та міцності сталі:

$$\Delta KCV^{max} = -0{,}257\sigma_{B} - 374P.$$

Вплив вмісту фосфору (0,002-0,040%) на T_{50}, що залежить від типу структури та умов охолодження (характеру руйнування). У низьколегованій сталі фосфор слабо знижує ΔKCV^{max} (зміцнення твердого розчину), для більш легованої сталі вплив зростає. Після ізотермічної витримки при 550 °С (імітація змотування в рулон) вплив фосфору та залежність від складу (типу структури) посилюються (відпускне крихтіння).

Неметалічні включення (наприклад, сульфіди) практично не змінюють характеристики міцності стати внаслідок значних розмірів (зазвичай 1 мкм) і малої об'ємної частки (<0,1%) [21-23], але мають значний вплив на опір руйнуванню [24, 25]. Основними механізмами впливу недеформованих НВ на характеристики в'язкого руйнування вважаються негомогенність деформації і відповідна концентрація напруг, які зумовлюють руйнування частинок або декогезію по границі з матрицею, а подальше накопичення дислокацій одного знаку поблизу утвореної несплошності призводить до утворення пір. Дані щодо впливу НВ на різні стадії руйнування суперечливі. Автори роботи [22] вважають, що сульфіди впливають переважно на стадію зародження тріщини, у той час як, за даними статей [24, 26], зменшення кількості сульфідів (або їх глобуляризація) більшою мірою підвищує роботу розвитку тріщини. Дані щодо впливу сірки на критичну температуру крихкості також суперечливі [27, 28], що, ймовірно, пов'язане з явищем «сульфідного парадоксу», що полягає в одночасному зниженні в'язкості та критичної температури крихкості при підвищенні вмісту сірки [29-31].

У роботах [31, 32] на основі систематичних досліджень низьколегованих сталей з феритно-перлітною структурою зроблено наступні висновки: підвищення вмісту сірки призводить до монотонного зниження ΔKCV^{max}, вплив сірки в основному обумовлено зниженням роботи зародження тріщини, залежність T_{50} від вмісту сірки носить екстремальний характер, що обумовлено впливом двох протилежних факторів - виникнення локальної концентрації напруги, що ініціюють утворення тріщини, і релаксації напруги

при взаємодії фронту тріщини з сульфідом, що сприяє збільшенню стабільного мікров'язкого підростання тріщини.

Аналіз властивостей сталей з тимчасовим опором 520-1075 Н/мм^2 після контрольованої прокатки за стандартним режимом показав, що опір в'язкому руйнуванню не залежить від вмісту легуючих елементів, а визначається лише міцністю та вмістом сірки:

$$\Delta KCV^{max} = -0{,}208\sigma_B - 2440{,}8S.$$

Значного впливу вмісту сірки на опір крихкому руйнуванню не встановлено. При дисперсній структурі опір в'язкому руйнуванню знижується в рамках загальної залежності з підвищенням міцності сталі та вмісту сірки, відносний вплив сульфідів зростає при несприятливій структурі (крупнозернистий ферит та груба бейнітно-мартенситна суміш).

Вимоги чистоти по домішках зазвичай посилюються при підвищенні класу міцності сталі (звуження технологічного вікна), товщини прокату та за наявності додаткових вимог до прокату, зокрема стійкості до сірководневого розтріскування та ін. (табл. 2.1).

Таблиця 2.1 - Приклад вимог щодо домішок до сучасних трубних сталей залежно від класу міцності

Домішка	Вимоги стандартів	Жорсткі вимоги
	вміст, ppm	
S	30	20 (вище за X70); 10 (HIC)
P	150	120 (вище за X70)
N	60	40 (XI00 і вище)

Точність хімічного складу сталі визначається з урахуванням вимог щодо розкиду властивостей міцності (наприклад, від листа до листа), які можуть висувати, наприклад, виробники обладнання з виробництва труб. Зазначені

вимоги визначаються на основі відомих залежностей між вмістом елементів та властивостями міцності [33]. Приклад сучасних вимог до трубної сталі за точністю хімічного складу наведено нижче (розкид від плавки до плавки, %):

C	Si	Mn	Cu	Cr	Ni	Nb	V	Mo
±0,01	±0,05	±0,07	±0,03	±0,03	±0,03	±0,005	± 0,007	±0,03

Загальні вимоги до трубних статей різного призначення можна оцінити за даними таблиці. 2.2.

Таблиця 2.2 - Загальні вимоги до трубних сталей різного призначення

Виробництво сталі (dимога)	Область застосування труб		
	з великою товщиною стінки	арктичного застосування	для транспортування кислого газу
Чиста сталь			
S < 0,005%	++	++	-
S <0,001%	+	+	+++
P < 0,015%	++	++	-
P < 0,010%	+	+	+++
H < 1,5 ppm	+++	+	++
N <40 ppm	++	++	++
Обробка Ca	++	++	+++
Низький вміст вуглецю			
<0,08%	+++	+++	+++
<0,06%	+	+	++
Контроль HB	++	+	+++
Контроль осьової сегрегації	++	++	+++

Примітка: +++ - обов'язково; ++ - необхідно; + - бажано.

Розміри слябу безпосередньо не відносяться до металургійних характеристик, проте дуже важливі в наступному переділі та в ряді випадків визначають можливість виготовлення даного виду продукції. Розмір (товщина) слябу критичний під час виготовлення листа великих товщин. При цьому слід враховувати, що товщина слябу не покращує ситуацію автоматично, а дозволяє використовувати можливості деформації для подрібнення зерна.

У найбільш часто застосовуваному підході для розрахунку необхідної товщини сляба використовується мінімальне відношення його товщини до товщини готового листа для труб холодостійких великого діаметру, але знаходиться в межах 8-10. При цьому на чорнову стадію прокатки припадає не менше дворазової витяжки (сумарне обтиснення не менше 50%). Простий розрахунок показує, що зі слябу завтовшки 350 мм прокат для труб з високими вимогами може бути виготовлений завтовшки 35-43 мм.

Практично виготовлення прокату класу міцності Х70 товщиною понад 30 мм з гарантією ІПГ (DWTT) при температурі випробування -20 °С і нижче є дуже складним технічним завданням внаслідок необхідності отримання рівномірної дрібнодисперсної структури по всій товщині листа.

Обмеження зумовлені такими факторами.

1. Збільшення товщини листа підвищує вимоги до дисперсності структури внаслідок дії масштабного чинника. Наприклад, дисперсність структури, достатня для забезпечення необхідних результатів при ІПГ у прокаті товщиною 12 мм, у прокаті товщиною 30 мм призведе до негативних результатів випробувань.

2. Фізична межа подрібнення мікроструктури (~4 мкм для феритного зерна та ~1 мкм для бейнітної структури) не досягається при виготовленні товстих листів через обмеження по деформації та швидкості охолодження, подальше підвищення в'язких властивостей можливе тільки за рахунок легування нікелем, проте в цьому випадку діють обмеження, встановлені

нормативно-технічною документацією (зазвичай зміст N1 не більше 0, 3 чи 0,4%), і навіть збільшується собівартість.

3. З підвищенням товщини прокату збільшується різниця в умовах деформації приповерхневих шарів і середньої частини листа. Ситуація покращується при збільшенні відносних обтиснень за прохід та збільшення діаметра робочих валків. При не оптиматних параметрах прокатки зростають розмір зерна в центрі листка, різнозернистість, і, як наслідок, погіршуються показники ІПГ(DWTT).

4. Низька швидкість охолодження у середній частині листа у процесі прискореного охолодження. Переохолодження поверхні не дозволяє досягти необхідної швидкості охолодження в центрі листа для подрібнення структури через обмеження теплопровідності сталі. Цей недолік компенсується додатковим легуванням молібденом, бором тощо, що призводить до підвищення вуглецевого еквівалента, погіршує технологічність, а також підвищує собівартість.

Загальне подрібнення структури забезпечується усім стадіях термомеханічної прокатки. У центральній частині зважаючи на дію вищевказаних факторів дисперсність обмежується значною мірою умовами чорнової прокатки, а саме отриманням дрібнозернистої рівномірної структури аустеніту після чорнової стадії прокатки в підкаті великої товщини (наприклад, 150-160 мм).

На жаль, для підкату таких великих товщин сумарне обтиснення 50% у чорновій стадії може виявитися недостатнім для забезпечення дрібнозернистої рівномірної структури аустеніту. Розрахунки за допомогою комп'ютерного моделювання показують, що кожен додатковий прохід із відносним обтисканням не менше 12% забезпечує подальше подрібнення зерна (особливо важливо забезпечувати великі відносні обтискання в останніх 4-5 проходах).

При твердінні рідкого металу утворюються структури різного типу залежно від хімічного складу металу, температури та технології розливання [34, 35]. У сталевих зливках можна назвати три основні зони: зовнішня кіркова

зона дрібних разорієнтованих «заморожених» кристалів; зона стовпчастих кристалів; зона разорієнтованих рівноосних кристалів. У багатьох роботах, присвячених будові безперервно литого зливка, автори виділяють, поряд із зоною разорієнтованих кристалів, зону глобулярних, дрібних кристалів, у яких не проглядається чітка дендритна будова.

Вивчення впливу теплофізичних параметрів на співвідношення структурних зон необхідно через прямий зв'язок між структурою литого металу та дефектами внутрішньої будови, отже, якістю металопродукції. Головною особливістю макроструктури зливка, отриманого на криволінійній МНЛЗ, є її асиметричність [36, 37]. Різна протяжність зони стовпчастих кристалів по протилежних сторонах криволінійних ділянок є результатом дії певних фізико-хімічних закономірностей і усунути цю різницю повністю неможливо. У відомих межах її можна зменшити, знижуючи температуру та швидкість розливання. У безперервно литих слябах значною мірою проявляються центральна ліквація та пористість. Зона осьової ліквації розташовується, як правило, по тепловому центру слябу, відхилення становить від 0,5 до 4 мм від геометричної осі. Дослідження осьової хімічної неоднорідності в умовах здійснення процесу показали, що в безперервно літому злитку ліквація може мати суттєвий розвиток, порівнянний з ліквацією у звичайному злитку. Вміст домішок у ліквацийних зонах може у 4-5 разів перевищувати їх вміст у рідкому металі. Великі коливання інтенсивності ліквації в зливках однієї й тієї ж товщини, що визначає час твердіння, доводять, що вибірковий характер кристалізації не може вважатися єдиною та визначальною причиною хімічної неоднорідності зливка в цілому. Важливим фактором, що визначає розвиток зональної неоднорідності, є перерозподіл лікватів, концентрація їх у локальних зонах внаслідок процесів масопереносу, вимушеного та природного руху металу, викликаного гідродинамічними та конвективними потоками, силами капілярного масопереносу, явищем витріскування-обтискання оболонки злитка. При розвиненій зоні разорієнтованих дендритів та обмеженої протяжності зони транскристалітів

природні конвективні потоки мають менший розвиток та швидкість. Знижується ступінь збагачення залишкового розплаву домішками внаслідок механічного впливу на оболонку заготовки. Ліквати розподіляються у великому обсязі, зональна неоднорідність менш яскраво виражена. Зі зменшенням зони стовпчастих дендритів у 2-3 рази осьова ліквація знижується в 1,8-2,0 рази. В осьовій зоні зливка спостерігається максимальна кількість неметалевих включень, головним чином сульфідів, які розташовуються по межах зерен. У деяких зливках в осьовій зоні поряд із сульфідами, розташованими по межах зерен, зустрічається велика кількість глобулярних силікатів.

При виробництві безперервнолитої заготовки існують три основні проблеми: ліквація, неметалеві включення та розтріскування слябу.

У процесі кристалізації стали відбувається сегрегація різних легуючих елементів, що збагачують зони, що твердіють в останню чергу, зокрема зони, розташовані вздовж осьової лінії безперервно литих слябів. Відповідно до діаграми системи Fe-C в сталі, що містить менше 0,09% C, не відбувається перитектичної реакції, що само по собі сприяє зменшенню сегрегацій. Подальше зниження вмісту вуглецю має подвійний позитивний ефект: по-перше, зменшує інтервал температур кристалізації та, по-друге, розширює інтервал температур існування δ-фериту, тобто сприяє інтенсивній гомогенізації структури металу при високих температурах, оскільки коефіцієнт дифузії у фериті приблизно в 100 разів вище, ніж в аустеніті. Зниження вмісту вуглецю зменшує коефіцієнт сегрегації одного з основних легуючих елементів марганцю.

Процеси затвердіння та кристалізації металів відіграють найважливішу роль у формуванні їх властивостей. Вони впливають на зародження центрів кристалізації, форму і розподіл кристалів у злитку, ліквацію домішок та розвиток дендритної неоднорідності, конвективний рух в обсязі розплаву, що твердіє, і виникнення в ньому зональної структурної та хімічної неоднорідності. Враховуючи вирішальний вплив розвитку сегрегації на якісні

показники листового прокату, насамперед на величину пластичних властивостей, ударну в'язкість, зварюваність та схильність до утворення дефектів суцільності, розробляють цілий комплекс заходів, спрямованих на зниження сегрегації. До них насамперед належать:

- оптимізація швидкості розливання;
- низький перегрів металу при розливанні щодо температури солідуса;
- інтенсивне вторинне охолодження;
- м'яке обтискання;
- підвищення жорсткості МНЛЗ та її налаштування, включаючи ролики, що ріжуть, менші зазори між ними та інші засоби запобігання витикання;
- термообробка (відпал) слябу;
- оптимізація хімічного складу сталі.

Більшість виробників ведуть розлив з перегрівом менше 20-25 ° С і жорстким регулюванням температури в проміжному ковші. Ця характеристика є важливим засобом зниження ліквації і має бути включена до контрольованих параметрів технології.

Інтенсивне вторинне охолодження на МНЛЗ є важливим доповненням до зниження швидкостей розливу зменшення ступеня ліквации, це особливо важливо для слябів великої товщини.

Перегрів визначає кінцеву мікроструктуру у взаємодії з товщиною слябу та складом сталі. Все більше застосовується обтискання слябу, що частково затвердів (soft reduction) з метою фізичного видалення ліквацийної рідини.

Композиції легування мають бути оптимізовані в кожному випадку з метою зниження ступеня та наслідків ліквації. Вміст вуглецю, марганцю та фосфору має бути знижено до оптимального рівня, тоді ліквація не позначатиметься на експлуатаційних властивостях виробу.

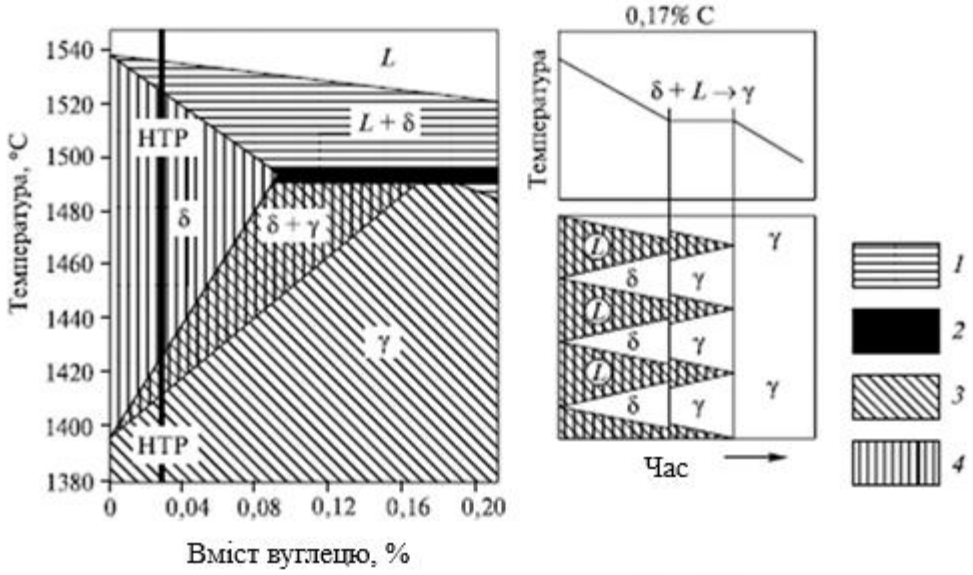
Вимоги щодо ліквацийної однорідності повинні підвищуватися приблизно так: труби класів міцності Х60-Х70, далі труби класу міцності Х80

і ще вище - труби для зварювання струмами високої частоти, труби для роботи в середовищі H_2S.

Встановлено, що макротравлення є корисним засобом контролю, що визначає придатність виробу. Дані показують, що випробування в середовищі H_2S за методом NACE TM-0284 добре корелюють з ранжуванням за результатами макротравлення. Наприклад, для досягнення показника довжини тріщин (CLR) на рівні менше 10% у випробувальному розчині NACE (pH = 3,0) бал ліквації не повинен перевищувати одиниці.

Включення оксидів викликають серйозні проблеми, особливо якщо вони розташовані дуже близько до поверхні. Ці включення діють як «поглиначі водню», що створюють при рекомбінації високий тиск, що в результаті призводить до розтріскування і крихтування металу. Конструкція МНЛЗ істотно впливає видалення включень оксидів: вертикальна МНЛЗ забезпечує кращі можливості, ніж криволінійна.

Низький вміст вуглецю знижує тенденцію до ліквації, як показано на схемі, наведеній на рис. 2.1. Найбільш шкідливим для сталей є міждендритне збагачення в ході перитектичної реакції, коли відбувається додаткове усадження через утворення аустеніту (ГЦК) з δ-фериту (ОЦК). Так як у цій реакції також бере участь рідка сталь, вона, звісно, збагачується легуючими елементами, які концентруються і потім залишаються в міждендритних ділянках.



а б

1 - ліквація при кристалізації; 2 - міждендритне збагачення при перитектичній реакції; 3 - помірна гомогенізація в аустеніті; 4 - значна гомогенізація δ-фериту завдяки високій дифузійній рухливості $D_\delta = D_\gamma \cdot 10^2$

Рисунок 2.1 - Частина діаграми стану Fe-C із класифікацією ступеня ліквації (а) та схема перитектичної реакції (б)

Висновок до розділу 2

Наявність центральної хімічної неоднорідності безперервнолитої заготовки визначено сутністю протікають процесів затвердіння і кристалізації безперервнолитого зливка. Як було сказано вище, розвиток процесів центральної сегрегації визначається сумою різноманітних факторів - перегрівом сталі вище за температуру ліквідус, швидкістю розливання сталі, конструкцією кристалізатора і системою вторинного охолодження і т.д. Протягом останніх 30 років зусилля фахівців були спрямовані на розробку технологічних рішень, що дають змогу мінімізувати негативний вплив центральної сегрегації хімічних елементів на споживчі властивості листового прокату. Було розроблено і досить успішно впроваджено в потокове виробництво ряд рішень, з яких слід виділити систему «м'якого» обтиснення литої заготівлі в зоні змикання двох фронтів кристалізації. Система «м'якого» обтискання (soft reduction) знайшла широке застосування у 90-х роках після впровадження нових конструкцій роликової проводки МНЛЗ. Обтискання слябу проводиться перед остаточним його затвердінням при наявності двофазної зони в осьовій частині слябу. Система автоматично відстежує температуру металу в проміжному ковші, швидкість розливання та на основі цих даних розраховує ділянку, на якій завершується процес кристалізації заготівлі [38, 39]. На основі розрахунків частки рідкої фази в осьовій частині слябу по довжині роликової проводки визначається місце початку та закінчення зони «м'якого» обтискання. Розмір обтискання зазвичай становить кілька мм [38, 40]. Застосування системи вимагає високого рівня автоматизації та комп'ютеризації процесу розливання та дуже скрупульозного виконання технології. Протікання ліквацийних процесів при затвердінні безперервно литої заготовки надає вирішальний вплив якість самої заготівлі, і якість прокату. Наявність розвиненої центральної сегрегації тягне у себе розвиток внутрішніх дефектів - осьових тріщин, несуцільності, пористості литої заготовки.

3 ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ВТОРИННОГО ОХОЛОДЖЕННЯ НА СТРУКТУРУ СТАЛІ

3.1 Виникнення тріщін в сталях

Коли безперервне розливання стало основним способом розливання сталі, головна ідея полягала в отриманні переваги в порівнянні з розливом у злиток за продуктивністю, зниження витрат, підвищення виходу придатного при вищій якості металу. Однак при виробництві безперервнолитого металу дуже важливо усунути поверхневі та внутрішні дефекти, тому що інакше необхідні дорогі та витратні за часом операції ремонту слябів, інакше кінцева продукція буде з дефектами, і на їх усунення потрібен час і кошти. Останнім часом технологія безперервного розливання та прямої прокатки знаходить все ширше застосування з метою економії енергії та зниження витрат праці. Однак для управління цим процесом ще важливіше запобігти утворенню тріщин на слябах, тому що в цьому випадку немає можливості провести огляд поверхні слябу і при необхідності ремонт.

Всі типи тріщин класифікують за розташуванням у тілі зливка, морфології та температурної області їх утворення [48, 49]. Високотемпературні тріщини – кристалізаційні. Утворення тріщини у середньотемпературній області (700-1200 °С) зазвичай пов'язують із температурним інтервалом зниженої пластичності.

Поздовжні тріщини, спрямовані вздовж зливка, розташовуються довільно за його шириною. Глибина може досягати 40 мм. Внутрішня порожнина тріщин окислена, лінія тріщин проходить міждендритним просторам. У їхніх вершинах, як правило, виявляють включення сульфідів.

Поперечні тріщини зазвичай розташовуються слідами гойдання кристатлізатора. У приповерхневому шарі тріщини перетинають осі дендритів, а далі, у глибині злитка, поширюються на межі аустенітних зерен. Як правило, складки з тріщинами у своїх западинах мають ліквацийні лунки.

Багато хто вважає, що причина утворення таких тріщин - низький рівень механічних властивостей стали за умови присолідної температури.

Сітчасті тріщини є сіткою звивистих тріщин, що взаємоперетинаються, глибиною до 25 мм. Деякі з них не мають виходу на поверхню та залягають на глибині 8-10 мм від поверхні.

Павукоподібні тріщини зазвичай розташовуються на поверхні злитка окремими осередками діаметром до 30 мм. Щодо глибини цих тріщин немає єдиної думки, є дані, що їхня глибина не більше 5 мм, в іншому випадку до 15-18 мм. Павукоподібні тріщини розходяться з однієї точки в декількох напрямках і розташовуються за межами аустенітних зерен. Часто відзначається міді в їхній порожнині.

Гніздоподібні (внутрішні) тріщини розташовуються зазвичай на відстані 30-40 мм від поверхні і, проростаючи в глиб зливка, можуть досягати осьової зони. Напрямок росту тріщин перпендикулярно поверхні злитка. Порожнини тріщин заповнені лікватами, у результаті легко виявляються, наприклад, сірчаними відбитками. Є думка, що тріщини утворюються в температурному інтервалі мінімальної пластичності кристалізуючого розплаву, у фронту кристалізації, коли під дією феростатичного тиску оболонка зливка, що рухається, здійснює періодичні прогини при проходженні підтримуючої системи. При цьому по фронту кристалізації виникають напруги, що розтягують, які можуть перевищувати межу міцності металу при околосолидусних температурах. Природно, що підвищення швидкості розливу супроводжується зростанням швидкості деформації, що сприяє крихкі металу. З погляду хімічного складу сірка має найбільш шкідливий вплив, що послаблюється підвищенням вмісту марганцю.

Осьові тріщини («розшар») розташовуються по лінії осьової ліквації. Ширина розкриття може досягати кількох міліметрів. Причиною їх утворення є напруги між внутрішньою і зовнішньою частинами слябу, що виникають за певних умов розливання, коли внутрішня зона, охолоджуючись, скорочується

в обсязі, осередками утворення тріщин служать неметалеві включення та недосконалості структури.

Деякі високоміцні мікролеговані сталі особливо схильні до певних видів дефектів розливу, існує багато оглядів з питання гарячої пластичності та дефектів безперервнолитого металу. Показано, що тільки формування поверхневих поперечних тріщин пов'язане з наявністю сталі мікролегуючих елементів. Деякі інші поверхневі дефекти, такі як поздовжні поверхневі тріщини, також пов'язані зі складом сталі: підвищення вмісту фосфору та сірки та зниження співвідношення Mn/S ведуть до підвищеного розтріскування. На формування внутрішніх тріщин також впливає хімічний склад сталі, важливим є і вміст C, S і P.

Елементи, що знижують появу тріщин у ніобійвмісних сталях: Ti, P, Ce, Zr. Добавки 0,02-0,04% титану призводили до зменшення кількості поперечних тріщин, а їх повного усунення необхідно 0,15% титану. Попередні результати відносяться до звичайних товстих сляб (більше 225 мм), також є повідомлення про те, що ніобій призводить до виникнення тріщин у тонких слябах (товщиною 50 мм).

Повідомляється, що при вмісті азоту менше 0,005% ванадій має невеликий вплив на виникнення поперечних тріщин, проте при вмісті азоту більше 0,02% поперечні тріщини можуть з'являтися при 0,15%V. Якщо сляб має товщину 50 мм, VN-сталі мають кращу якість поверхні, ніж сталі, що містять Nb. Зачистка слябів була потрібна для сталей, що містять 0,01-0,06% Ti, припускаючи, що при такому вмісті титану можуть виникнути деякі поверхневі дефекти, в цих сталях вміст вуглецю було менше 0,09%, а марганцю - в інтервалі 0,3-0,8%.

Поперечні тріщини можуть утворюватися на широкій, вузькій гранях та в кутах безперервнолитого слябу, але не завжди помітні при візуальній інспекції. Вони пов'язані з нижньою частиною слідів гойдання і здебільшого виявляються на верхній поверхні слябу. Самі тріщини можуть бути довжиною до десятків міліметрів і зазвичай йдуть за межами аустенітних зерен.

Спостерігаються невелике обезвуглецевання та невелике окислення на внутрішньому кінці тріщини. Дослідження поверхні руйнування поперечних тріщин показало в'язке руйнування, що зароджується на частинках різного типу, але переважно на частках MnS та AlN.

У процесі безперервного розливання напруги можуть виникати з безлічі причин: внаслідок перетворення, термічних ефектів (зміна теплопередачі всередині кристалізатора), температурного градієнта всередині сляба, впливу форсунок охолодження, контакту з роликами та ін. внаслідок феростатичного тиску, механічних ефектів через неспіввісність машини і напруги при розгині слябу та ін. поширення тріщин обумовлено напругами, внесеними у процесі розгину слябів.

Розтріскування найімовірніше в області низької пластичності сталі. Можна виділити чотири області низької пластичності в умовах безперервного розливання (рис. 2.2) за рахунок: 1 - появи рідини; 2а - появи частинок другої фази (Mn, Fe)S; 2б - частинок другої фази Nb(CN), AlN, V(CN); 3 - (γ – σ – перетворення).

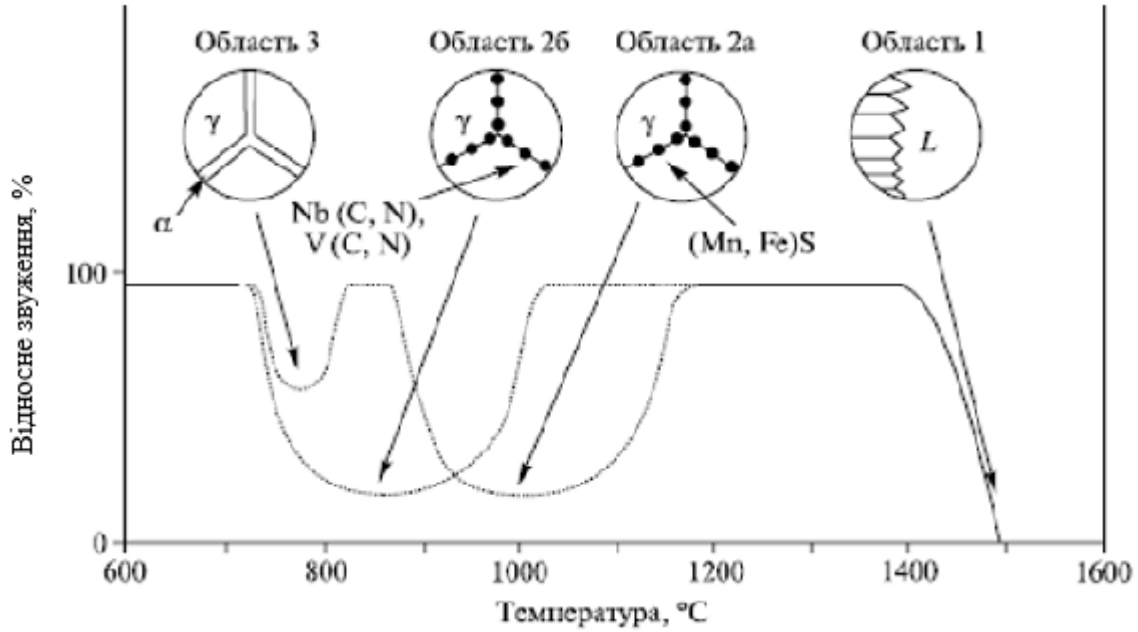


Рисунок 2.2 - Схематичне зображення структурних механізмів, що визначають провал пластичності в областях 1-3

Область 1 проявляється при високих температурах, зазвичай на 20-50°C нижче за температуру солідуса. Поверхні руйнування характеризуються міждендритним руйнуванням та присутністю частинок MnS. Ця область низької пластичності пов'язана з появою рідини на міждендритних кордонах і межах зерен і важлива з точки зору формування дефектів багатьох типів у безперервно-литому продукті, у тому числі поздовжніх поверхневих тріщин. Сегрегація елементів, таких як сірка, у міждендритні області в процесі кристалізації важлива для цього типу руйнування. Ця область низької пластичності може бути відповідальна за зародження поперечних поверхневих тріщин, пов'язаних зі слідами гойдання [71, 80]. Сліди гойдання самі собою - області, у яких може спостерігатися високий рівень сегрегації таких елементів, як S, P, Mn [80]. Теплопередача в кристалізаторі поблизу слідів гойдання також знижена, що призводить до збереження високої температури в межах зони крихкості.

Область 2 відповідає температурному інтервалу 1200-900 °C залежно від складу та умов випробування, і поверхня руйнування зазвичай проходить вздовж меж аустенітних зерен і іноді в ній виявляється присутність частинок другої фази. Ці області низької пластичності пов'язані з виділеннями (Mn, Fe)S для області 2а і Nb(CN), V(CN), Ti(CN) і AlN для області 2б (поділ області 2 визначається стабільністю різних типів частинок). Низька пластичність області 2а спостерігається при відносно високих швидкостях деформації; при низьких швидкостях деформації чи разі витримки перед випробуваннями пластичність хороша. Разом з тим втрата пластичності типу 2б максимальна, якщо швидкість деформації знижується. Втрата пластичності області 2а значною мірою залежить від складу, особливо від співвідношення Mn/S. Також є припущення про те, що втрата пластичності в ділянці 2а пов'язана з виділенням рідкої фази FeS та зернограничною декогезією внаслідок сегрегації сірки. Поперечні тріщини зазвичай спостерігаються у високоміцних мікролегованих сталях з високим вмістом Mn і тому високим співвідношенням Mn/S. Швидкість деформації в процесі виробництва безперервнолитих слябів

також занадто мала втрати пластичності 2а, і можна припустити, що вона не відповідальна за утворення поперечних тріщин.

Втрата пластичності 2б ініційована прослизанням по межах зерен аустеніту, що призводить до формування тріщин області, і пов'язана з присутністю частинок другої фази, таких як Nb(CN), V(CN), AlN. Ці частинки можуть затримувати початок рекристалізації та зменшувати деформацію, необхідну для руйнування. Високотемпературна межа цього провалу пластичності, ймовірно, пов'язана з початком рекристалізації. Відомо, що мікролегуючі елементи, в першу чергу Nb, можуть затримувати рекристалізацію, перебуваючи або в розчині, або у вигляді частинок, що виділяються. Це гальмування рекристалізації, як передбачається, відповідає за розширення області пластичності 2б у бік високих температур. Ванадій, як відомо, набагато менш ефективний, ніж ніобій, з погляду гальмування рекристалізації. Присутність частинок мікролегуючих елементів також може знизити деформацію руйнування за рахунок кількох можливих механізмів: зони, вільні від виділень, часто спостерігаються в областях, прилеглих до меж зерен аустеніту, і це може призводити до концентрації напруги по межах зерен; частинки або групи частинок біля меж зерен можуть діяти як місця зародження тріщин, або виділення їх у матриці просто підвищує міцність і, відповідно, знижує пластичність.

Область 3 знаходиться приблизно в інтервалі температур 900-600 °C залежно від складу стати і якщо область 2 зниження пластичності присутня, ці два провали пластичності можуть зливатися. Передбачається, що ця область низької пластичності пов'язана з перетворенням аустеніту на ферит.

При охолодженні нижче температури (γ-α)-перетворення утворення фериту починається на межах зерен аустеніту, що призводить до формування плівок фериту навколо аустенітних зерен. При температурах всередині інтервалу перетворення ферит м'якше, ніж аустеніт, і таким чином, коли починається деформація, вона концентрується всередині фериту біля меж зерен, і в'язкого процесу руйнування, тобто. зародження пір у частинок другої

фази і зростання цих пір триває всередині плівок фериту. Високотемпературний край провалу пластичності пов'язаний з початком перетворення і, таким чином, визначається складом та технологічними параметрами. Виявляється тісний зв'язок між температурою, за якої пластичність починає падати, і температурою початку перетворення Ar_3. Пластичність відновлюється за низьких температур, оскільки об'ємна частка фериту вище, і розподіл температури між аустенітом і феритом стає більш рівномірним. При низьких температурах різниця міцності аустеніту та фериту менша, що також сприяє більш рівномірному розподілу деформації між аустенітом та феритом. Звісно ж, що з повного відновлення пластичності приблизно 50% аустеніту має перетворитися на ферит.

3.2 Вплив легуючих елементів на пластичність сталі

Мікролегуючі елементи можуть впливати на положення провалу пластичності завдяки їхньому впливу на температуру перетворення. Наприклад, присутність ніобію в розчині до перетворення, як відомо, знижує температуру перетворення, і також було показано, що Nb знижує температуру, за якої спостерігається провал пластичності - область 3 (див. рис. 2.2).

Було припущено, що ранні стадії формування поперечних тріщин відбуваються в кристалізаторі та пов'язані з сегрегацією в районі слідів гойдання. Низька температура плавлення цих областей разом із вищою температурою металу внаслідок зменшеної теплопередачі в кристалізатор призводить до виникнення гарячих тріщин (розривів). Подальший вплив процесів у кристалізаторі на поперечні тріщини передбачається внаслідок сильного впливу вмісту вуглецю на поперечне розтріскування. Коли вміст вуглецю відповідає перитектичній кристалізації, то кількість поперечних тріщин зростає. Було зроблено припущення, що це наслідок деформації перетворення у процесі кристалізації.

Хоча ранні стадії формування поперечних тріщин можуть бути в кристалізаторі, можна припустити, що ці дефекти стають більшими і численнішими під дією напруг нижче кристалізатора, особливо в процесі розгину слябу. Коли ця напруга діє в температурному інтервалі провалу пластичності, поперечне розтріскування посилюється, особливо з урахуванням впливу мікролегування на гарячу пластичність. Граючи роль у зародженні поперечних тріщин, сліди гойдання також сприятимуть їхньому поширенню, оскільки зерно часто може бути великим під слідом гойдання, і геометрія поверхні у вигляді надрізу також призводитиме до концентрації напруг. Подальше поширення цих тріщин продовжується при низьких температурах як результат деформацій, особливо в процесі розгину слябу в області низької пластичності.

Відомо багато робіт з вивчення впливу ванадію на гарячу пластичність з використанням випробувань на розтяг. Результати досліджень сходяться в тому, що добавки до 0,1% ванадію при низькому вмісті азоту (< 0,005%) мають тільки значний негативний вплив на гарячу пластичність, сприяючи розширенню провалу пластичності. При високому вмісті азоту вплив ванадію стає помітнішим, і провал пластичності стає глибшим і ширшим. Необхідно відзначити, що в цьому прикладі тільки при максимальному значенні твору 0,1% V × 0,01% N гаряча пластичність наближається до пластичності сталі з 0,028% Nb. Різниця в характері гарячої пластичності була пов'язана з різницею у виділеннях, сталь з ванадієм показала мало виділень VN, у той час як сталь з ніобієм показала численні виділення NbCN як результат різної розчинності. Показано [87], що виділення VN більші, ніж NbCN, в умовах, подібних до умов у безперервнолитому слябі і, отже, мають менший шкідливий вплив на гарячу пластичність. Однак при порівнянні V-Ti- та Nb-Ti-сталі було встановлено, що обидва типи сталей мають близькі значення пластичності. В роботі, де використовували випробування на вигин для імітації розливу в тонкий сляб добавки 0,1%V не впливали на гарячу пластичність при вмісті азоту 0,007%.

Коли рівень азоту був підвищений до 0,02%, пластичність знизилася, але не до рівня, що спостерігається в сталі з 0,04% Nb (рис. 2.3).

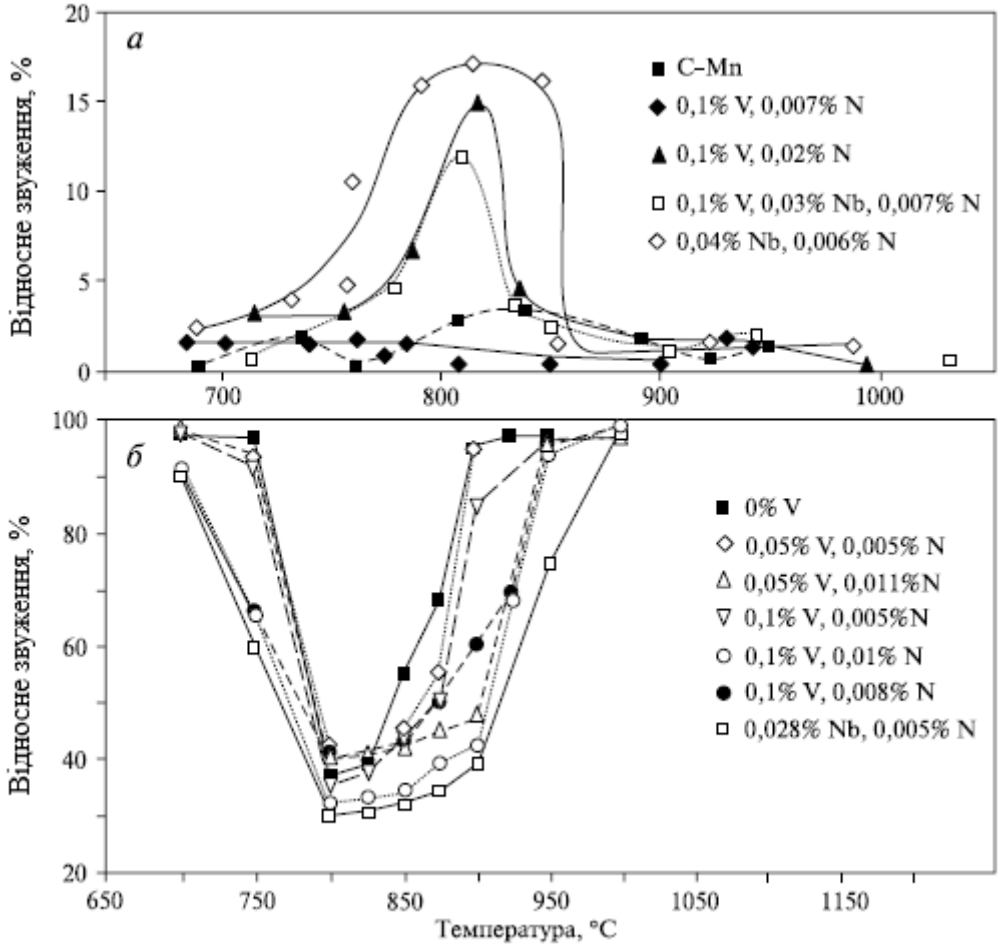


Рисунок 2.3 – Вплив домішок ванадію, азоту та ніобію на довжину максимальної тріщини при випробуваннях на гарячив вигін (а) та на гарячу пластичність сталі при випробуваннях на розтяг (б)

Отже, є велика кількість досліджень щодо впливу ніобію на пластичність у гарячому стані та активність досліджень, ймовірно, пов'язана з зазначеним негативним ефектом ніобію на якість поверхні слябів. Результати можуть бути узагальнені таким чином: добавки ніобію поглиблюють та розширюють провал пластичності у напрямку підвищених температур (рис. 2.4).

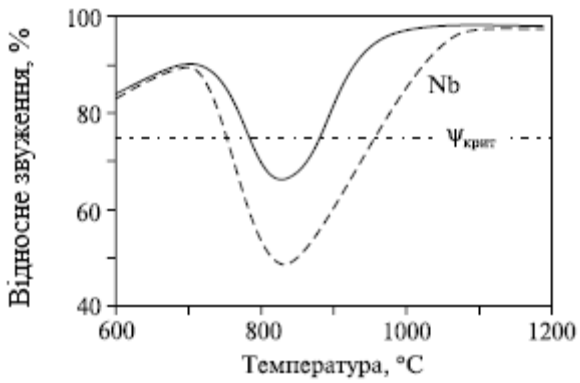


Рисунок 2.4 – Розширення та заглиблення провалу пластичності при мікролегуванні сталі ніобієм (пунктир), $\psi_{крит}$ – критичне значення - 75%

Навіть малі добавки ніобію (0,017%) мають шкідливий ефект і пластичність продовжує знижуватися до вмісту принаймні 0,074%. Добавки алюмінію в ниобийвміщіючу сталь поглиблюють і розширюють провал пластичності, як і підвищення вмісту азоту. Якщо використовувати добуток [Al][N], цей параметр має негативний вплив на пластичність ніобійвмісної сталі.

Коли досліджується вплив титану на пластичність ніобійвмісної сталі, увага повинна бути приділена тому, щоб термічний цикл відповідав стану при безперервному розливанні. Звичайна практика при виконанні випробувань на пластичність у гарячому стані - проводити термообробку, що забезпечує отримання твердого розчину за високої температури перед охолодженням та проведенням випробувань за нижчої температури. Для сталей, що містять титан, це може призвести до утворення дрібного аустенітного зерна внаслідок впливу виділень TiN, які стабільні при високій температурі. У ряді повідомлень показаний позитивний ефект добавок титану на пластичність у гарячому стані, але якщо враховувати більш дрібнозернисту структуру цих сталей, перевага не сталь очевидна. Отже, для імітації стану розливання для сталей, що містять титан, особливо важливо, щоб випробувані зразки піддавалися плавленню. Коли випробування проводяться на зразках,

попередньо розплавлені, добавки титану дають дуже маленький позитивний ефект на гарячу пластичність або навіть негативний ефект, і це, ймовірно, обумовлено ставленням титану до азоту, що визначає розмір частинок. Якщо склад ретельно обраний, щоб гарантувати, що розмір виділень максимальний, то хороша пластичність може бути досягнута в Nb-Ti-сталях. Картина ще ускладнюється внаслідок впливу швидкості охолодження; при відносно повільній швидкості охолодження (25 °C/хв) титан може дати велике поліпшення пластичності в гарячому стані ніобійвмісної сталі також внаслідок формування грубих виділень. У присутності титану вплив сірки залежить від термічного циклу, що використовується під час випробувань. Для сталей, нагрітих до температури розчинення перед випробуванням, сірка незначно впливає пластичність у гарячому стані. Однак для розплавлених зразків підвищення рівня вмісту сірки має більший негативний ефект, чим більше сірки переведено в розчин для виділення на межах зерен.

Є кілька повідомлень про те, що добавки ванадію в сталь з ніобієм покращують гарячу пластичність у порівнянні зі сталлю, що містить тільки Nb, і це може бути пов'язане з утворенням грубих комплексних виділень (V, Nb)(C, N).

Відносно мало даних про вплив добавок титану C-Mn-Al-сталі після розплавлення, і зв'язок між титаном і гарячою пластичністю представляється складною. У ситуації, коли великі виділення TiN можуть формуватися, наприклад при повільному охолодженні або високому значенні [Ti] [N], пластичність у гарячому стані може бути трохи покращена добавкою титану, але для умов, коли формується велика кількість дисперсних частинок Ti, наприклад при стехіометричному співвідношенні Ti:N у сталях з низьким вмістом азоту, пластичність може впасти при додаванні титану.

Таким чином, виділення карбідів та нітридів мікролегуючих елементів відіграє критичну роль у визначенні глибини, положення та ширини провалу пластичності шляхом їх впливу на динамічну рекристалізацію, деформацію до руйнування та (γ-α)-перетворення. Вплив виділень на динамічну

рекристалізації залежить від їх розміру та об'ємної частки, велика об'ємна частка дрібних частинок дає найбільший ефект гальмування рекристалізації. Аналогічно велика об'ємна частка дрібних виділень підвищує міцність і, отже, знижує пластичність. Спостерігається зниження пластичності при зростанні об'ємної частки виділень, але при однаковій об'ємній частці вона значно нижча для ніобійвмісної сталі порівняно з V- і V-Nb-сталями. Однак експериментально складно визначити об'ємну частку частинок, і неясно - чи досягається рівноважна об'ємна частка частинок при випробуваннях на розтяг у гарячому стані аналогічно стану безперервного розливання.

3.3 Дослідження впливу вторинного охолодження на структуру сталі

Стратегія вторинного охолодження дуже важлива для мінімізації поперечного розтріскування. Якщо розгин слябу проводиться як вище, так і нижче за температур інтервалу провалу пластичності, розтріскування може бути мінімізовано. Коли використовується стратегія «м'якого» охолодження, важливо підтримувати температуру у всьому поперечному перерізі слябу вище критичної, включаючи кути слябу, які зазвичай холодніші за грані. Для стратегії «жорсткого» охолодження важливо підтримувати у працездатному стані всі форсунки, що охолоджують; при засміченні форсунок температура в локалізованих областях сляба може бути всередині критичного інтервалу. Стратегія «жорсткого» охолодження може призводити до утворення підповерхневих тріщин. Відстань між цими тріщинами і поверхнею слябу може бути такою, що вони не виявляються під час наступних операцій нагрівання.

Механічні напруги можуть виникнути за рахунок поганого налаштування МНЛЗ, стану обладнання та інших причин, але більшою мірою на їх виникнення впливає операція розгину слябу. Є причини вважати, що багатоточковий розгин слябу не покращить пластичність у гарячому стані;

швидкість деформації буде знижена, що знизить пластичність у гарячому стані, більше часу займатиме динамічна рекристалізація, принаймні для ніобійвмісної сталі; релаксація напруг між точками розгину буде мінімальною.

Проведення промислових експериментів - дорогий захід, тому, було розроблено модель, що описує процеси впливу на всіх етапах деформації - починаючи від формування труби до випрямлення зразків - і дозволяє описати ефект Баушингера та закономірності. У моделі розглядаються та аналізуються напрямок, ступінь деформації у різних шарах по товщині прокату (стінки труби). Для перевірки моделі створено експериментальне устаткування (рис. 2.5). В установці використовуються шківи різних діаметрів для імітації на зразку різних співвідношень *t/D*). Для сталей із феритно-перлітною структурою розрахунки показали гарний збіг з експериментами.

Експерименти на декількох сталях, призначених для виробництва труб класу міцності Х60, показали важливість даного розгляду, оскільки в залежності від величини деформації (довжини майданчика плинності) в металі прокату були отримані властивості металу труби, що різко відрізняються. При довжині майданчика 2,1% сталь показала зниження межі плинності на 80 Н/мм^2 та експандування не дозволило знизити цей провал більш ніж на 20 Н/мм^2, у той час як сталь з довжиною майданчика 0,3% показала зниження межі плинності тільки на 15 Н/мм^2 а після експандування навіть невелике підвищення.

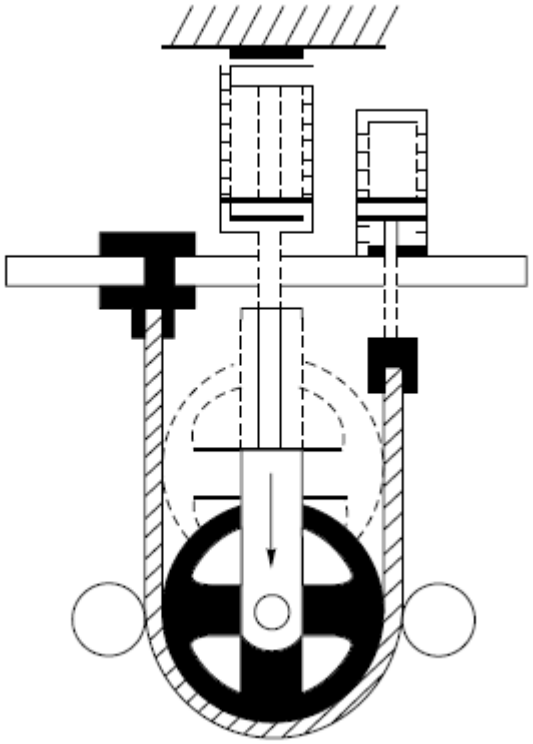


Рисунок 2.5 - Схема обладнання для імітації формування та експандування (великий гідравлічний циліндр призначений для формування, а малий (праворуч) - для екепандування.

Отже, з підвищенням густини дислокацій і густини частинок падіння межі плинності при зворотній деформації зростає. Якісно це узгоджується з теорією Орована, згідно з якою підвищення густини перетинів траєкторій «дислокація-перешкода» призводить до підвищення напруги, що призводить до підвищення падіння межі плинності у зворотному напрямку. Для сталей Х60 і Х65 було визначено характеристики структури (розмір зерна, параметри виділень і щільність дислокацій), проведено випробування на розтягування-стиск визначення параметрів напруги Баушингера, зв'язок яких було встановлено з характеристиками структури. Отримано такі результати: у процесі реверсивної деформації параметр напруги Баушингера зростає з підвищенням щільності частинок та щільності дислокацій; частинки ефективні для гальмування дислокацій у процесі переповзання, якщо їх розмір менший за 12 нм.

У роботі представлено кінематичний опис процесу формування труби. Це важливо для того, щоб знати схему деформації матеріалу в процесі формування труби, розгину зразка та випробування на розтягування. Як тільки схема деформації відома, напружений стан може бути розрахований. Для визначення механічної поведінки при знакозмінній схемі деформації була створена експериментальна установка для проведення випробувань на розтягування та стиснення.

Цикл «розтягування-стиснення-розтягування», використаний для зразків сталі Х60 у напрямку прокатки, наведено на рис. 2.6. Найважливішими точками на кривій є напруга плинності при першому навантаженні (1), максимальна напруга при першому навантаженні (2), напруга плинності при зворотному навантаженні (і), максимальне навантаження при зворотному навантаженні (абсолютна величина) (4), напруга плинності при останньому (5) та кінцева напруга (6). Експерименти проводили під різними кутами до спрямування прокатки.

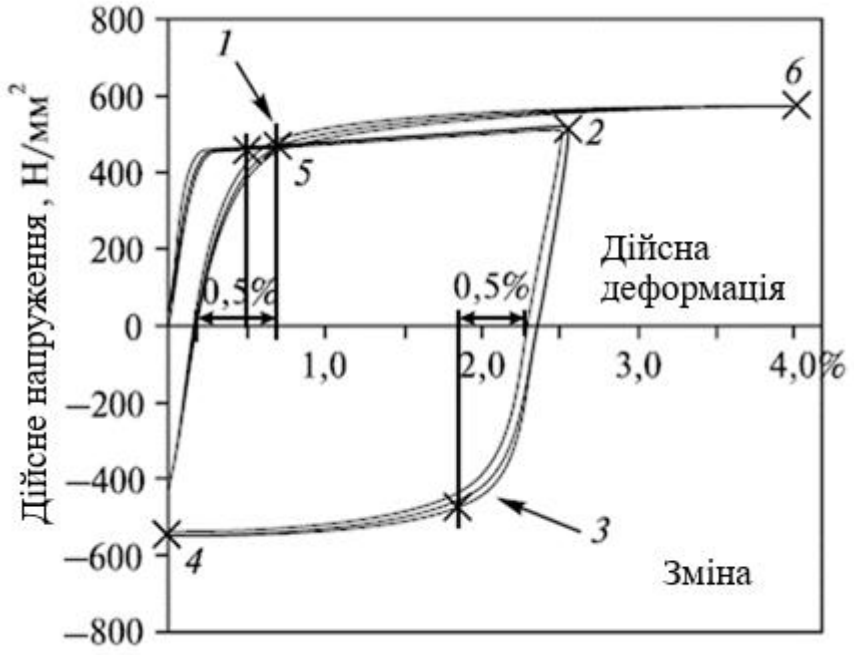


Рисунок 2.6 - Цикл «розтягування-стиснення-розтягування», використаний для зразків сталі Х60 у напрямку прокатки

На рис. 2.7 наведено результати визначення межі плинності при розтягуванні, розтягуванні-стисканні, розтягуванні-стисканні-розтягуванні залежно від попередньої деформації.

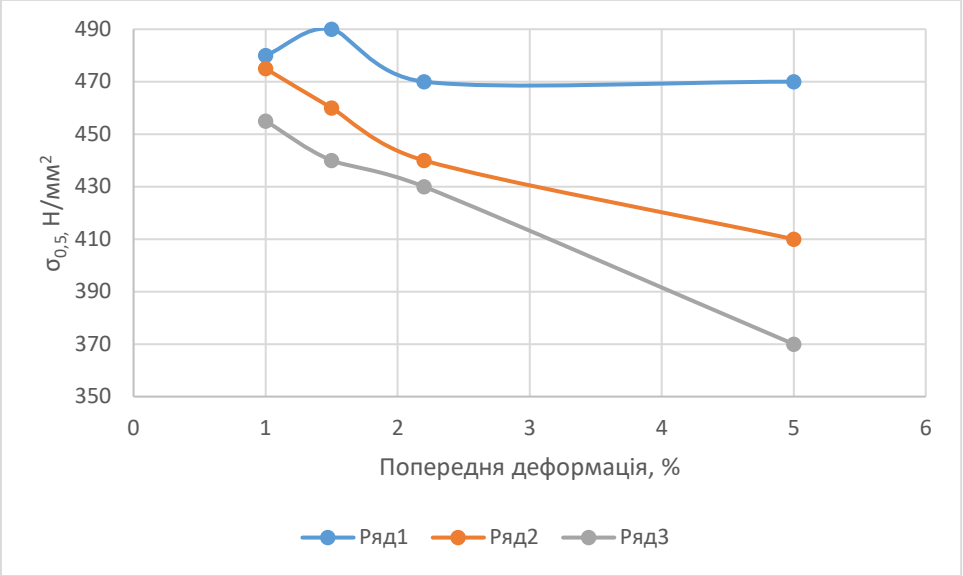


Рисунок 2.7 - Результати визначення межі плинності при розтягуванні (1), розтягуванні-стисненні (2), розтягуванні-стисканні-розтягуванні (3) залежно від ступеня попередньої деформації

На основі отриманих результатів було здійснено адаптацію параметрів моделі. Розрахунки за моделлю показали, що потрібен дуже точний опис поведінки матеріалу для прогнозування властивостей кінцевої продукції. Розгляд показав, що на внутрішній поверхні труби матеріал спочатку стискається, потім розтягується і знову розтягується у процесі випробування. На зовнішній поверхні труби матеріал спочатку розтягується, потім стискається, потім розтягується. Механічні властивості, що визначаються при випробуваннях на розтяг на розігнутому зразку труби, є середніми по перерізу, в той час як з одного боку зразка останній напрямок деформації збігається з напрямом деформації при випробуванні на розтяг (деформаційне зміцнення), а з іншого боку зразка остання деформація протилежна деформації при випробуванні (ефект Баутін Гера).

Для точного опису поведінки зразка у процесі механічного випробування необхідно встановити закон зниження межі плинності при деформації протилежного знаку.

Запропоновано модель, що описує поведінку сталі при знакозмінній деформації, що є адаптованою модель, яка показує найкращий збіг з результатами експериментів.

Термін «зварюваність» має на увазі низьку схильність до утворення зварених тріщин та експлуатаційну надійність, тобто, забезпечення при необхідному рівні міцності достатнього рівня опірності крихкому та в'язкому поширенню тріщини.

Тріщини поширюються в основному по твердих і тендітних складових структури. Тому водневого розтріскування можна уникнути, якщо мікротвердість у сегрегаційній смузі буде нижчою, ніж БШЗ. Для того щоб обмежити сегрегацію, необхідно підтримувати технічний стан МНЛЗ на необхідному рівні, наприклад, необхідно уникати зміщення роликів у зоні вторинного охолодження, так як це відразу призводить до локального збагачення легуючими елементами залишків рідкої фази. Високий рівень НІС, що періодично спостерігається, може бути результатом биття ролика, що спричинив опукування сляба в тому місці, де контакт з роликом був втрачений. Крім того, необхідно уникати утворення центральної сегрегації в слябі, використовуючи відомі прийоми: «м'яке обтискання», зменшення температури перегріву металу в ковші та ін. Рідкий метал, який кристалізується насамперед, збіднений вуглецем та іншими легуючими елементами. Такий метал розташовується у серцевині дендритних кристалів. У міру процесу затвердіння наступні шари кристала зростаючою мірою збагачуються легуючими елементами. Коли інтервал між температурою ліквідус і солідус зменшується, зменшується сегрегація, що особливо характерно для сталей з нижчим вмістом вуглецю. Крім усадки слябу при охолодженні спостерігається додаткове зменшення об'єму протягом перитектичної реакції, яке викликане частковим перетворенням первинного γ-

фериту в аустеніт, що характеризується зменшенням параметрів кристалічних ґрат.

На стійкість до сірководневого розтріскування негативно впливають: підвищена твердість, внутрішня напруга, негомогенность мікроструктури сталі.

Тверді складові, які присутні в мікроструктурі м'якої матриці, є наслідком кінетики (γ - αперетворення, в ході якого вуглець дифундує в певні області. Так як марганець знижує температуру (у - <х)-перетворення, області з його підвищеним вмістом будуть піддані перетворенню в останню чергу і тому вміст вуглецю в них буде підвищуватись. .Для того щоб уникнути формування таких смуг і «острівців» мартенситу, які поряд з включеннями можуть діяти як центри зародження тріщин, для сталей, стійких до водневого розтріскування, застосовується прискорене охолодження після термомеханічної прокатки.

Збільшення швидкості охолодження протидіє таким вторинним ліквацийним явищам, як смугастість [61]. Смугастість є наслідком дендритної ліквації легуючих елементів, внаслідок чого при гарячій деформації виникають шари різного хімічного складу, в яких перетворення протікає за різних температур (зміщення критичних точок). З цих шарів і формуються смуги фериту та перліту внаслідок витіснення вуглецю з областей, де пройшло феритне перетворення і збіднених легуючими елементами, шари з підвищеним вмістом легуючих елементів, з яких і утворюється перліт. При швидкому охолодженні внаслідок придушення зворотної дифузії вуглецю формування смугастої структури пригнічується (рис. 2.8 та 2.9). У цьому випадку слабша текстура і менша щільність розщеплень [62, 63].

На рис. 2.8 показано вплив швидкості охолодження на стійкість сталі до водневого розтріскування та структуру сталі [66].

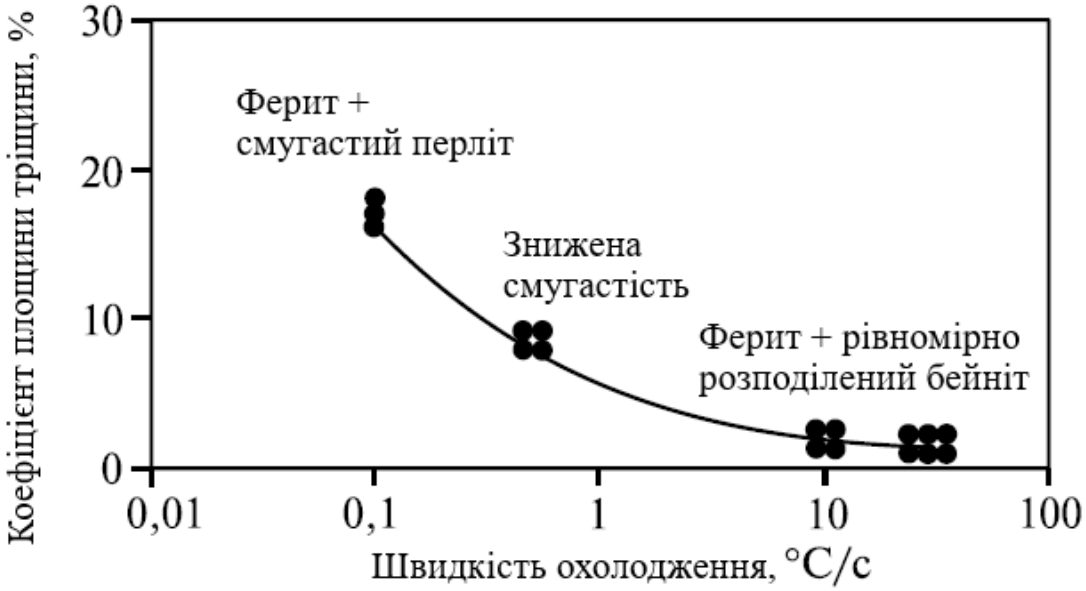


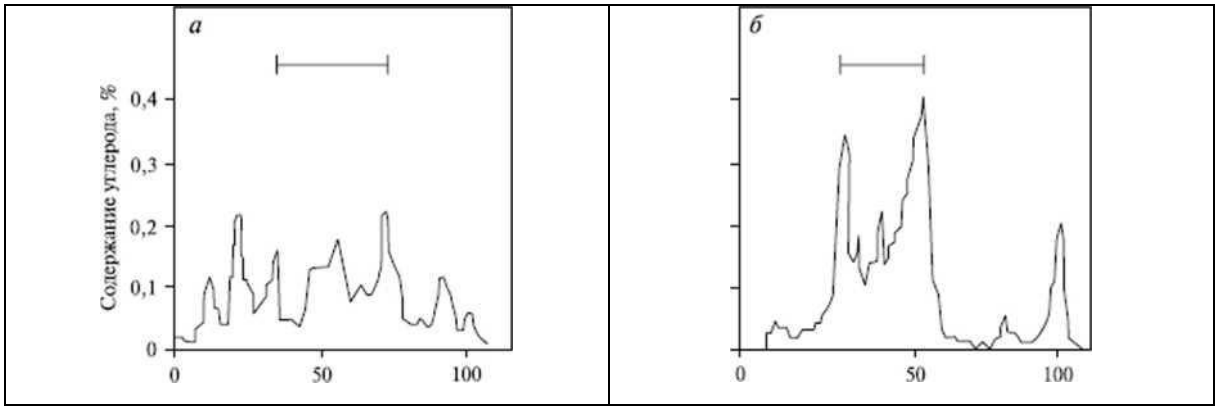
Рисунок 2.8 - Вплив швидкості охолодження структура, що містить після прокатки на стійкість сталі до водень-полігонального розтріскування та структуру сталі

Основна перевага використання «бідного» складу сталі та прискореного охолодження – зниження ефекту хімічної сегрегації, підвищення мікроструктурної гомогенності.

Загальний висновок: гомогенна мікроструктура при меншому вміст вуглецю менш схильний до HIC та SSCC. Для низьковуглецевої трубної сталі структура бейнітного фериту більшою мірою перешкоджає сірководневому розтріскування, ніж ферит [65].

Як уже наголошую, існує гранична твердість в осьовій зоні ЗОО-ЗЗОН, нижче якої тріщини взагалі не утворюються. Прискорене охолодження гальмує утворення полосчастої структури і зменшує твердість в осьовій зоні, для конкретного вмісту вуглецю сталі при використанні прискореного охолодження твердість в осьовій зоні на 10-20 Н нижче, ніж у разі охолодження на повітрі. Відповідно при прискореному охолодженні тріщини з'являються при більш високому вмісті вуглецю: при охолодженні на повітрі тріщин немає при 0,05% С, при *УО* - 0,08% С. Механізм цього явища є наступним: сегрегація марганцю однакова в обох випадках, оскільки вона

сформована при кристалізації зливка, а розподіл вуглецю при прискореному охолодженні більш однорідне [68, 69], оскільки пригнічується його дифузія в збагачену марганцем смугу (рис. 2.9), звідси більш однорідна структура і розподіл твердості (в осьовій зоні) утворюється менше твердих.



Відстань у напрямку товщини листа, мкм

а - прискорене охолодження, б - охолодження на повітрі

Рисунок 2.9 - Розподіл вуглецю в районі осьової зони прокату в залежності від режиму охолодження після прокатки

Отже, зниження рівня сегрегаційної неоднорідності та підвищення гомогенності структури (наприклад, усунення перлітних смуг або острівців мартенситу) сприяють підвищенню стійкості металу до сірководневого розтріскування [68], поширення водневої тріщини відбувається в основному за межами між твердими складовими мікроструктури та ферритом, а після *УО* перешкоджає цьому процесу, тому стійкість до HIC зростає із підвищенням швидкості охолодження [69]. У цілому при прискореному охолодженні формується більш дисперсна та рівномірна структура, а технологічні параметри та хімічний склад сталі дозволяють керувати співвідношенням структурних складових. Тут є області оптимальних значень параметрів деформації та початку прискореного охолодження (рис. 2.10 а).

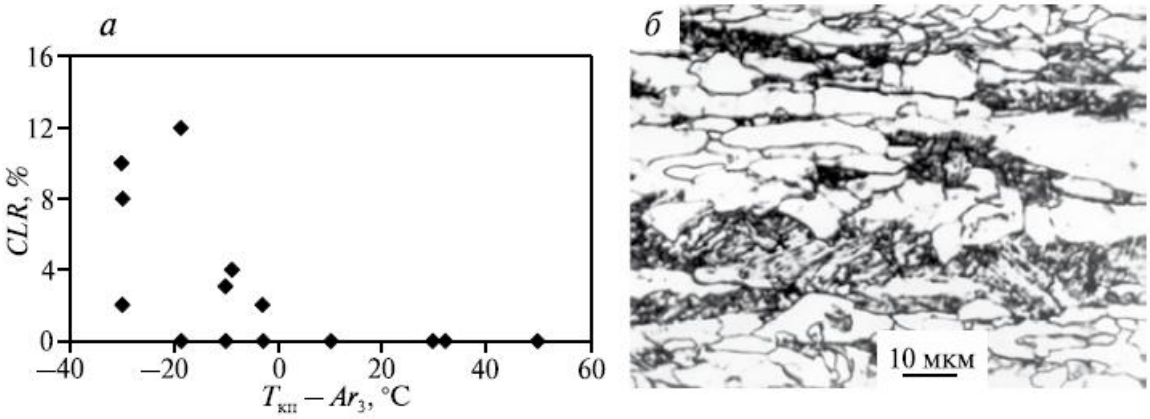


Рисунок 2.10 - Залежність стійкості до водневого розтріскування (СШ) від температури закінчення деформації (початку прискореного охолодження) - її положення щодо точки Ar_3 (*а*) та мікроструктура сталі після прискореного охолодження з початком в (γ+α)-області (*б*)

Все пов'язано з тим, що при прокатці в (γ+α)-області формується гостра кристалографічна текстура у фериті, а при прискореному охолодженні зберігається смугастість структури, при цьому перліт перетворюється на бейніт (див. рис. 2.10, б), тобто мікроструктура сталей, отриманих методом *КП* та *УО*, досить чутлива до умов прокатки та охолодження, і, відповідно, стійкість сталі може змінюватися. Якщо температура початку прискореного охолодження $T_{но}$ близька до критичної точки Ar_3 або вище її, можливе формування практично повністю бейнітної структури. Якщо $T_{кп}$ ($T_{но}$) нижче Ar_3, то може формуватися феритно-бейнітна або феритно-бейнітно-перлітна структура, при цьому спостерігається смугастість структури. У першому випадку стійкість стали до сірководневого розтріскування вище. Коли початкове формування феритної фази відбувається в умовах повільного охолодження ($T_{но} < Ar_3$), це призводить до концентрації вуглецю та легуючих елементів в аустеніті, який потім перетвориться на бейніт. У цьому випадку різниця у твердості фериту та бейніту стає значною, і тріщина може поширюватися вздовж межі цих структурних складових. Оптимальні параметри прискореного охолодження пов'язані з типом структури. Так, якщо

температура завершення прискореного охолодження ($T_{ко}$) вища за оптимум, то формується полосчата феритно-перлітна структура, нижче оптимуму - велика кількість продуктів проміжного перетворення та ділянки М/А (рис. 2.11 та 2.12).

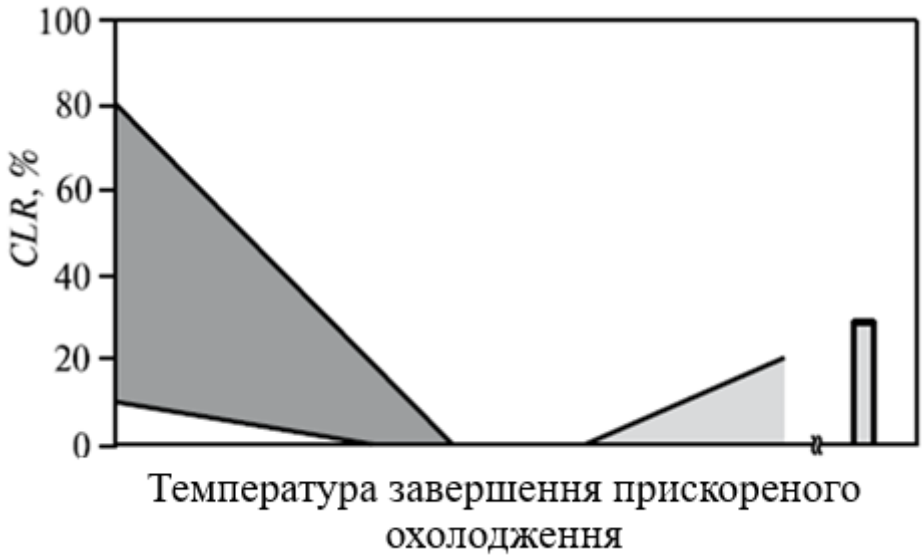
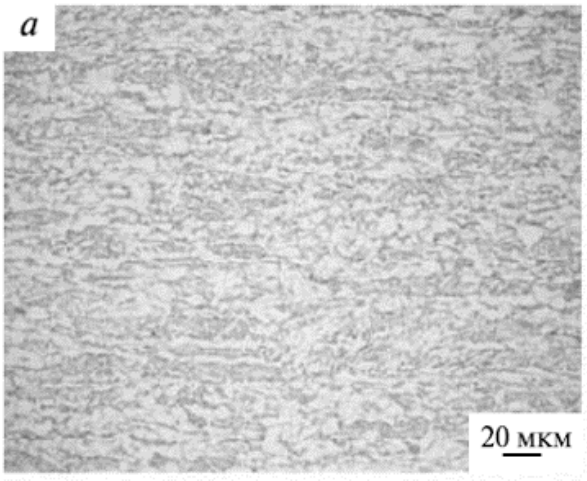


Рисунок 2.11 - Оптимальний інтервал завершення прискореного охолодження для забезпечення стійкості до водневого розтріскування



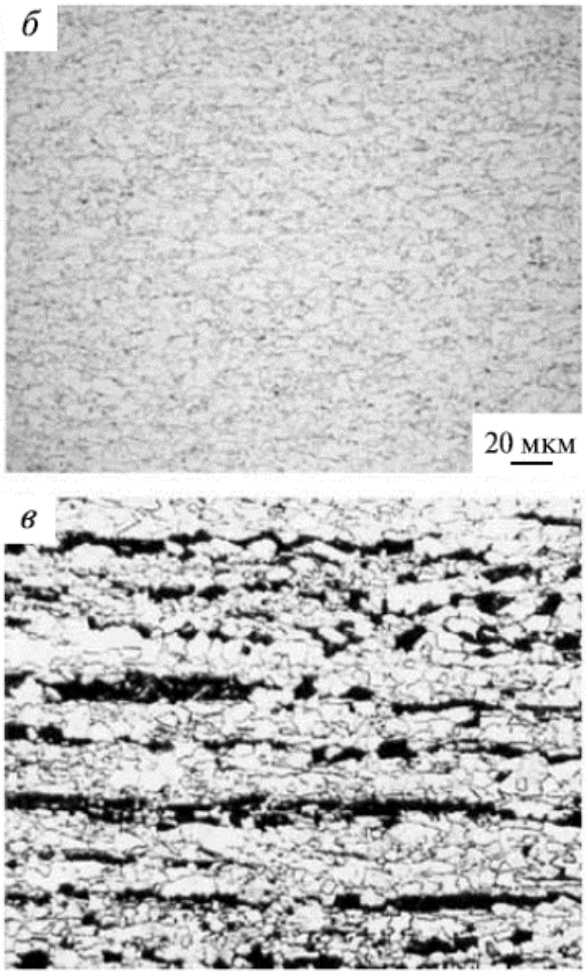


Рисунок 2.12 - Мікроструктура стали залежно від температури завершення прискореного охолодження а - нижче оптимальної, б - оптимум, - вище оптимальної (див. рис. 2.11)

Області використання трубопроводів, розрахованих на експлуатацію в агресивному середовищі, розширюються: це і підводне середовище, або райони з холодним кліматом, що потребує одночасно вищої міцності та холодостійкості, тобто. виникає потреба досягнення протилежних вимог.

Задовольнити жорсткі вимоги до труб, що експлуатуються в умовах агресивних середовищ, з урахуванням підвищеної товщини стінок і підвищеної міцності важко. Хоча існує необхідність загального зниження вартості трубопроводів за рахунок використання високоміцних труб, стійких до дії високосірчистих речовин. Їх застосування зазвичай обмежено класом міцності сталей Х65, і окремих випадках Х70, вироблених у промислових

масштабах [69, 70]. Існує обмеження по балансу міцності та стійкості до сірководневого розтріскування, оскільки стійкість знижується з підвищенням міцності сталі для традиційно використовуваних структур. Для підвищення рівня міцності таких сталей до рівня Х70-Х80 були запропоновані ідеї використання сталей з різними структурами, включаючи однофазні феритні (дисперсійно-зміцнені) та двофазні бейнітно-феритні.

Листова сталь, отримана зі швидкістю охолодження вище 20 °С/с, забезпечує краще співвідношення міцності та в'язкості та нижчу перехідну температуру при вищій міцності, ніж листова сталь, отримана при швидкості охолодження приблизно 10 °С/с. У всіх досліджених діапазонах швидкості охолодження розмір зерна зменшується у разі підвищення швидкості охолодження від 10 до 30 °С/с [71. 72]. У діапазоні швидкостей охолодження, при яких можна досягти однорідної бейнітної мікроструктури, вище 20 °С/с, вплив швидкості охолодження стає меншим. Ця тенденція зазвичай ускладнює отримання високої міцності товстостінних труб, коли при прискореному охолодженні реалізуються відносно невисокі швидкості охолодження. Так само, як і процес прискореного охолодження, властивості сталі для магістральних трубопроводів значно впливають умови прокатки: перехідна температура знижується з підвищенням сумарного ступеня деформації при контрольованій прокатці. Холодостійкість може бути збільшена за рахунок зниження температури закінчення прокатки; при цьому зниження 7КП веде до зниження $T_{но}$, що як вже згадувалося, призводить до зниження стійкості до сірководневого розтріскування. З цієї причини температура закінчення прокатки повинна ретельно вибиратися для досягнення найкращого співвідношення механічних властивостей та стійкості до сірководневого розтріскування. У будь-якому випадку схильність до розтріскування під впливом водню підвищується зі збільшенням міцності. Це призводить до труднощів стабільного масового виробництва труб класу міцності Х70 для експлуатації у високосірчаному середовищі.

Спроба обійти закономірність - що вища міцність, то гірший опір водневому розтріскування - призвела до ідеї застосування дисперсійного твердіння, і тепер для отримання високоміцних сталей цей механізм широко використовується [73, 74]. Повністю феритна мікроструктура з дрібнодисперсними виділеннями може бути отримана в процесі змотування гарячекатаних смуг, коли швидкість охолодження така низька, що аустеніт може повністю перетворитися на феритну фазу. У лабораторних умовах [75] дана технологія була здійснена для виробництва сталевого листа товщиною 20 мм, висока міцність (близько 800 МПа) була досягнута за рахунок використання Mo-і Ti-вмісної сталі.

У всіх зразках дисперсійно-твердіючої сталі при випробуваннях на стійкість до водневого розтріскування не було виявлено тріщин навіть для зразка з повністю феритною структурою з міцністю 800 Н/мм^2. У феритно-бейнітних сталях, для яких міцність була підвищена з 600 до 700 Н/мм^2 шляхом зміни вмісту елементів, що легують, також не утворилися тріщини в ході проведення випробувань на сірководневе розтріскування. З іншого боку, розтріскування у сірководневому середовищі відбувається і у звичайних сталей з повністю бейнітною мікроструктурою, коли міцність перевищує 650 Н/мм^2. Результати згаданих випробувань показують, що феритна мікроструктура має більш високий спротив до утворення тріщин у водневому середовищі порівняно із звичайною повністю бейнітною мікроструктурою. Подальше додавання легуючих елементів необхідне отримання високої міцності шляхом зміцнення внаслідок перетворення, і це призводить до утворення твердих і тендітних складових у зоні осьової ліквації, таких як М/А. У роботі [75] висловлено припущення, що феритна сталь дисперсійного твердіння є можливим матеріалом для виготовлення труб міцності класу Х70 або вище, для експлуатації у високосірчистому середовищі.

З використанням цієї концепції були виготовлені листи завтовшки 12-32 мм із застосуванням термічної обробки після прискореного охолодження. Також були виготовлені листи класу міцності Х65 за стандартною схемою УО

після КП, але без застосування будь-якої термічної обробки. При однаковому базовому складі (0,04-0,05% C; 1,3% Mn; 0,04-0,05% Nb) клас міцності X70 за пропонованою технологічною схемою був досягнутий при C_e = 0,26 у порівнянні з 0,30-0,33 при стандартній схемі, клас міцності X70 прокату товщиною 32 мм був забезпечений при C_e = 0,29, при цьому були забезпечені висока в'язкість та холодостійкість.

Найбільш значним ефектом дисперсійного твердіння є те, що за однакового хімічного складу аналогічні рівні міцності можуть бути досягнуті для листів різної товщини (від 12 до 32 мм). Зазвичай хімічний склад сталі для більш товстих листів із звичайних сталей, зміцнених внаслідок перетворення, може бути «посилений», оскільки швидкість охолодження зменшується зі зростанням товщини листа. Також було зазначено, що нижчий вміст хімічних елементів у сталях дисперсійного твердіння забезпечує хорошу зварюваність та в'язкість зони термічного впливу.

При виробництві рулонного прокату невеликої товщини вміст легуючих елементів може бути нижчим. Наприклад, із сталі, що містить (травні. %): 0,04 C; 0,93 Mn; 0,18 Si; 0,011 P; 0,001 S; 0,037 Al; 0,048 Nb; 0,003 N; 0,002 Ca, був виготовлений рулонний прокат завтовшки 8 мм класу міцності X60: $\sigma_в$ = 540 Н/мм^2, $\sigma_т$ = 480 Н/мм^2, δ_5 = 30% (структура сталі наведена на рис. 2.13). При випробуваннях на стійкість до водневого розтріскування (HIC) усі зразки показали відсутність тріщин (*CLR* = 0; *CTR* = 0).

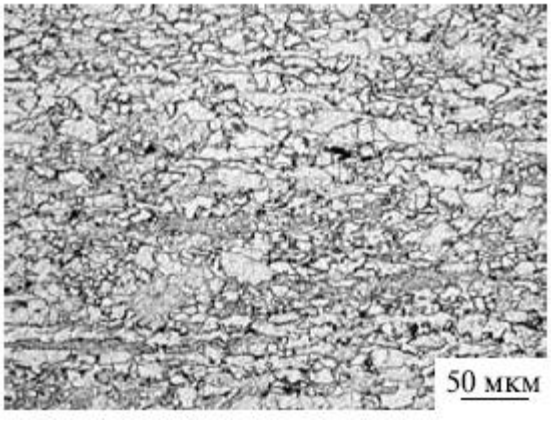


Рисунок 2.13 - Мікроструктура рулонного прокату із сталі X60

Висновок до розділу 3

В розділі наведені дослідження щодо впливу різних чинників, таких як утворення тріщін, наявність легуючих елементів сталі на процес прискореного вторинного охолодження на структуру сталі.

Стратегія вторинного охолодження дуже важлива для мінімізації поперечного розтріскування. Механічні напруги можуть виникнути за рахунок поганого налаштування МНЛЗ, стану обладнання та інших причин, але більшою мірою на їх виникнення впливає операція розгину слябу. Багатоточковий розгин слябу не покращить пластичність у гарячому стані; швидкість деформації буде знижена, що знизить пластичність у гарячому стані, більше часу займатиме динамічна рекристалізація, принаймні для ніобійвмісної сталі; релаксація напруг між точками розгину буде мінімальною. Експерименти показали, що з підвищенням густини дислокацій і густини частинок падіння межі плинності при зворотній деформації зростає. Для сталей Х60 і Х65 було визначено характеристики структури (розмір зерна, параметри виділень і щільність дислокацій), проведено випробування на розтягування-стиск визначення параметрів напруги Баушингера, зв'язок яких було встановлено з характеристиками структури.

Отримано такі результати: у процесі реверсивної деформації параметр напруги Баушингера зростає з підвищенням щільності частинок та щільності дислокацій; частинки ефективні для гальмування дислокацій у процесі переповзання, якщо їх розмір менший за 12 нм. . Розрахунки показали, що потрібен дуже точний опис поведінки матеріалу для прогнозування властивостей кінцевої продукції.

4 ОХОРОНА ПРАЦІ ТА ТЕХНОГЕННА БЕЗПЕКА

4.1 Небезпечні та шкідливі фактори

Впровадження досягнень науково-технічного прогресу у трубне виробництво супроводжується покращенням умов праці. Широке застосування комплексної механізації та автоматизації виробничих процесів та використовуваного технологічного обладнання призводить до різкого скорочення та ліквідації важкої фізичної праці та праці у шкідливих умовах. Багато уваги приділяється підвищенню рівня безпеки обладнання, підвищенню культури виробництва. Однак різноманіття технологічних процесів і матеріалів, що застосовуються, інтенсифікація режимів обробки не дозволяють повністю виключити небезпечні і шкідливі фактори в процесах виробництва та обробки труб.

Небезпечні та шкідливі фактори у трубному виробництві поділяються на такі групи: фізичні, хімічні, психофізіологічні та біологічні.

Найбільш чисельною є група фізичних факторів. До неї відносяться рушійні машини та механізми, заготівлі та труби в процесі їх обробки; рідкий і нагрітий метал, гарячі технологічні середовища, ультрафіолетове, інфрачервоне та світлове випромінювання, запиленість повітря робочої зони, шум на робочих місцях, ультразвук, вологість повітря, напруга електричної мережі, яскравість світла та ін. залежні від фізичних параметрів. При порушенні правил безпеки, технічної експлуатації та дорожнього руху можливе травмування машинами, що рухаються, і механізмами; електромостовими кранами, підлоговими передавальними візками широкої та вузької колії, електрокарами, вагонами та автомобілями, що доставляють у цехи заготівлю, обладнання, ремонтні деталі та інші матеріали та вивозять готові труби та відходи виробництва. Травми від дії цих факторів відносяться до розряду тяжких та смертельних. Якщо несправні або недосконалі технічні засоби безпеки, невдало розташовані або несправні засоби управління та

обладнання, можливе травмування людей рухомими елементами виробничого обладнання, наприклад, клітями станів холодної прокатки труб (ХПТ) і холодної прокатки труб важільної (ХПТВ), візками волочильних станів, шпинделями трубопрокатних станів, перекривачами кишень, ремінними передачами.

Травмонебезпечні ситуації виникають при неправильному переміщенні вантажів на кранах та візках. До них належать несправності кранового обладнання, насамперед вантажопідйомних механізмів, неправильне ув'язування, стропування та складування вантажів, транспортування вантажів у робочій зоні. Травмування персоналу може статися при несподіваному руйнуванні технологічного інструменту під час роботи, що найчастіше пов'язане з порушеннями технології його виготовлення або експлуатації та відсутністю у зоні роботи інструменту надійних захисних кожухів або екранів.

Багато небезпечних ситуацій може виникнути у процесі обробки заготовки та труби. Це і викривлення заготівлі та труб при недотриманні режимів прокатки, нагрівання та охолодження, що призводить до викидів труб з лінії прокатки та транспортування; і травмування при попаданні працюючих у зону переміщення труб за рольгангами та іншими механізмами, що транспортують; і випадковий зіткнення обслуговуючого персоналу з кінцями труб, що мають задирки, гострими кінцями особливо тонкостінних труб.

Велику небезпеку для працюючих становлять рідкий і нагрітий метал, особливо у процесах їх переміщення, розливання, напилення, зварювання та деформування, коли можуть утворюватися бризки, викиди та зміна траєкторії переміщення. Не менш небезпечними фізичними факторами є гарячі технологічні середовища, що використовуються при промиванні, знежиренні труб, обробці їх у лужному розплаві.

Пилові виділення в процесі гарячої прокатки та пресування труб, їх виправлення, порізки (особливо абразивним інструментом), продування, дугового та плазмового зварювання, ремонту поверхонь призводять до

запиленості повітря. Переміщення та обробка труб сприяють створенню такого шкідливого фактору, як шум на робочих місцях.

Шкідливим фактором, що часто призводить до професійних захворювань, є вібрація. Вона рідко зустрічається у трубному виробництві (при ремонті труб ручним пневматичним інструментом, при обробці на безцентрово-шліфувальних верстатах тощо); проте з огляду на її підвищену небезпеку, потрібно все робити для виключення її впливу на працюючих.

З метою інтенсифікації технологічних процесів застосовують ультразвук (при волоченні, знежиренні), струми високої частоти (при нагріванні заготівлі, термообробці, електрозварюванні), рентгено- і радіоізотопну дефектоскопію, що вимагає застосування надійних засобів захисту працюючих.

Дуже важливо створити нормальні умови роботи з метою забезпечення оптимальної вологості, освітленості, яскравості та контрастності світла, а також захистити працюючих від зіткнення з небезпечно високою напругою в електричному ланцюзі при ремонті та обслуговуванні електрообладнання, електрозварювальних апаратів та пристроїв плазмово-дугового різання. Технологічні процеси виробництва труб передбачають застосування великої кількості небезпечних та шкідливих речовин, що різняться шляхом проникнення в організм людини. Вони представляють групу небезпечних та шкідливих хімічних факторів. До них відносяться кислоти та луги, що застосовуються при хімічній та електрохімічній обробці труб, отруюють гази (наприклад, чадний), що містяться в захисній атмосфері, що використовується при термообробці металу, що виділяються при деяких процесах; аерозолі, що виділяються при фарбуванні труб, обробці з використанням мастильно-охолоджуючих рідин при зварюванні та в місцях використання олій, пил, що містить оксид кремнію, що виділяється на ділянках приготування та застосування скломастил, обробки поверхонь шліфувальним кругом, поверхневоактивні речовини, пари розчинників, пил, хром та його сполуки на

ділянках покриття та полірування хромовмісними пастами, оксиди різних металів (заліза, цинку та легуючих елементів).

У повітрі робочої зони трубних цехів можуть утримуватися комплекси шкідливих речовин: на ділянках гарячої та холодної деформації, обробки різанням поширений двокомпонентний комплекс, що включає залізовмісний пил і граничні вуглеводні; у трубозварювальних цехах частіше зустрічаються двокомпонентні комплекси, що включають чадний газ - залізовмісний пил, фтористий водень-марганець, рідше - трикомпонентні комплекси, що включає пил, що містить - чадний газ - оксиди азоту, чадний газ - фтористий водень-марганець.

До групи психофізіологічних небезпечних та шкідливих виробничих факторів відносяться фізичні та нервово-психічні навантаження.

До групи біологічних факторів відносяться мікроорганізми, що знаходять для себе сприятливе середовище в ємностях з рідинами (олією, водою та ін.). У зв'язку з наявністю великої кількості небезпечних та шкідливих факторів важливого значення набуває боротьба зі шкідливістю та забезпечення безпечних умов праці. Вона включає комплекс заходів: вибір технології та обладнання, що дозволяють максимально виключити виділення шкідливостей та створення небезпечних умов роботи персоналу; оснащення технологічного обладнання технічними засобами безпеки; організація роботи відповідно до правил безпеки та дотримання останніх обслуговуючим персоналом.

4.2 Поліпшення умов праці

Поняття «умови праці» включає сукупність виробничих, гігієнічних, психологічних та естетичних факторів, що діють на персонал під час роботи. Безпечні умови праці забезпечуються організацією роботи відповідно до вимог безпеки, що регламентуються відповідними стандартами та інструкціями. Вони включають комплекс профілактичних заходів, які

виконуються на всіх виробничих ділянках. Створена система стандартів безпеки праці дозволяє обґрунтовано з точки зору забезпечення охорони праці підходити до розробки нових технологічних процесів, конструювання на їх основі обладнання та проектування цехів та підприємств, а також добиватися підвищення рівня безпеки на заводах і виробництвах, що діють. Цьому сприяє систематичне вивчення та дотримання всіма робітниками правил безпеки, виключення випадків порушення технологічних режимів, постійна підтримка обладнання та приміщень у справному стані.

Розглянемо основні вимоги охорони праці різних виробничих ділянках трубних цехів.

Склади заготовок та труб займають значну виробничу площу, а робота на них пов'язана з високою небезпекою травмування, особливо при недостатньому рівні механізації, використанні неправильних прийомів у роботі, нестійкості стійок кишень та штабелів. Забороняється захаращувати та захаращувати проходи та шляхи переміщення вантажів. Уздовж залізничних колій влаштовуються майданчики для забезпечення безпеки робіт під час завантаження вагонів. Приміщення складів мають відповідати вимогам пожежної безпеки. Зрозуміло, що всі вантажопідйомні засоби мають бути справними. Відкриті склади мають бути обладнані спеціальними приміщеннями для обігріву працюючих. Строго регламентується висота укладання пакетів труб та заготовок на складах, вона визначається наявністю засобів механізації та їх конструкцією. Так, висота штабеля при укладанні листів у трубозварювальних цехах не повинна перевищувати 1,5 м при зачіпленні чалочними пристосуваннями і 3м - при укладання електромагнітами, при укладання труб діаметром до 500 мм при зачіпці чалочними пристроями не повинна перевищувати 2 м і може досягати 4 м і більше - при механізованому укладанні без участі підкранового робітника.

Особливої важливості набуває дотримання вимог безпеки при нагріванні та термічній обробці труб, оскільки на працюючих можлива шкідлива дія тепла, шуму, газу, оксидів вуглецю, азоту та сірки у кількостях,

що перевищують санітарні норми, можливе травмування при утворенні вибухонебезпечних сумішей, а також гарячими трубами та механізмами. Безпека в першу чергу забезпечується правильним вибором способу нагрівання металу, застосовуваних технологічних середовищ, а також забезпечення високого рівня механізації та автоматизації пічного обладнання. Щоб уникнути небезпеки вибуху та отруєнь, необхідно виключити витік газу, не допускати неповного спалювання газоподібного палива, забезпечити надійну роботу вентиляції в місцях можливого скупчення газів, виключити застосування відкритого вогню або іскріння в газонебезпечних місцях, у тому числі за рахунок застосування іскробезпечного обладнання, дотримуватись усіх правил експлуатації газових печей

Печі повинні мати теплоізоляцію, яка забезпечує температуру зовнішньої поверхні до 45 °С. Інтенсивність теплового опромінення на робочих місцях не повинна перевищувати 350 Вт/м^2, у зв'язку з чим поблизу джерел тепла передбачають екрани різних типів, розпилювачі води на поверхні, що опромінюються, приміщення для відпочинку та ін. На поверхні кожуха електропечей температура повинна бути до 70 °С (окремі частини кожуха можуть мати велику температуру), а на робочих важелях та рукоятках до 50 °С. На індукційних установках застосовують спеціальні екрани захисту від електромагнітних полів.

Дуже важливо забезпечити таке розташування печей, щоб у необхідних кількостях подавалося до них свіже повітря і видалялося нагріте та забруднене, виключалося двостороннє опромінення працюючих забезпечувалося механізоване прибирання окалини, автоматизоване підведення води для охолодження та дотримувався ряд інших вимог, що гарантують нормальні умови праці.

При проектуванні відділень гарячої прокатки та пресування труб потрібно розташовувати обладнання таким чином, щоб забезпечити ефективне відведення тепловиділень, нормальні проходи для можливості обслуговування обладнання, достатнє освітлення, огородження рухомих механізмів та місць

проходження гарячого металу, надійну вентиляцію та відсмоктування в районах шкідливих виділень, максимальну механізацію та автоматизацію виробничих процесів. Ці вимоги пред'являються і до відділенням холодної деформації і зварювання труб. Серйозна увага має бути приділена боротьбі з шумом як на стадії конструювання обладнання, так і за його експлуатації. Для створення комфортних умов праці, особливо на агрегатах гарячої прокатки, пости керування встановлюються у закритих приміщеннях з кондиціюванням повітря. Забезпечується надійна сигналізація.

Методи боротьби з можливими небезпечними ситуаціями докладно описуються в інструкціях з охорони праці. Велика кількість і різноманітність операцій обробки труб призводить до створення небезпечних і шкідливих ситуацій для персоналу, що обслуговується. Положення посилюється ще й тим, що обладнання обробки має менший рівень механізації та автоматизації, ніж трубопрокатні та трубозварювальні агрегати.

У відділеннях обробки характерними шкідливостями є:

- шум від металу, що переміщується і накопичується, роботи правильних станів, пневмоприводів, продувних і висаджувальних машин і т. д.;
- пил, що утворюється при порізці та шліфуванні труб абразивними матеріалами; аерозолі масел, що утворюються в процесі промаслювання та гідровипробування труб.

Небезпечними є метал і рухомі частини.

Широке впровадження механізації та автоматизації оздоблювальних операцій, безшумних кишень, рольгангів і стелажів, футерованих м'якими матеріалами, широке використання приладів неруйнівного контролю замість візуального та гідровипробувань, впровадження нових технологічних процесів замість промаслювання сприяє значному поліпшенню санітарно-гігієнічних. Дотримання персоналом правил безпеки, своєчасне встановлення огороджень рухомих механізмів і металу, що рухається, дозволяють максимально виключити можливості травмування.

Найбільша кількість небезпечних та шкідливих факторів може мати місце у відділеннях хімічної та електрохімічної обробки, а також покриттів труб. Тому питанням забезпечення охорони праці цих відділеннях приділяється особливо пильну увагу як із їх проектуванні, і під час експлуатації. Ці відділення ізолюють від цеху стінами, а прорізи в ізолюючому середовищі обладнують повітряними завісами, підлогу виконують із кислотостійких матеріалів (у відділеннях хімічної та електрохімічної обробки). Ванни для травлення виконують із кислотостійких матеріалів та встановлюють із проходами, шириною не менше 1 м для зручності обслуговування. Набір пакетів труб для травлення повинен бути механізований. У відділеннях передбачається потужна загальнообмінна вентиляція та спеціальні відсмоктування у районах найбільшого виділення шкідливостей.

Важливим напрямом поліпшення умов праці цих ділянках є створення механізованих і автоматизованих установок, які працюють без постійної участі обслуговуючого персоналу. Такі установки, наприклад, для хімічної обробки передбачаються в нових трубних цехах.

Поліпшення охорони праці, створення нормальних та безпечних умов роботи забезпечується систематичною плановою діяльністю як творців нової техніки, так і експлуатаційників, що передбачають організаційні та технічні заходи, спрямовані на розробку та впровадження безпечної техніки та технології, модернізацію діючого обладнання та виробничих процесів, що забезпечують дотримання вимог діючих стандартів ССБТ, норм та правил з техніки безпеки, виробничої санітарії, ергономіки та технічної естетики на виробництві. Велике значення у цій роботі має своєчасне навчання н інструктування робітників, ІТП та службовців з охорони праці.

4.3 Охорона довкілля

Однією з найбільш актуальних проблем, що хвилюють сьогодні людство, стала проблема охорони навколишнього середовища, раціонального використання природних багатств.

Особлива відповідальність у справі охорони навколишнього середовища лягає на інженерно-технічні кадри, які повинні використовувати сучасну техніку та нову технологію виробництва з урахуванням збереження природних багатств, економії, забезпечення відтворення ресурсів живої природи. Науково-технічна революція набагато розширює можливість інтенсивного використання природних ресурсів, але в той же час вносить помітні та непередбачені зміни до екологічних систем, пов'язаних із забрудненням повітряного басейну, морських та прісноводних акваторій та водойм, порушенням ґрунтового покриву та цінних ландшафтів, водних та лісових. ресурсів, зменшенням чисельності корисних видів тварин та рослин. Ресурси нашої планети не є невичерпними, і здатність природи, що самоочищається, далеко не безмежна.

У нашій країні охорона навколишнього середовища та раціональне використання природних ресурсів завжди ставилися до найважливіших політичних, економічних та соціальних завдань.

В Україні розроблені та діють різні нормативи, що охороняють навколишнє середовище. Єдина система стандартів у галузі охорони навколишнього середовища та поліпшення використання природних ресурсів сприяє розвитку науково-технічного прогресу без забруднення навколишнього середовища та має силу закону. Економіка нашої країни розвивається в єдиному народногосподарському комплексі, який є сукупністю галузей матеріального виробництва та невиробничої сфери, економіки всіх союзних республік, країв та областей.

Поряд із виробництвом, обміном та споживанням, існуванням паливно-енергетичного, машинобудівного, транспортного, агропромислового та ряду

інших комплексів сформувалася система з охорони навколишнього середовища та раціонального використання природних ресурсів.

Ця система поєднує п'ять інтегрованих державних підсистем: 1) спостереження та контролю за станом навколишнього середовища; 2) інформаційна та техніко-економічна з обробки та аналізу даних спостереження та контролю; 3) використання та охорони природних ресурсів; 4) фундаментальних та прикладних наукових досліджень щодо взаємодії ресурсів біосередовища та розвитку суспільного виробництва; 5) управління та планування в галузі охорони навколишнього середовища та раціонального використання природних ресурсів. Діяльність всіх підсистем з охорони навколишнього середовища проживання і раціональному природовикористання взаємодоповнює один одного: всі ланки становлять єдине ціле, в той же час кожна з них наділена самостійними функціями, вирішує певне коло завдань і має свою структуру.

Промислові підприємства металургійного профілю можуть значно впливати на навколишнє середовище у вигляді промислових забруднень атмосфери і води. У процесі участі у підсистемі з використання та охорони природних ресурсів Міністерство чорної металургії СРСР розробляє та здійснює заходи щодо зниження викидів шкідливих речовин в атмосферу для запобігання небезпечним концентраціям забруднення атмосферного повітря; з відновлення (рекультивації) ґрунтів, з охорони та раціонального використання водних ресурсів.

До природоохоронних заходів відносяться всі види господарської діяльності, спрямовані на зниження та ліквідацію негативного атропогенного впливу на довкілля, збереження, поліпшення та раціональне використання природноресурсного потенціалу країни. Це — будівництво та експлуатація очисних та знешкоджувальних споруд та пристроїв, розвиток маловідходних та безвідходних технологічних процесів та виробництв, розміщення підприємств та систем транспортних потоків з урахуванням економічних вимог, рекультивація земель, заходи щодо боротьби та ерозією ґрунтів, з

охорони та відтворення флори та фауни, охорони надр та раціонального використання мінеральних ресурсів тощо.

Комплекс природоохоронних заходів повинен забезпечувати дотримання нормативних вимог до якості довкілля, що відповідає інтересам охорони здоров'я людей та охорони навколишнього середовища з урахуванням перспективних змін, зумовлених розвитком виробництва та демографічними зрушеннями, а також отримання максимального народногосподарського економічного ефекту від покращення стану середовища, заощадження та більш повного використання природних ресурсів

Міра досягнення зазначених цілей оцінюється за допомогою показників соціальних та економічних результатів природоохоронних заходів. Ці результати можна побачити на таких рівнях:

- економічному — полягає у зниженні негативного впливу на навколишнє середовище та поліпшенні його стану та проявляється у зниженні обсягів забруднень, що надходять у середовище, та рівня її забруднення (концентрацій шкідливих речовин, рівнів шуму, радіації тощо), збільшенні кількості та поліпшенні якості придатних до використання земельних, лісових та водних ресурсів тощо;
- соціально-економічному-полягає у підвищенні рівня життя населення, ефективності суспільного виробництва та збільшенні національного багатства країни і проявляється в соціальних та економічних результатах.

Соціальні результати виражаються у покращенні фізичного розвитку населення та скороченні захворюваності, збільшенні тривалості життя та періоду активної діяльності, покращенні умов праці та відпочинку, підтримці екологічної рівноваги, збереженні естетичної цінності природних та антропогенних ландшафтів, пам'яток природи, заповідних зон та інших територій, створенні сприятливих умов для зростання творчого потенціалу особистості та розвитку культури, для вдосконалення моральної свідомості людини.

Економічні результати полягають в економії або запобіганні втратам природних ресурсів, живої та уречевленої праці у виробничій та невиробничій сферах народного господарства, а також у сфері особистого споживання, що досягаються завдяки здійсненню природоохоронних заходів.

Існують одноцільові та багатоцільові середозахисні заходи. Одноцільові середозахисні заходи (будівництво та експлуатація очисних та уловлювальних споруд тощо) спрямовані виключно або головним чином на зниження забруднення навколишнього середовища. Багатоцільові середозахисні заходи (будівництво та експлуатація систем замкнутого водопостачання, утилізація відходів виробництва та споживання, маловідходних технологічних процесів та виробництв) впливають не лише на зниження забруднення навколишнього середовища, а й на покращення виробничих результатів діяльності підприємств (об'єктів), у тому числі суміжних галузей. зниження витрати матеріальних та трудових ресурсів, збільшення випуску продукції, розширення її асортименту та підвищення якості.

Висновки до розділу 4

Впровадження досягнень науково-технічного прогресу у трубне виробництво супроводжується покращенням умов праці. Широке застосування комплексної механізації та автоматизації виробничих процесів та використовуваного технологічного обладнання призводить до різкого скорочення та ліквідації важкої фізичної праці та праці у шкідливих умовах.

В розділі розглянуті питання небезпечних та шкідливих факторів, описані методи поліпшення умов праці та охорони довкілля.

ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ

Таким чином, контрольована прокатка - це гаряча прокатка по регламентованому режиму, що включає запрограмовані температури початку та закінчення деформації, обтискання, швидкість охолодження. межі плинності, зниження межі крихко-в'язкого переходу та покращення зварюваності.

Значний вплив має хімічний склад сталі. При зниженні вмісту вуглецю та мікролегуванні ніобієм і ванадієм спостерігається ефект карбонітридного зміцнення, що перешкоджає зростанню зерна і сприяє отриманню необхідного рівня поєднання властивостей міцності і пластичності.

Останнім часом для підвищення властивостей міцності без втрати пластичності застосовуються такі режими контрольованої прокатки, які дозволяють отримувати ферито-бейнітну (мартеністну) структуру.

Одним з негативних ефектів контрольованої прокатки може бути смугастість, яка сприяє розвитку анізотропії властивостей по довжині прокату, що веде до розкиду механічних властивостей.

Ефективним засобом покращення властивостей низьколегованої будівельної сталі є поєднання легування з термічною обробкою

Нормалізація є ефективним засобом підвищення ударної в'язкості сталі в товстих перерізах, проте при цьому зміцнюючий вплив ніобію знижується, підвищення температури нагріву під загартування листів сприяє зростанню характеристик міцності, невеликому зниженню відносного подовження і збільшенню відношення σт/σв для всіх досліджених температур відпустки. впливає на зростання феритної складової у структурі сталі, що призводить до падіння властивостей міцності. Підвищення температури нагріву під загартування листів товщиною 32мм з 880 до 930 ^{0}С сприяє зростанню характеристик міцності, невеликому зниженню відносного подовження і збільшенню відношення σт/σв для всіх досліджених температур відпустки. Контрольована прокатка при екстремально низьких температурах у поєднанні

з низькими температурами нагріву може дати хороший результат якості сталі для труб класів Х70-Х80 з низьким $С_{екв}$. Для отримання високої міцності та в'язкості необхідні низькі температури нагріву та високі ступені обтиснення при температурах поблизу Аг3.

Для виробництва високоміцних труб товстостінних також застосовні термозміцнені сталі. Для отримання гомогенної мікроструктури з високим опором водневому розтріскування в умовах "сірководневмісного середовища можуть бути використані маловуглецеві низьколеговані сталі. Для поліпшення в'язкості термопокращення проводиться після попередньої контрольованої прокатки.

Контрольована прокатка забезпечує значне підвищення комплексу механічних властивостей (міцності, пластичності, ударної в'язкості, опору крихкому руйнуванню) низьколегованих сталей у гарячекатаному стані. Однією з її найважливіших переваг є можливість отримання в'язких властивостей на рівні, що відповідає нормалізованому стану, при значеннях характеристик міцності, властивих гарячекатаної сталі. Внаслідок цього при контрольованій прокатці з технологічного циклу виключається такий вид термічної обробки як нормалізація; знижується вуглецевий еквівалент низьколегованих сталей при збереженні властивостей міцності на досить високому рівні. У ряді випадків, наприклад при обробці малоперлітних сталей, контрольована прокатка є необхідною операцією, оскільки іншим способом не вдається реалізувати переваги цих сталей.

Трубні сталі в сейсмічних небезпечних районах повинні бути виготовлені зі сталі, яка не тільки забезпечує їхню високу міцність і в'язкість, але й достатню деформованість при монтажі та експлуатації трубопроводів.

В розділі 3 наведені дослідження щодо впливу різних чинників, таких як утворення тріщин, наявність легуючих елементів сталі на процес прискореного вторинного охолодження на структуру сталі.

Стратегія вторинного охолодження дуже важлива для мінімізації поперечного розтріскування. Механічні напруги можуть виникнути за

рахунок поганого налаштування МНЛЗ, стану обладнання та інших причин, але більшою мірою на їх виникнення впливає операція розгину слябу. Багатоточковий розгин слябу не покращить пластичність у гарячому стані; швидкість деформації буде знижена, що знизить пластичність у гарячому стані, більше часу займатиме динамічна рекристалізація, принаймні для ніобійвмісної сталі; релаксація напруг між точками розгину буде мінімальною. Експерименти показали, що з підвищенням густини дислокацій і густини частинок падіння межі плинності при зворотній деформації зростає. Для сталей Х60 і Х65 було визначено характеристики структури (розмір зерна, параметри виділень і щільність дислокацій), проведено випробування на розтягування-стиск визначення параметрів напруги Баушингера, зв'язок яких було встановлено з характеристиками структури.

Отримано такі результати: у процесі реверсивної деформації параметр напруги Баушингера зростає з підвищенням щільності частинок та щільності дислокацій; частинки ефективні для гальмування дислокацій у процесі переповзання, якщо їх розмір менший за 12 нм. . Розрахунки показали, що потрібен дуже точний опис поведінки матеріалу для прогнозування властивостей кінцевої продукції.

ПЕРЕЛІК ДЖЕРЕЛ ПОСИЛАННЯ

1. Разливка стали: под общей ред. В.И.Баптизманского. Киев - Донецк: Вища школа, 1977. 200 с.

2. Фомичев И.А. Косая прокатка. Харьков: Металлургиздат, 1963. 264 с.

3. Друяни М. Проектирование прокатных и трубных цехов. Киев: «Вища школа», 1985. 319 с.

4. Daniel H. Herring. Grain Size and Its Influence on Materials Properties. August 2005 – IndustrialHeating.com.

5. Fernandez A.I., Ablad R., Lopez B., Rodriges–Ibabe J.M. Effect of course γ grayn size on the dynamic and static recristallization during hot working in microalloyed Nb and Nb–Ti steels. Microalloying in Steels. Proceedings of the International conference on «Microalloying in Steels» (Donostia–San Sebastian, Basque Country, Spain, 7–9 September, 1998), pp. 135–142.

6. Muhammad Aatif Irshad. The effect of prior austenite grain size on the machinability of a pre-hardened mold steel. Master of Science in Engineering, Mechanical Engineering, 2011.

7. Pereda B., Fernandez A.. Effect of Mo on Dynamic Recrystallization Behavior of Nb-Mo Microalloyed Steels. ISIJ International, vol. 47 (2007), no. 6, pp. 860–868.

8. Технічні умови для труб на трубопровід 5L (API 5L.). Строк введення 2000 рік.

9. Бъючер Дж.Х., Грозиер Дж.Д., Энриетто Дж.Ф. Прочность и вязкость горячекатаных ферритно-перлитных сталей // Разрушение / Пер. с англ. М.: Металлургия, 1976. Т. 6. С. 246–295.

10. DeArdo A.J. Accelerated Cooling: A Phisical Metallurgy Perspective // Processing of the Int. Symp. on Accelerated Cooling of Rolled Steel. Winnipeg. Canada, 1988. P. 3–27.

11. DeArdo A.J. Modern Thermomechanical Processing of Microalloyed Steel: A Phisical Metallurgy Perspective. Microalloying’95. Proc. Int. Conf. 1995. P. 15–33.

12. Adrian H. Thermodinamic Calculation of Carbonitride Precipitation as a Guide for Alloy Design of Microalloyed Steels. Microalloying’95. Proc. Int. Conf. 1995. P. 285–305.

13. Ghosh A., Mishra B., Das S., Chatterjee S. // Mater. Sci. Eng. A. 2004. Vol. 347A. P. 43.

14. Schwinn V., Zajac S., Fluess P., Tacke K.-H. Bainitic steel plates for X100 and X120 // Proc. 4th Conf. Pipeline Technology. May 9–13. 2004. Belgium: Ostend, 2004. P. 834.

15. Koo J.K., Bangaru N.V., Petkovič R.A. et al. Metallurgical design of ultra high strength steels for gas pipe-line // Proc. 13th Intern. Offshore and Polar Engineering Conf. May 25–30. 2003. USA, Hawaii: Honolulu, 2003. P. 10–18.

16. Petersen C. W. at al. Patent US 2003/0098096 (2003).

17. Zajac S., Morris P.F., Diericx P., Matera S., Penalba Diaz F. Quantitative structure-property relationships for complex bainitic steels // ECSC-247. Draft Final Report. 2004. P. 1–157.

18. Zajac S., Schwinn V., Tacke K.-H. Characterisation and quantification of complex bainitic microstructures in high and ultra-high strength line-pipe steels // Intern. Symposium μ-aS’05, San Sebastian. 2005. P. 387–394.

19. Anelli E., Matera S., Harrison P., Gutierrez I., Diaz-Fuentes M., Porter D., Hutchinson B., Zajac S., Siwecki T. Heterogeneous nucleation of acicular ferrite for toughness improvement of HSLA steels // EU-Report EUR. 2002. № 20215. P. 17–20.

20. Boyd D., Yakubtsov I., Zhang R., Poruka P., Turi T., Emadi D., Essadiqi E. Dual phase bainitic linepipe steels // Pipelines for the 21st Century. COM 2005. CA, Calgary. Aug. 21–24 2005: Proceedings. 2005. P. 69–82.

21. Yakubtsov I.A., Boyd J.D. Bainite transformation during continuous cooling of low carbon microalloyed steel // Materials Science and Technology. 2001. Vol. 17, № 3. P. 296–301.

22. Yakubtsov I., Zhang Y., Poruks P., Boyd D., Turi T. Effects of alloying on the microstructure and mechanical properties of high strength plate steels // 44th Mechanical Working and Steel Processing Conference. US. Sep. 8–11. 2002: Proceedings. 2002. P. 1175–1186.

23. Середа Б.П., Банніков Л.П., Нестеренко С.В., Кругляк І.В., Гайдаєнко О.С., Середа Д.Б. Поверхневе зміцнення матеріалів працюючих в умовах комплексного впливу агресивних речовин : монографія. Кам'янське: Дніпровський державний технічний університет, 2019. 170с.

24. Воєводін В.М., Змій В.І., Руденький С.Г. Високотемпературні жаростійкі покриття для захисту тугоплавких металів та їх сплавів (огляд) *Порошковя металургія*. Київ: ІПМ ім. І.Н. Францевича НАН України, 2017. 03(04). С. 100-117.

25. Савуляк В.І., Шенфельд В.Й. Наплавлення високовуглецевих зносостійких покриттів : монографія. Вінниця: ВНТУ, 2016. 124 с.

26. Нові комбіновані методи оброблення робочих поверхонь деталей машинобудування (із застосуванням нейросітьового аналізу) : монографія / С. В. Ковалевський [та ін.]. Краматорськ : ДДМА, 2013. 196 с.

27. Suwattamanont, N., Petrova R. S., Zunino III, J. L., & Scmidt, D. P. Surface treatment with Boron for Corrosion Protection. Orlando, USA: Proceedings of 2005 Tri-Service Corrosion Conference, 2005.

28. Tavadze G.F., Shteinberg A.S. Production of advanced materials by methods of self-propagating hightemperature synthesis. Tbilisi: Meridian, 2011. 206 p.

29. Онищук О.О., Рудь В.Д. Структура та трибологічні характеристики триботехнічних матеріалів TiFe-xC, отриманих самопоширюваним високотемпературним синтезом. *Фізико-хімічна механіка матеріалів*, 2013. № 3. С. 123–127.

30. Луцак Д.Л., Криль Я.А., Пилипченко О.В. Застосування самопоширюваного високотемпературного синтезу в технологіях нанесення зносостійких покриттів. *Розвідка та розробка нафтових і газових родовищ*., 2015. № 2 (55). С. 43–50.

31. Лузан С.О., Ситников П.А. Самопоширюваний високотемпературний синтез: стан, проблеми та перспективи розвитку. *Вчені записки ТНУ імені В.І. Вернадського*. Серія: Технічні науки, 2022. № 6. Т. 33 (72). С. 17–23. https://doi.org/10.32782/2663-5941/2022.6/04

32. Козуб Ю.Г., Солодей І.І. Використання МСЕ для обчислення термопружного стану пневматичних шин. *Опір матеріалів і теорія споруд*, 2019. № 102. С. 232–242.

33. Silicone Rubber Composites Reinforced by Carbon Nanofillers and Their Hybrids for Various Applications: A Review / Vineet Kumar, Md Najib Alam, Amutheesan Manikkavel, Minseok Song,Dong-Joo Lee, Sang-Shin Park // Polymers. – 2021. – №13(14), 2322: https://doi.org/10.3390/polym13142322

34. Properties of Silicone Rubber-Based Composites Reinforced with Few-Layer Graphene and Iron Oxide or Titanium Dioxide / Vineet Kumar, Anuj Kumar, Minseok Song, Dong-Joo Lee, Sung-Soo Han, Sang-Shin Park // Polymers. 2021. № 13. P. 1550.

35. Liu Ning. Deng Zhonggang, Huang Menggen. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of martensitic-ferritic stainless steel containing 17%Cr and 2%Ni // Mater. Sci. Technol. 1991. V. 7. Nov. P. 1057-1062.

36. ANSI/API Spec. 5L. Специфікація на магістральні труби. Американський нафтовий інститут. 45-е видання. 2012. 164 с.

37. DIN EN 10208-2-2009. Труби стальні трубопроводів для горючої рідини. Технічні умови надання. Частина 2: Труби класу вимоги: B, 2009. 56 с.

38. ISO 3183-3. Нафтова та газова промисловість - Труби стальні для трубопровідних транспортних систем // Міжнародний стандарт стандарт. 2007. - 149 с.

39. Harada S., Tanaka S., Misumi H., Mizoguchi Sh., Horiguchi H. A formation Mechanism of transverse Cracks on CC Slab Surface // ISIJ Int. 1990. Vol. 30. P. 310-316.

40. Continuous Casting of Steel 1985: A Second Study. Belgium: Brussels: International Iron and Steel Institute, 1986. 230 p.

41. Patrick B., Ludlow V Development of Casting Practices to Minimise Transverse Cracking in Microalloyed Steels // Rev. Metall. 1994. Vol. 91. P. 1081-1089.

42 Coleman T.H., Wilcox J.R. Transverse Cracking in Continuously Cast HSLA Slabs-Influence of Composition // Mat. Sci Technol. 1985. Vol. 1. P. 80-83.