

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
ЗАПОРІЗЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ

Інженерно-фізичний факультет
(повне найменування інституту, назва факультету)

кафедра фізичного матеріалознавства
(повна назва кафедри)

Пояснювальна записка

до дипломного проекту (роботи)

магістр

(ступінь вищої освіти (освітній ступінь))

на тему Дослідження можливих варіантів вдосконалення технології отримання листового прокату

Виконав: студент VI курсу, групи РЗМТ213
спеціальності (напряму підготовки)

РЗМТ матеріалознавство
(код і назва напряму підготовки, спеціальності)

Бондаренко В. Т.
(прізвище та ініціали)

Керівник Климов О. В.
(прізвище та ініціали)

Рецензент Івахненко Є. І.
(прізвище та ініціали)

м.Запоріжжя
2018 рік

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
Запорізький національний технічний університет
(повне найменування вищого навчального закладу)

Інститут, факультет Інженерно-фізичний
Кафедра Фізичного матеріалознавства
Ступінь вищої освіти (освітній ступінь) _____
Спеціальність РЗМ Матеріалознавство
(код і назва)
Напрямок підготовки Тринадцяте матеріалознавство
(код і назва)

ЗАТВЕРДЖУЮ

Завідувач кафедри ФМ
Олександрівської В. Ю.
"13" 12 2018 року

З А В Д А Н Н Я
НА ДИПЛОМНИЙ ПРОЕКТ (РОБОТУ) СТУДЕНТУ

Бондаренко Віталій Геннадійович
(прізвище, ім'я, по батькові)

1. Тема проекту (роботи) Дослідження можливих варіантів
вдосконалення технології отримання листового
прокату

керівник проекту (роботи) Клинов Олександр Володимирович,
(прізвище, ім'я, по батькові, науковий ступінь, вчене звання)

затверджені наказом вищого навчального закладу від "13" 10 2018 року № 264

2. Строк подання студентом проекту (роботи) 15.12.2018

3. Вихідні дані до проекту (роботи) Марки матеріалів, терміни
виготи до матеріалів.

4. Зміст розрахунково-пояснювальної записки (перелік питань, які потрібно розробити) Аналітичний огляд, матеріали та методика досліджень, аналіз отриманих результатів, охорона праці та безпека в надзвичайних ситуаціях, екологічна безпека

5. Перелік графічного матеріалу (з точним зазначенням обов'язкових креслень)

Мікроструктури зразків дослідної сталі марки 03Х3СЮ (підлягає холодної деформації), мікроструктура зразків дослідної сталі марки 03Х3СЮ після холодної деформації, результати рентгеноструктурного дослідження розв'язу складу структури сталі марки 03Х3СЮ

7. Дата видачі завдання 15.09.2012

[illegible]

Керівник проекту (роботи)

Влас Бондаренко
(підпис) (прізвище та ініціали)
Климов О.В.
(підпис) (прізвище та ініціали)

РЕФЕРАТ

ПЗ: 118 с., 55 рис., 15 табл., 36 джерел.

Тема: Дослідження можливих варіантів вдосконалення технологій отримання листового прокату.

Мета дипломної роботи полягає в пошуку нових альтернативних варіантів економного легування сталей, які б мали необхідний рівень жаростійкості та корозійної стійкості в порівнянні з провідними матеріалами типу 12X18H10T, 08X18T1.

Завдяки використанню сучасних методів дослідження, основними з яких є математичний аналіз, металографічний аналіз, дослідження жаростійкості за привісом, тощо, створено сталі 08X8CЮТч, 03X3CЮ та 03X8CЮВМБФ. В результаті комплексного легування хромом, алюмінієм та кремнієм забезпечується задовільний рівень жаростійкості, корозійної стійкості. Окрім цього, матеріали є досить технологічними, менш ресурсозатратними та більш конкурентноспроможними.

СИСТЕМА ГАЗОВИХЛОПУ АВТОМОБІЛЯ, СТАЛЬ, ОКСИДНА ПЛІВКА, ЛЕГУВАЛЬНИЙ ЕЛЕМЕНТ, ХРОМ, АЛЮМІНІЙ, КРЕМНІЙ, МЕТОД ДОСЛІДЖЕНЬ, ЖАРОСТІЙКІСТЬ, КОРОЗІЙНА СТІЙКІСТЬ, ЖАРОМІЦНІСТЬ

ЗМІСТ

Вступ.....	4
1 Аналітичний огляд	6
1.1 Особливості структуроутворення в процесі операцій гарячого та холодного деформування в умовах металургійних підприємств.....	6
1.2 Вплив хімічного складу на технологічність при здійсненні деформівних операцій під час виготовлення металопрокату	15
1.3 Варіанти термічної обробки металопрокату. Перспективи використання ВТМО	20
2 Матеріали та методика дослідження.....	47
2.1 Матеріали для порівняльних досліджень	47
2.2 Дослідження жаростійкості.....	48
2.3 Металографічний аналіз.....	51
2.4 Мікрорентгеноспектральний аналіз	52
2.5 Випробування корозійної стійкості.....	52
2.6 Випробування на ділатометрі Шевенара	53
3 Аналіз отриманих результатів	60
3.1 Металографічний аналіз	61
3.2 Дослідження фазових перетворень ділатометричним методом.....	68
3.3 Рентгеноструктурний аналіз	70
3.4 Дослідження стійкості до атмосферної корозії.....	72
3.5 Порівняльні випробування жаростійкості в різних газових середовищах	78
3.6 Дослідження складу оксидних плівок.....	82

	3
3.7 Особливості фазового складу сталей, що містять 3-8 % Cr.....	86
3.8 Дослідження жароміцності	92
4 Охорона праці та безпека в надзвичайних ситуаціях.....	94
4.1 Аналіз потенційних небезпек.....	94
4.2 Заходи по забезпеченню техніки безпеки.....	95
4.3 Заходи по забезпеченню виробничої санітарії та гігієни праці	98
4.4 Заходи з пожежної безпеки	99
4.5 Заходи безпеки у надзвичайних ситуаціях	100
5 Економічна частина	104
5.1 Тенденції світового ринку виплавки нержавіючої сталі та загальний об'єм виплавки сталі в I півріччі 2018року.....	104
5.2 Статистика і тенденції світового ринку виплавки сталі	105
5.3 Кошторис витрат на проведення НДР	108
Висновки	113
Перелік посилань.....	114

ВСТУП

Гаряче- та холоднокатані листові сталі, на сьогодні, зберігають провідну роль серед конструкційних матеріалів, застосовуваних у сучасному автомобілебудуванні, сільгосп- та енергетичному машинобудуванні тощо.

Як і раніше виробництво автомобілів залишається в числі найважливіших стимуляторів диверсифікованості виробництва тонких сталевих листів найвищої якості. Одним з глобальних завдань машинобудівній галузі залишається безпека людини, економія палива й захист навколишнього середовища.

XXI століття з новою силою ставить перед машинобудівниками завдання - зменшити витрати палива до 2,5 л і менш на 100 км пробігу автомобіля середнього класу масою близько 1000 кг. Це завдання можна було б розв'язати зменшивши його масу на 20 - 25% за рахунок зменшення товщини сталевих листів, застосовуваних для виготовлення кузова, маса якого становить звичайно третину маси автомобіля (на кожний відсоток зменшення маси кузова витрата палива знижується на 0,5%). Однак зробити це можна в тому лише випадку, коли міцність сталі підвищена до значень, що забезпечують безпеку пасажирів в салоні автомобіля.

В сучасних умовах використання аустенітних сталей з достатнім рівнем жаростійкості при масовому виробництві у харчовій та автомобілебудівній промисловості є досить коштовним. Це пояснюється наявністю в них дефіцитного нікелю. Тому для забезпечення ресурсозбереження як заміників більш коштовних матеріалів було відкрито напрямок з використання феритних економнолегованих хромистих сталей.

При використанні хромистих феритних сталей виникають певні проблеми. Зокрема пов'язаних з недостатнім рівнем міцностних властивостей. При дослідженні зразків зі сталі 08X8CЮТч, які були вирізані

з деталей та вузлів машин, а саме системи випуску відпрацьованих газів автомобіля, що вийшли з ладу було виявлено ефективне легування. Проте було запропоновано зменшити вміст вуглецю, хрому, а також усунути титан та рідкоземельні метали з метою поліпшення стану поверхні листового матеріалу.

Отже, в подальшому необхідно було запровадити використання хромистих малолегованих феритних сталей з 3 – 8% Cr та вмістом вуглецю менше 0,03%. При цьому ці сталі повинні відповідати умовам експлуатації, а саме високій жаростійкості, корозійній стійкості та задовільній жароміцності. Особливість таких сталей полягала їх висока дія проти газової та атмосферної корозії на рівні жаростійких сталей з вмістом більше 12% хрому. Відомо, що високий електродний потенціал корозійностійких сталей досягається завдяки легуванню більше 12% хрому.

Завдяки комплексному легуванню, в першу чергу алюмінієм та кремнієм дозволило зменшити вміст хрому та створити необхідні експлуатаційні властивості. В результаті дослідження, в подальшому запропоновано використовувати сталі типу 03X3CЮ та 03X8CЮВМБФ.

1 АНАЛІТИЧНИЙ ОГЛЯД

1.1 Особливості структуроутворення в процесі операцій гарячого та холодного деформування в умовах металургійних підприємств

Загальну технологічну схему виробництва холоднокатаної низьковуглецевої сталі наведено на рисунку 1.1.

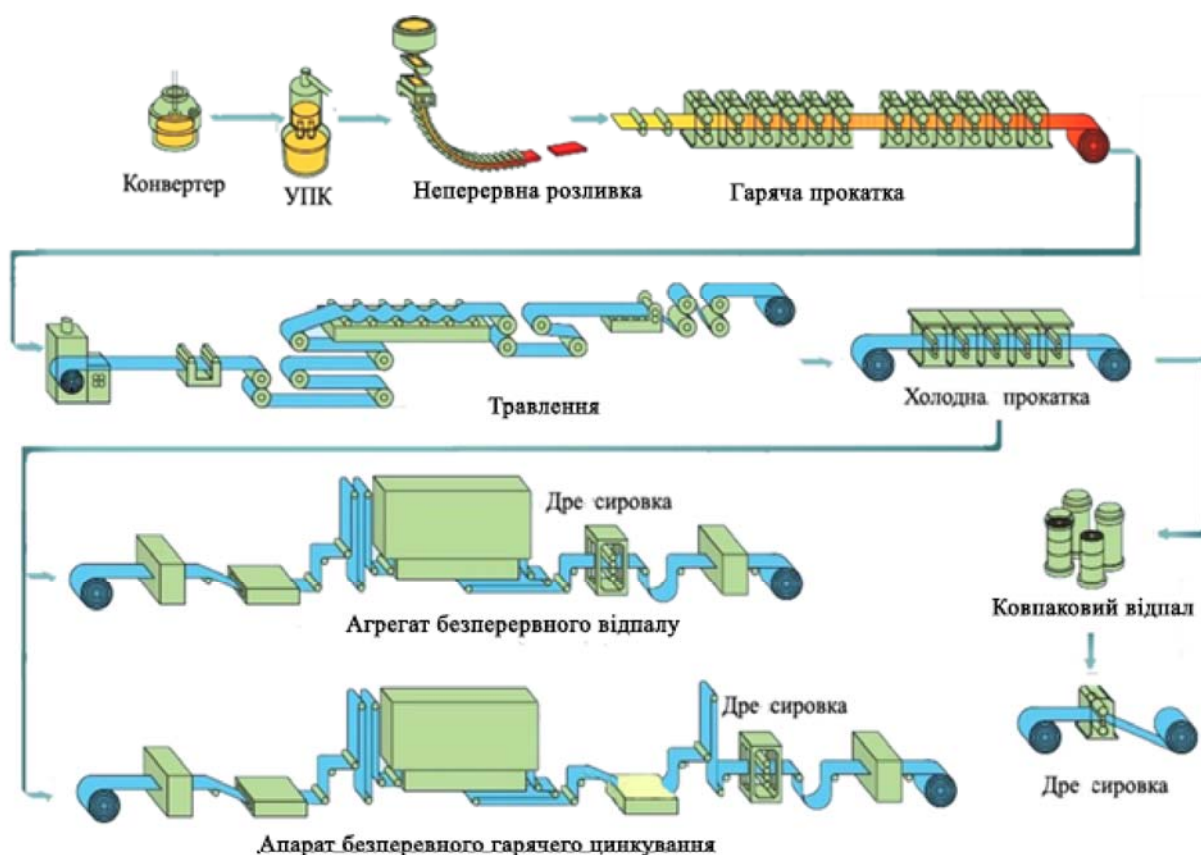


Рисунок 1.1 – Технологічна схема виробництва холоднокатаного прокату з низьковуглецевої сталі

Вона містить у собі сталеплавильне перероблення - виплавку, ковшову обробку й розливання на машинах безперервного розливання сталі (МНРС); гарячу прокатку на безперервних широкосмугових станах; травлення; холодну прокатку на реверсивні або на безперервних станах, після якої метал

піддають або рекристалізаційному відпалу в ковпакових печах або термічній обробці в агрегатах безперервної дії (агрегатах безперервного відпалу) з наступним дресируванням.

Можна виділити наступні ключові параметри технології, які визначають кінцеву структуру й комплекс властивостей низьковуглецевої сталі [1]:

- хімічний склад;
- температура й тривалість нагрівання слябів під прокатку;
- температурні інтервали прокатки в чорновій і чистовій групах безперервного стану;
- розподіл обтиснень по клітках безперервного стану гарячої прокатки (до важливих параметрів, що характеризують розподіл обтиснень і визначальний рівень властивостей, ставиться товщина розкату, а також ступінь обтиснення в останніх клітинах);
- температура кінця прокатки;
- температура компактування гарячекатаних смуг у рулони;
- ступінь обтиснення смуги при холодній прокатці;
- режим відпалу;
- ступінь обтиснення смуги при дресируванні.

Великий вплив на формування структури й властивостей виявляє прокатний переділ. Для гарячої прокатки слябів з низьковуглецевої сталі використовуються широкосмугові стани. Сляби нагріваються в методичних нагрівальних печах до 1100-1300 °С й потім зазнають деформації в клітках чорнової групи. Після прокатки в чорновій групі підкат товщиною 25-50 мм із температурою 1020-1100 °С, по проміжному рольгангові надходить у чистову групу стану. У клітках чистової групи смуга перебуває одночасно у всіх або декількох клітках. Температура кінця прокатки може змінюватися від 740 до 920 °С. Вважається, що для формування однорідної структури фериту прокатку слід завершувати в однофазній γ -області [2]. Нагрівання слябів під

прокатку супроводжується поліморфним перетворенням $\alpha \rightarrow \gamma$, розчиненням нітридів і сульфідів, а також зростанням зерен аустеніту [3].

Структура й властивості гарячекатаного металу багато в чому визначаються умовами протікання рекристалізації аустеніту в проміжках часу між деформаціями в клітинах чистової групи, а також умовами проходження поліморфного $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення під час охолодження прокату на рольгангу, стану, характером і ступенем розвитку структурних перетворень при охолодженні змотаної в рулон смуги [5, 6].

Умови прокатки в чистовій групі клітин визначають величину й однорідність зерна аустеніту до початку $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення й, як наслідок, остаточного зерна фериту. Формування частково рекристалізованої структури приводить до різнозеренності аустеніту, яка надалі успадковується ферито-перлітною структурою готової смуги [7]. При прокатці низьковуглецевих сталей з обтисненням до 10% (особливо у двофазній ($\gamma + \alpha$)-області) у результаті формування неоднорідної структури відбувається різке зниження пластичності сталі, і тому обтиснення в останній кліті стану повинне перевищувати 15% [7, 8]. Збереження наклепу аустеніту перед $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворенням приводить до здрібнювання зерна ферита до 1,5-2 разів. Різнозеренність у підкаті більшою мірою небезпечна для безперервного відпалу, тому що при ковпаковому відпалі зародками рекристалізації є субмікронні частки, а при безперервному більшою мірою – границі нагартованих зерен. Отже, для безперервного відпалу більш важливо забезпечити рівномірне зерно в підкаті. Після виходу смуги з безперервної групи вона транспортується відводним рольгангом до моталок. З метою регулювання режиму охолодження відводний рольганг оснащений установкою прискореного охолодження смуги водою. На відводному рольгангу, смуга проохолоджується залежно від наступної термічної обробки до 550-720 °С, після чого центрується й змотується з натягом у щільний рулон. Потім, змотана смуга проохолоджується на повітрі до кімнатної температури за 2-3 доби [9].

Структура й механічні властивості гарячекатаної смуги сильно залежать від температури кінця прокатки й температури компактування смуги в рулон, які є основними контрольованими технологічними параметрами [10]. На рисунку 1.2 зображена діаграма, що відображає залежність структури гарячекатаної низьковуглецевої сталі від температур кінця прокатки й компактування [11].

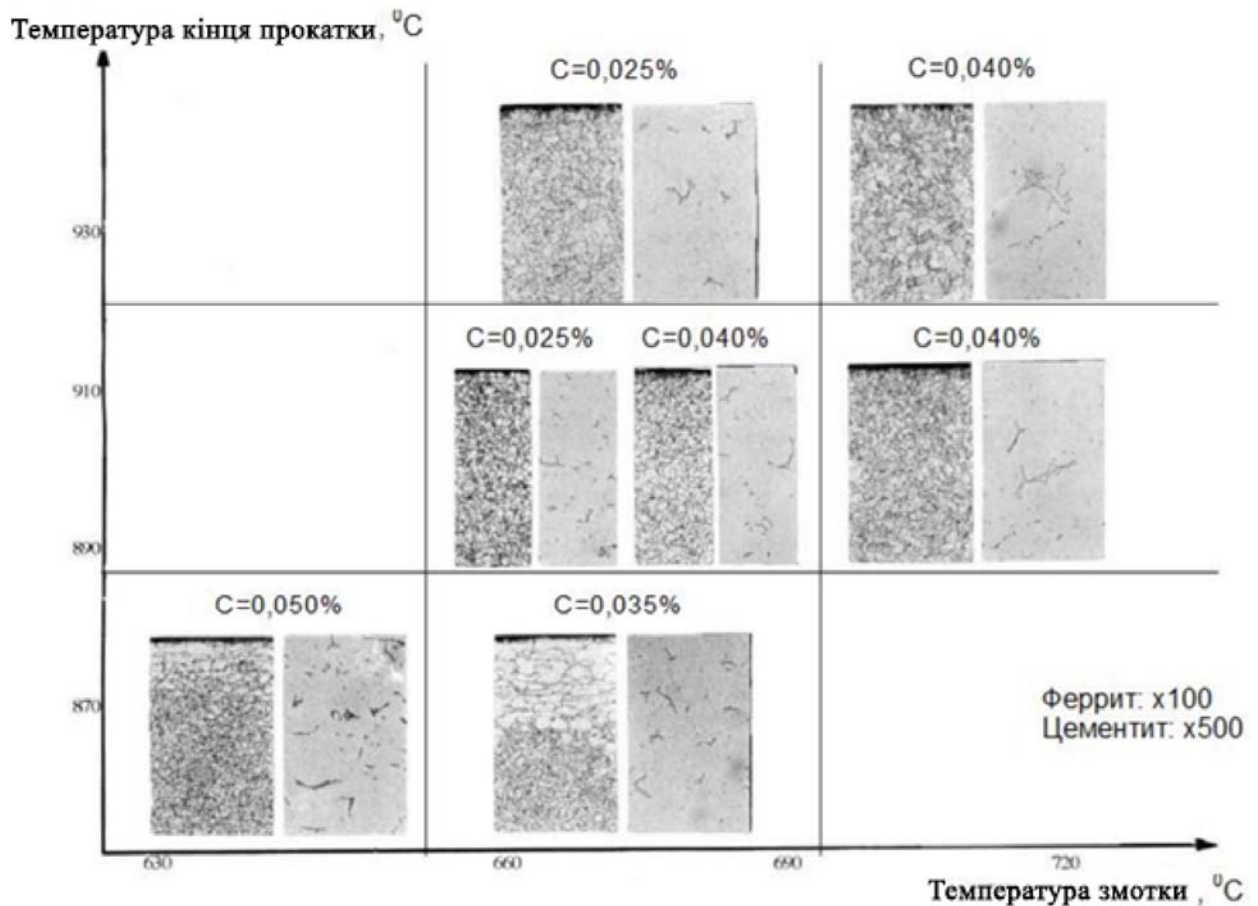


Рисунок 1.2 – Структура низьковуглецевої розкисленої алюмінієм сталі при різних температурах кінця прокатки й компактування

З рисунка 1.2 видно, що при температурі кінця прокатки нижче 880 °C, на поверхні смуги утворюється грубозеренна структура (дефект «апельсинова кірка»), що неприпустимо для листових сталей, призначених для холодного штампування. Поява даного дефекту пов'язана із закінченням прокатки у двофазній області (нижче температури A_{r3}) [11]. Однак у літературі дані про температуру початку двофазної області в

низьковуглецевій сталі суперечливі, наприклад, деякі дослідники стверджують, що Ar_3 при охолодженні й накладенні деформації в процесі гарячої прокатки відповідає температурам 840-850 °C, при цьому оптимальна величина кінця прокатки повинна втримуватися в межах $Ar_3+(30-80)$ °C.

З рисунка 1.9 також видно, що підвищення температури кінця прокатки до 890-920 °C призводить до формування однорідної структури підкату, а при подальшому підвищенні температури до 930 °C, середній розмір зерна зростає. Причому, незалежно від температури кінця прокатки виділення цементиту укрупнюються з підвищенням температури змотування й вмісту вуглецю в сталі (рис. 1.2).

Залежно від наступної технологічної схеми обробки матеріалу (відпалювання у ковпакових печах або безперервних агрегатах) вимоги до структури гарячекатаного металу різні. Для технології з наступним відпалом рулонів у ковпакових печах оптимальна структура гарячекатаної низьковуглецевої сталі досягається при температурі кінця прокатки 860-890 °C и низькій температурі змотування 530-560 °C [5, 6]. У випадку відпалу смуги в агрегатах безперервної дії, для одержання високих показників здатності до штампування готового листа температура змотування гарячекатаної смуги в рулон повинна бути підвищена до 690-740 °C (рис. 1.3) [5, 6].

Після травлення гарячекатану смугу піддають холодній прокатці. Сумарний ступінь деформації при холодній прокатці визначає якість поверхні, впливає на кінетику рекристалізації ферита при відпалі, параметри мікроструктури, механічні властивості і їх анізотропію [12].

Крім того, сумарне обтиснення при холодній прокатці впливає на формування остаточної текстури. При невеликому обтисненні текстура слабо розвинена. Зі збільшенням деформації збільшується інтенсивність компонента {111}, що сприятливо позначається на здатності сталі до витяжки. Збільшення ступеня обтиснення при холодній прокатці

низьковуглецевої сталі, після відпалу у безперервних агрегатах, до 80% приводить до підвищення коефіцієнта пластичної анізотропії, однак при цьому збільшується й значення границі текучості, що пов'язане зі здрібнюванням зерна (рис. 1.4).

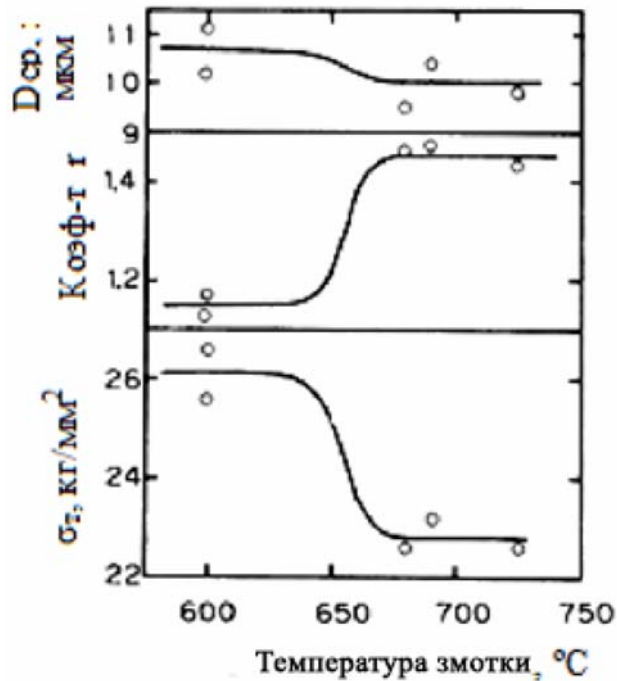


Рисунок 1.3 – Вплив температури змотування на механічні властивості холоднокатаного прокату після безперервного відпалу

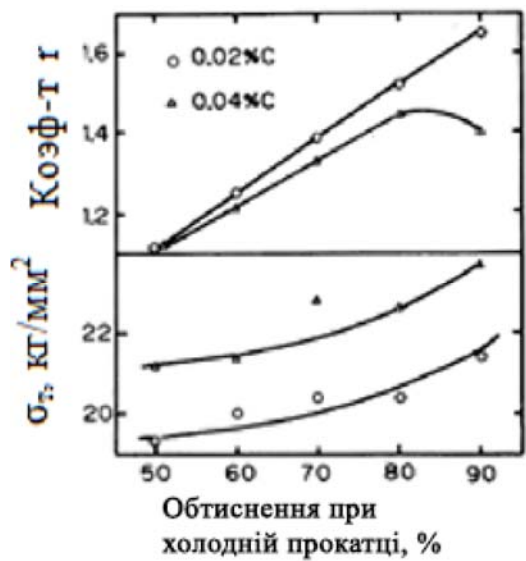


Рисунок 1.4 – Вплив ступені сумарного обтиснення при холодній прокатці на механічні властивості низьковуглецевої сталі, що відпалюють у безперервних агрегатах

По даним [3] оптимальна комбінація механічних властивостей і кристалографічної текстури готового листа спостерігається при прокатці із сумарним обтисненням приблизно 70-80%.

Холоднокатані смуги відпалюють з метою зняття наклепу матеріалу, формування оптимальної повністю рекристалізованої мікроструктури й кристалографічної текстури, одержання необхідних механічних властивостей. Рекристалізаційне відпалювання може здійснюватися як у ковпакових печах (у рулонах, тривале), так і в безперервних агрегатах (відпалювання смуг у розгорнутому стані, короткочасне). Основна й незаперечна перевага агрегату безперервного відпалювання - необоротне скорочення часу - від декількох діб до декількох десятків хвилин [3]. В умовах гострої потреби у виробничих площах компактність - ще одна перевага лінії: вона обіймає лише 35% площі, яку звичайно обіймає відділення ковпакових печей. Кількість технологічного персоналу, що координує роботу агрегату, на 70% менше, ніж у відділенні ковпакових печей тієї ж потужності. При безперервному відпалі холоднокатаної сталі виключені значні температурні перепади, що зазвичай спостерігаються при відпалі рулонів у ковпакових печах. Ці й інші переваги визначають те, що в ряді випадків перевага віддається безперервним агрегатам [3]. Однак проблема переходу на безперервне швидкісне відпалювання пов'язана з низкою складних металознавчих питань. Перша з них — одержання однорідної структури з феритними зернами, добре очищеними від елементів впровадження за час технологічного циклу швидкісної термообробки, обчислювального десятками секунд. Друга — одержання металу з низькими значеннями границі текучості ≤ 200 МПа й тимчасового опору розриву при розтяганні ≤ 360 МПа при високому комплексі пластичних характеристик. Дресування є заключною технологічною операцією й застосовується з

метою усунення площини плинності низьковуглецевої сталі у відпаленому стані, а також для поліпшення якості поверхні листа і виправлення його геометрії. Одна з основних вимог, пропонованих до листової сталі - відсутність на поверхні штампованого виробу ліній ковзання, які є зовнішнім проявом наявності площини плинності на кривій розтягнення. При досягненні напруження, відповідного до верхньої межі плинності, відбувається збільшення щільності рухомих дислокацій (дислокації звільняються від блокувальних атмосфер). При цьому в деяких областях зразка відбувається деформація, напруження плинну починає зменшуватися до величини нижньої границі текучості. Деформована область, що є початком смуги Чернова-Людерса, поширюється, утворюючи смугу; при цьому зразок подовжується без зміни навантаження [13]. Утворення ліній зсуву відбувається при деформації в області площини плинності 1,5-10%. Вид ліній ковзання визначається схемою напружено-деформованого стану металу. Ширина й висота їх коливається в широких межах: 0,01-25 і 0,01-1,15 мм відповідно.

Для звичайних низьковуглецевих сталей кількість домішок і умови відпалу (ковпакового й безперервного) такі, що сталь після відпалу має площину плинності й схильність до утворення ліній ковзання при штампуванні. Для усунення площини плинності необхідно продеформувати метал з невеликим ступенем деформації для збільшення щільності рухливих дислокацій. Такою деформацією може бути розтягання або дресирування - прокатка з невеликим обтисненням ($\epsilon_{др} \leq 5\%$) [14]. Вона усуває площину плинності або зменшує її при одночасному зниженні границі текучості (рис. 1.5).

Деформації розподіляються нерівномірно по перетину смуги: максимальні - у контактної поверхні й мінімальні - у центрі. У центральних шарах деформація при дресируванні відповідає площині плинності, а в поверхневих шарах - ділянці зміцнення. При випробуванні всього листа в цілому площини плинності після дресирування не виявляється [14] у зв'язку з наявністю зміцненого поверхневого шару. При дресируванні в поверхневих

шарах смуги- границя текучості зменшується. При збільшенні ступеня дресування починає позначатися зміцнення поверхневих шарів. Тому зниження границі текучості вповільнюється, а потім припиняється через зміцнення (рис. 1.5).

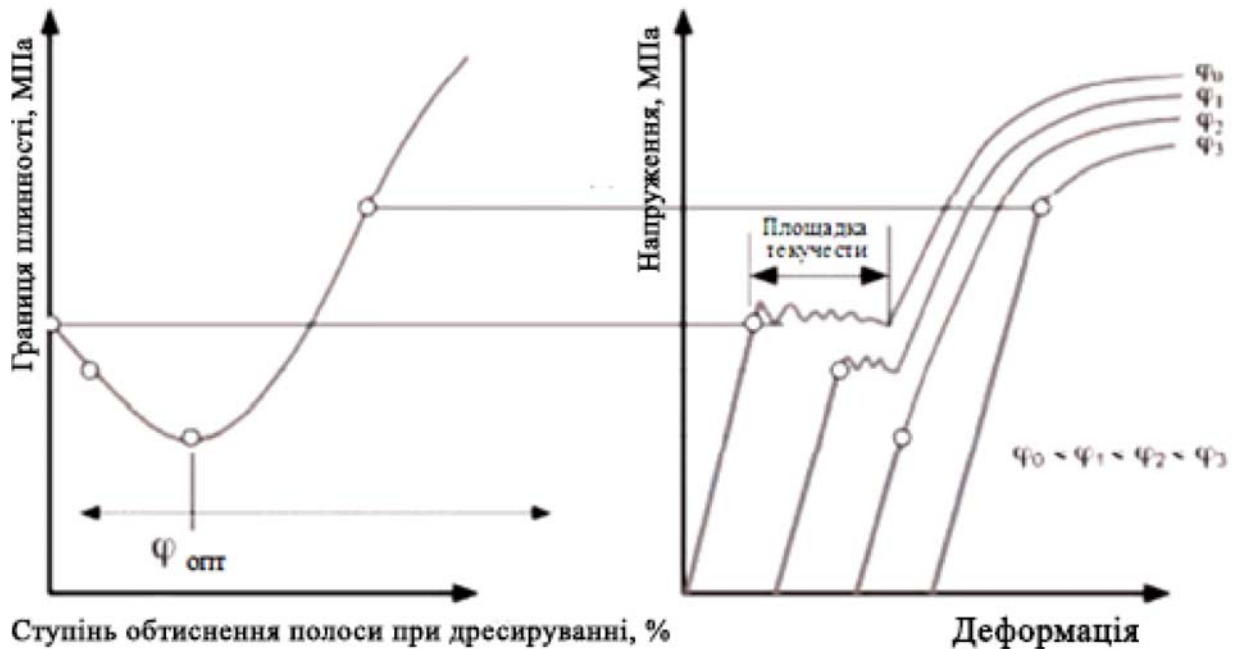


Рисунок 1.5 – Вплив ступені обтиснення при дресуванні на границю й площину плинності низьковуглецевої сталі

Оптимальне для усунення майданчика плинності й зниження границі текучості значення $\varepsilon_{др}$ визначаються величиною й характером розподілу залишкових напружень по товщині листів, які у свою чергу залежать від умов процесу дресування: обтиснення, товщини прокату, діаметра й шорсткості валків, стану поверхні вихідного металу, змащення й температури. Так, для однакових ступенів деформації при дресуванні залишкові напруження в листовій сталі тим більші, чим більша товщина смуги, менше діаметр і більша шорсткість дресувальних валків. У зв'язку з тим, що при дресуванні збільшується щільність вільних дислокацій, при наявності в розчині більш $2 \cdot 10^{-4}\%$ атомів вуглецю й азоту сталь буде схильної до старіння.

1.2 Вплив хімічного складу на технологічність при здійсненні деформівних операцій під час виготовлення металопрокату

Основними хімічними елементами, що визначають механічні властивості низьковуглецевої листової сталі, є вуглець, азот, марганець, сірка й алюміній, хром, нікель, мідь, кремній і фосфор.

Вміст вуглецю впливає й на механічні властивості сталі й на якість поверхні. Здебільшого вміст вуглецю в розкислених алюмінієм низьковуглецевих сталях, призначених для отримання здатного до штампування прокату при використанні рекристалізаційного відпалення в ковпакових печах, становить 0,03- 0,05%. При більш високому вмісті вуглецю збільшуються характеристики міцності, знижується пластичність і здатність до штампування[1, 3].

При вмісті вуглецю менш 0,03 %, у випадку відпалу металу в ковпакових печах, може формуватися грубозеренна структура фериту (номер зерна менш 6) з ланцюжками виділень цементиту по границях зерен. У цьому випадку при штампуванні можливе утворення поверхневого дефекту «апельсинова кірка» [1]. У той же час, у випадку відпалу в прохідних печах у низьковуглецевій сталі формується дрібнозеренна мікроструктура й виникає протилежна проблема – необхідність укрупнення зерна, хоча б до 9 номера. Тому де-хто з дослідників вважають, що вимога до вмісту вуглецю повинна бути обмежена рівнем 0,04 % [4]. Однак, слід урахувати, що для попередження схильності до старіння прокату з низьковуглецевої сталі після безперервного відпалу, підкат звичайно змотують при високих температурах (більш 700 °C). У цьому випадку, при низькому вмісті вуглецю й азоту в поверхневих шарах підкату може сформуватися аномально крупне зерно (тобто не при відпалі, а при охолодженні змотаного рулону) [1]. Тому, при освоєнні виробництва прокату з низьковуглецевих сталей при використанні

відпалу в прохідних агрегатах, також необхідно враховувати закономірності впливу вмісту вуглецю на можливість утворення дефекту «апельсинова кірка». Крім цього, у процесі відпалення необхідно вилучити вуглець із твердого розчину, тому що вуглець є елементом, що викликає деформаційне старіння сталі. Якщо в ковпакових печах у процесі тривалого охолодження вуглець повністю виділяється із твердого розчину, то в безперервних агрегатах через малий час відпалу існує небезпека неповного виділення вуглецю [1]. Тому виробництво нестаріючої низьковуглецевої сталі в безперервних агрегатах можливо тільки при забезпеченні оптимальних температурно-тимчасових параметрів відпалу. При цьому вважають, що для сталі, що відпалюється у безперервних агрегатах, зниження вмісту вуглецю до 0,02 % позитивно впливає на властивості, приводить до зниження бала цементиту й підвищенню здатності до штампування. Азот є елементом, що викликає деформаційне старіння сталі [15]. Схильність низьковуглецевої сталі до старіння пригнічується, коли вміст азоту у твердому розчині готового прокату $\leq 0,0002\%$. Для боротьби з явищем старіння прокату при його зберіганні в сталь додають легуючі добавки (Al, V, B, Ti, Nb і ін.), що ефективно зв'язують азот, а також вуглець у стійкі з'єднання. Найчастіше в промислових умовах використовують алюміній, рідше бор і ванадій. Уведення бору в концентрації, що десятикратно перевищує вміст азоту, забезпечує повне зв'язування азоту в BN навіть при низькій температурі змотування (близько 520 °C) (рис. 1.6). Однак, відомо, що бор, не зв'язаний у нітриди (що втримується у твердому розчині), негативно впливає на коефіцієнт нормальної пластичної анізотропії [3].

Алюміній у низьковуглецевій сталі є найбільш сильним розкислювачем і стабілізатором, що зв'язує азот. Уведення більш 0,03-0,04% Al у низьковуглецеву сталь забезпечує інгібування сталі проти старіння внаслідок зв'язування розчиненого в сталі азоту в нітриди алюмінію. У цьому випадку сталь кристалізується як спокійна. Важливе забезпечення певного співвідношення між вмістом алюмінію, що не входить до складу Al_2O_3 , і

концентрацією азоту в металі. У випадку ковпакового відпалу воно перебуває в діапазоні 6-10 [4], при відпалі в безперервних агрегатах – більш 10 [16].

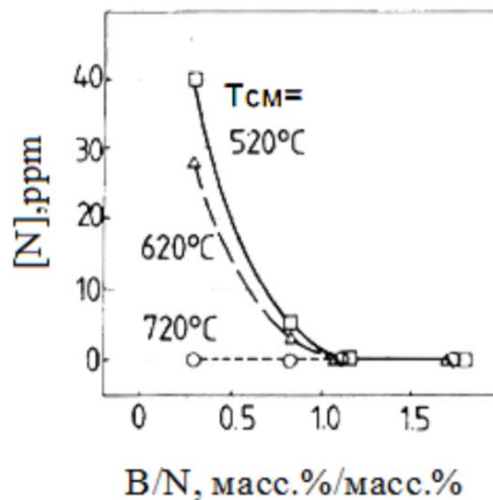


Рисунок 1.6 – Вплив бору на вміст розчиненого азоту в гарячекатаній смугі при різних температурах змотування

Останнім часом з'явилася тенденція до максимального зниження вмісту азоту в низьковуглецевих сталях. Ряд дослідників [3] дійшли висновку, що зниження вмісту азоту приводить до зменшення нерівномірності механічних властивостей кінцевих ділянок і середини смуги, змотаної при високих температурах (740 °C і вище) (рис. 1.7). Однак при зниженні вмісту азоту знижується стимул до реакції виділення фази AlN, а за певних умов частки нітриду алюмінію можуть взагалі не виділитися.

Відповідно до вимог [17], вміст марганцю й сірки в сталі 08Ю не повинен перевищувати відповідно 0,35 і 0,025 %. В останні роки при виробництві сталей такого типу спостерігається тенденція до зниження вмісту сірки. Однак, як було показано нещодавніми дослідженнями, зниження вмісту сірки нижче певної межі (0,010 - 0,015 %), при незмінній технологічній схемі, приводить до зниження здатності до штампування [16]. Відомо, що в процесі рекристалізації ріст зерна вповільнюється в присутності сірки, розчиненої у фериті або сегрегованої по границях зерен. Сегрегації сірки по границях аустенітних зерен ініціюють червоноламкість. Марганець,

що перебуває в сталі, зв'язує сірку, утворюючи з'єднання MnS. Причому введення в низьковуглецеву сталь типу 08Ю марганцю необхідно лише для зв'язку сірки, тому що марганець збільшує міцність і знижує пластичні властивості матеріалу.

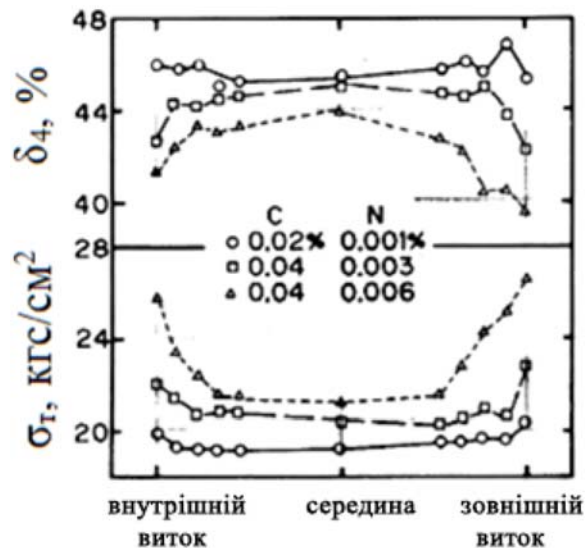


Рисунок 1.7 – Зміна механічних властивостей по довжині рулону гарячекатаної смуги, змотаної при високій температурі

Крім того, відомо, що марганець, що перебуває у твердому розчині, сповільнює дифузію вуглецю. З рисунка 1.8 видно, що збільшення вмісту марганцю приводить до зниження показника пластичності – коефіцієнта ϵ , причому даний вплив послабляється зі зменшенням вмісту в сталі вуглецю. Тому для ефективного зв'язування сірки й формування виділень MnS оптимальної морфології відношення Mn/S повинне бути в діапазоні 5-25 [9, 20].

Присутність у сталі хрому, нікелю й міді, домішок, що потрапляють у сталь із шихти, приводить до зсуву рекристалізаційних процесів в область більш високих температур. Якщо для низьковуглецевої сталі, обробленої в ковпакових печах, їх негативний вплив можна зменшити підвищенням температури проміжної витримки під час відпалювання на 30-40° [16], то при відпалі в безперервних агрегатах такої можливості немає. Тому для

одержання сталі з високою здатністю до штампування в безперервних агрегатах обмежують сумарний вміст цих домішок [3]. Крім того, підвищення вмісту хрому до 0,030-0,035% може призводити до гальмування рекристалізації низьковуглецевої сталі внаслідок утворення нанорозмірних часток складних карбідів хрому Cr_{23}C_6 .

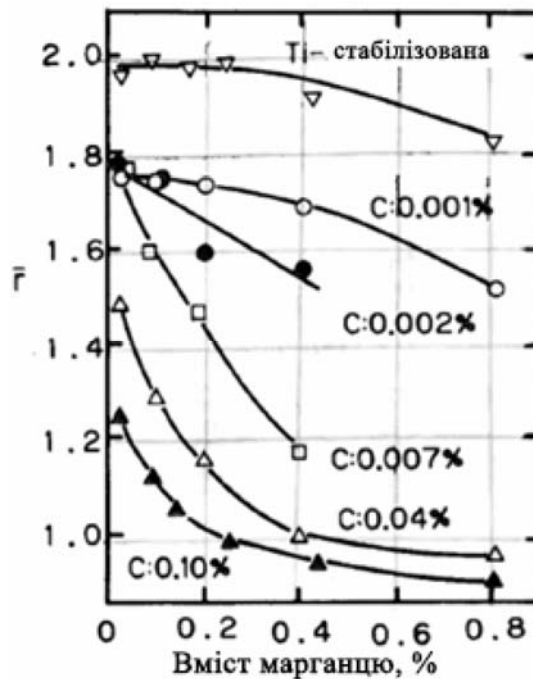


Рисунок 1.8 – Вплив вмісту марганцю на коефіцієнт $\bar{g}$ низьковуглецевої сталі з різним вмістом вуглецю

Фосфор у сталях для глибокої витяжки є шкідливою домішкою, тому що збільшує міцність і частку бракованих виробів. Тому вміст фосфору доцільно обмежити рівнем – не більш 0,015 % [16]. Вміст кремнію в сталі для глибокої витяжки не повинен перевищувати 0,01-0,02 % [9]. Збільшення вмісту кремнію вище 0,02 % приводить до зміцнення й зниженню здатності до штампування сталі.

У розкисленій алюмінієм сталі азот перебуває у вигляді нітриду алюмінію AlN [8, 45]. Під час нагрівання слябів у методичній печі стану нітрид розчиняється й азот переходить у твердий розчин (рис. 1.9 а) [19].

Частка нітриду, що розчинився, визначається вмістом азоту й алюмінію в сталі й залежить від температури й часу (рис. 1.9 б) нагрівання слябів.

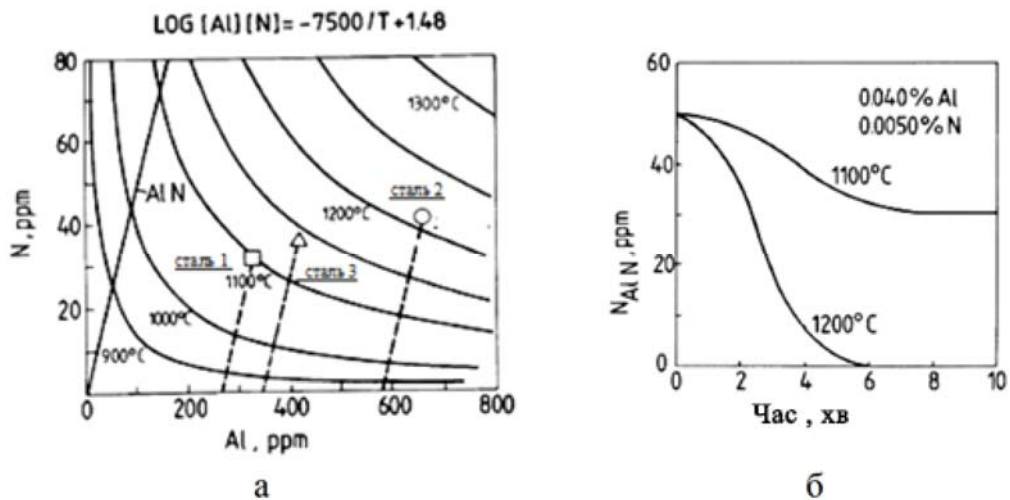


Рисунок 1.9 – Діаграма розчинності AlN (а) і вплив часу нагрівання слябів під прокатку на розчинення AlN

У низьковуглецевій сталі сірка перебуває в слябі у вигляді сульфїду марганцю. Під час нагрівання слябів перед прокаткою деяка частка виділень сульфїду марганцю розчиняється й сірка переходить у твердий розчин. Частка виділень MnS, що розчинилися при нагріванні слябів визначається не тільки температурою, але й вмістом сірки й марганцю в сталі.

Крім того, необхідно відзначити, що підвищення температури нагрівання сталі, що містить до 0,2% марганцю, небезпечно появою тріщин при гарячій прокатці (червоноламкість) [20].

1.3 Варіанти термічної обробки металопродукату. Перспективи використання ВТМО

На сьогоднішній день існує кілька варіантів термічної обробки листового матеріалу: у рулонах і до змотування безперервною термічною обробкою.

Режим термічної обробки садки холоднокатаних смуг у рулонах повинен забезпечити нагрівання їх до заданої температури з оптимальною швидкістю. Складність завдання полягає в тому, що теплопровідність вкомпактованого рулону дуже мала в радіальному напрямку. Крім того, температура захисного газу і швидкість його руху неоднакові по висоті(в різних ділянках) підмуфельного простору. Дослідженнями встановлено, що у звичайних ковпакових печах з азото - водневою захисною атмосферою (95%N і 5% H₂) найбільш нагрітим є верхній рулон у коші, а нижній рулон найменш нагрітий. У висококонвективній ковпаковій печі найбільш нагрітим є нижній рулон садки. Нагрівання рулонів в основному йде від торця рулону. “Крапки” у середині рулону по його ширині й товщині намотування мають температуру на 100 - 140°C нижче у висококонвективній печі, ніж температура інших ділянок рулону. Тому, після нагрівання до необхідної температури необхідна витримка для вирівнювання температури по всьому об’єму стопи. Такий метод відпалювання дозволяє нагріти рулони до температур відмінних у різних зонах стопи лише на 20 - 30°C у традиційні й 8 - 15°C у висококонвективних ковпакових печах.

Швидкість нагрівання рулонів до заданої температури впливає на рівень механічних властивостей. Високі швидкості нагрівання металу знижують рівень термічної активації, що визначає зародження нових зерен. По мірі збільшення швидкості нагрівання деформованого металу збільшується число зародків нових зерен, що виникають в одиницю часу. Структура металу до кінця первинної рекристалізації стає більш дрібнозеренною.

Вплив швидкості нагрівання сталі на структуру рекристалізації найбільш сильно виявляється у випадку, якщо вона містить дисперсні частки.

Нітриди алюмінію, що виділяються в структурі сталі типу 08Ю під час відпалу, гальмують міграцію нових зерен, тобто їх незростання при первинній і збиральній рекристалізації. Тому повільне нагрівання холоднокатаної нестаріючої сталі дозволяє зменшити ще до виділення нітридів алюмінію кількість крапкових дефектів у структурі сталі й збільшати число областей вільних від дислокацій. Це сприяє одержанню рекристалізованої структури з порівняно крупним зерном фериту.

Для одержання низької границі текучості стали, розкисленної алюмінієм, необхідні малі швидкості нагрівання ($10-17^{\circ}\text{C}$) в інтервалі температур $350 - 550^{\circ}\text{C}$, а так само витримка при температурах $450 - 550^{\circ}\text{C}$, що сприяє прогріву садки й забезпеченню невеликого температурного градієнта в стопі рулонів. Під час проміжної витримки відбувається виділення нітридів алюмінію, протікають процеси, спрямовані на зменшення неоднорідності деформованої структури [1]. Високодисперсні виділення нітриду алюмінію, що утворювалися до рекристалізації, забезпечують переважний ріст зерен з орієнтуванням $\{111\}$, яка сприяє поліпшенню здатності до штампування сталі при підвищенні значення коефіцієнта нормальної пластичної анізотропії. Зерна фериту отримують «оладьєобразну» форму, витягнуту уздовж напрямку прокатки.

У процесі рекристалізації різко знижуються властивості міцності, що пов'язано з появою нових недеформованих зерен.

Охолодження рулонів під нагрівальним ковпаком - 2 години; температура розпакування (зняття муфеля) - не більш 90°C по стендовій термопарі.

Температура відпалу повинна бути максимально можливою, трохи нижче температури A_{c1} , звичайно становить $690 - 710^{\circ}\text{C}$. Верхня межа обмежується тим, що при відпалі рулонів у двофазній області між A_{c1} і A_{c3} , а також при неминучій тривалій витримці металу при цих температурах, у відпаленому металі надмірно росте зерно, з'являється більша різнозеренність, спостерігається знеуглецювання поверхні.

Час витримки при проміжній температурі або температурі рекристалізації звичайно встановлюється дослідницьким шляхом, з урахуванням конструкції печі й необхідних властивостей. Із цією метою в середину рулонів замотують хромель-алюмелеві термопари й зміну температури торця рулону і його середини записують на діаграму.

Для традиційних і висококонвективних печей з водневою атмосферою час витримки вважається достатнім, якщо різниця температур крайки й середини рулонів становить 20 - 30°C для сталей загального призначення й 8 - 20°C для автолистової сталі особливоскладної високоособливоскладної витяжки .

Режими нагрівання рулонів у традиційній і у висококонвективній печах представлені кривими на рисунку 1.10. Вони показують, що нагрівання в конвективній печі відбувається суттєво швидше.

Звичайно застосовують два режими нагрівання: без проміжної витримки й із проміжною витримкою, при температурі 550 - 580°C для нестаріючої автолистової сталі зазначених категорій здатності до витяжки.

Відпалення маловуглецевих сталей супроводжується розчиненням карбідів і нітридів у фериті при нагріванні й наступному їхньому виділенні при охолодженні й коагуляцією фаз, що виділилися при охолодженні. Процес рекристалізації, а також розчинення й виділення фаз визначається температурно-тимчасовими факторами: швидкістю нагрівання, температурою рекристалізації, тривалістю витримки при цій температурі й швидкістю охолодження. Рациональний вибір цих параметрів і становить технологію виробництва холоднокатаної відпаленої сталі.

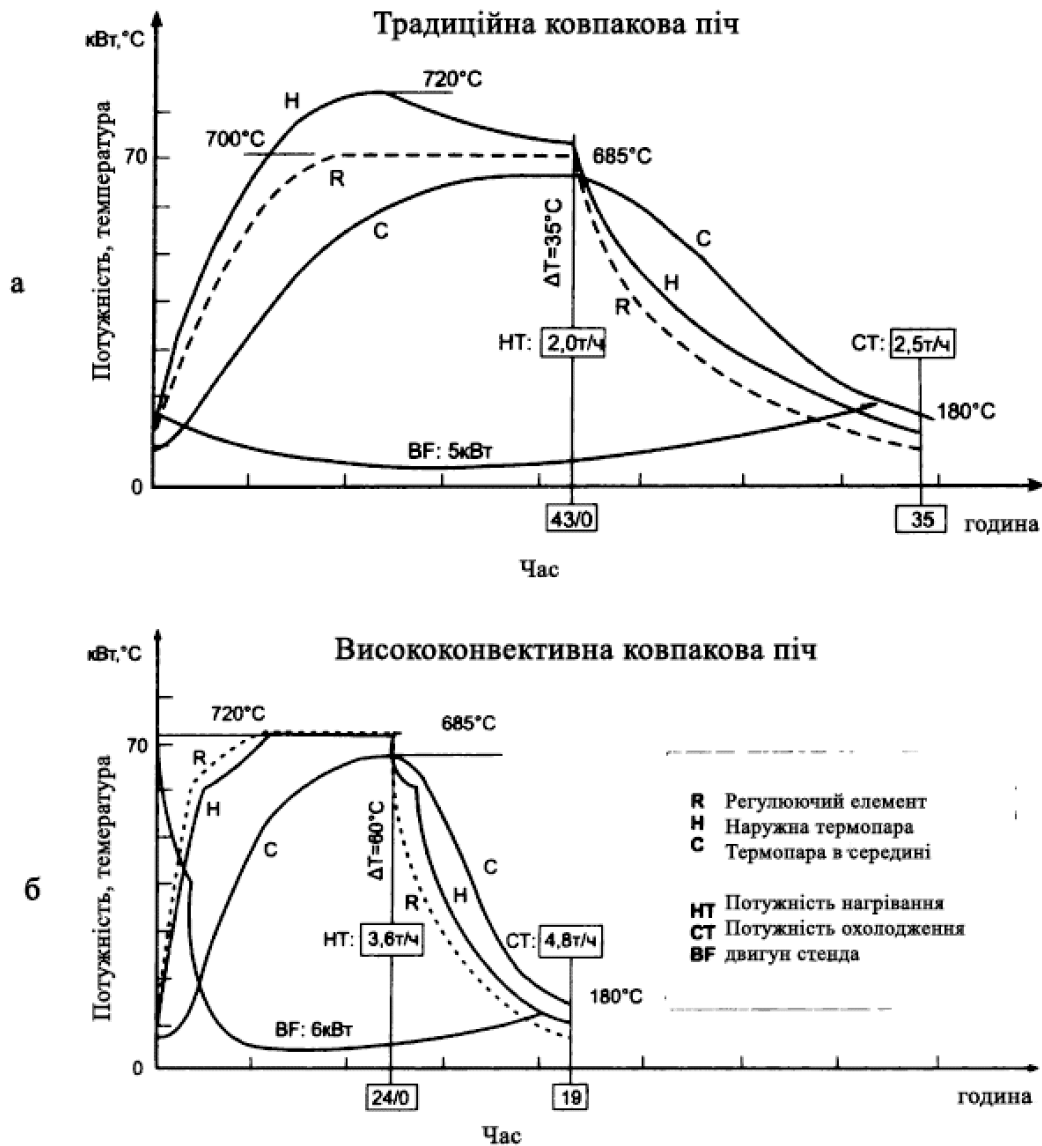


Рисунок 1.10 - Порівняння режимів нагрівання й продуктивності ковпакових печей різних типів

Відпал рулонів у ковпакових печах обох типів характеризується повільним ($15-40^{\circ}\text{C}/\text{ч}$) нагріванням металу до температури рекристалізації й тривалим охолодженням зі швидкістю $5-25^{\circ}\text{C}/\text{ч}$. Для більшості маловуглецевих сталей такий режим відпалу відповідає рівноважному стану α - розчину.

Особливі умови застосовують лише для нестаріючих сталей типу 08Ю. Для цих сталей потрібна затримка нагрівання в інтервалі $450 - 580^{\circ}\text{C}$ (швидкість $6 - 10^{\circ}\text{C}/\text{год}$, тривалість перебування в цьому інтервалі більш 8 ч) для забезпечення більш повного виділення нітрідів алюмінію. У цьому

випадку утворюється структура із трохи витягнутими зернами фериту, яка має кращу здатність до штампування.

У результаті додаткового вирівнювання температури під час проміжної витримки подальше нагрівання й витримка рулонів в області збиральної рекристалізації (вище 590°C) відбувається при суттєво менших перепадах температур за обсягом рулонів. Це призводить до помітного вирівнювання структури й властивостей відпалювального матеріалу.

Крім одержання необхідного комплексу механічних властивостей і текстури дуже важливо при відпалі в ковпаковій печі одержати чисту поверхню смуги, без відкладень вуглецю, і запобігти “схоплюванню” витків рулону між собою. Чистота смуги, головним чином, залежить від наступних умов технологічного процесу:

- кількості внесеної в піч СОЖ;
- швидкості нагрівання смуги;
- поведінки СОЖ при випарі;
- складу захисної атмосфери.

Кількість відкладень вуглецю на поверхні смуг у ході термічної обробки їх по різних режимах, показані на рисунку 1.11.

Кращі результати дає відпал у прохідній печі й у ковпаковій печі з водневою атмосферою з при температурі 700°C.

Якість поверхні холоднокатаної смуги після її рекристалізаційного відпалу в ковпакових печах не завжди відповідає сучасним вимогам автомобілебудівників: поверхня містить підвищену кількість забруднень, між суміжними витками рулонів подекуди мають місце металеві зв'язки, що стримують процес дресирування смуг, через що виникають не переборні дефекти сталі - лінії Людерса - Чернова. Усе це обумовлює нагальну потребу сполучити процес розгортання рулону холоднокатаної смуги з рекристалізаційним відпалом її в прохідній печі - створити безперервне відпалення.

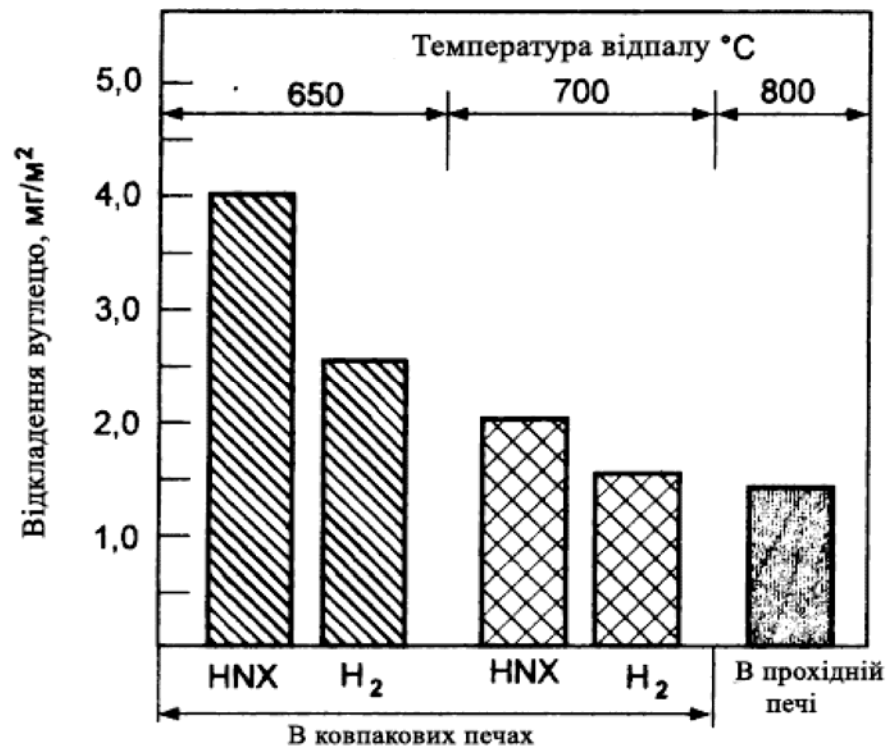


Рисунок 1.11 - Відкладення вуглецю на поверхні тонколистової сталі після термічної обробки по різних режимах

Відносно просто керовані прохідні печі дозволяють у режимі реального часу бачити результати відпалу й коректувати режими роботи всіх агрегатів, що становлять лінію безперервного відпалювання тонких сталевих смуг.

У процесі безперервного відпалу маловуглецева сталь швидко нагрівається до температури рекристалізації, протягом короткого часу витримується при цій температурі й швидко проохолджується до кімнатної температури. Однак при цьому може утворюватися занадто дрібне зерно фериту. Дрібнозеренна структура не забезпечує високу пластичність сталі. Границя текучості обернено пропорційна кореню квадратному з діаметра зерна сталі.

На даний час для безперервної термічної обробки застосовуються три основні схеми, що відрізняються режимами охолодження (рис. 1.12) [18]:

-у лінії агрегату безперервного гарячого цинкування(АНГЦ)(рис. 1.12, а) використовують швидке охолодження смуги водяним туманом до

температур наступної витримки (близько $450\text{ }^{\circ}\text{C}$) перед нанесенням цинкового покриття;

- у лініях АНГЦ (GA) (рис. 1.12, б) після проходу смуги через ванну цинкування передбачене наступне її нагрівання до $550\text{ }^{\circ}\text{C}$ для одержання залізоцинкового покриття;

- агрегат безперервного відпалу АНВ (рис. 1.12, в) відрізняється можливістю різкого загартування нагрітої смуги зі швидкістю більш $200\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ і наступною витримкою в протяжній камері перестарювання [19]. Залежно від конструкційних особливостей в агрегатах АНВ загартування може проводитися не до кімнатної, а до проміжної температури.

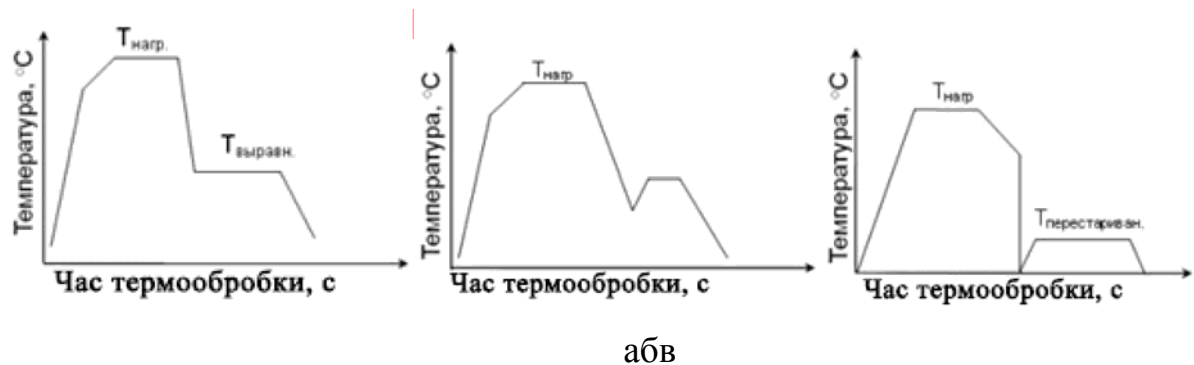


Рисунок 1.12 - Схеми термічної обробки холоднокатаних сталей в агрегатах безперервної дії: а - АНГЦ; б - АНГЦ(GA); в – АНВ [18]

Термічний цикл безперервного відпалу включає наступні основні етапи: 1) швидке нагрівання; 2) високотемпературна витримка (у двофазному інтервалі $\alpha + \gamma$); 3) проміжне охолодження з регульованою швидкістю; 4) повторне нагрівання; 5) низькотемпературна витримка (у нижній половині субкритичного інтервалу); 6) остаточне охолодження [20].

При нагріванні сталі до температури відпалу, вуглець розчиняється в α - залізі до рівноважного стану, незалежно від швидкості нагрівання. При досить повільному охолодженні (ковпакове відпалення) він встигає виділитися із кристалічних ґрат α - заліза, що сприяє одержанню тонколистової сталі із задовільною пластичністю. При безперервному

відпалюванні через швидке охолодження смуги має місце пересичення твердого α - розчину вуглецем і іншими елементами впровадження. Тому необхідно отримати більше зерно фериту з максимальним видаленням вуглецю з α - розчину при сприятливому розподілі карбідів.

Крім того, у відпаленій сталі необхідно одержати текстуру, що забезпечує переважний ріст зерен $\{111\}$, яка сприяє поліпшенню здатності до штампування.

З метою збільшення розміру зерна фериту в процесі безперервного відпалу доцільно підвищувати температуру кінця гарячої прокатки смуг до 720°C , що сприяє росту зерна фериту холоднокатаної сталі після відпалу за швидкісним режимом, близького до розміру зерна фериту, отриманому після відпалу в ковпаковій печі.

Вакуумування сталі також сприяє одержанню крупного зерна фериту під час швидкісного відпалювання.

Нагрівання маловуглецевої сталі зі швидкістю $140^{\circ}\text{C}/\text{год}$ до температури $700 - 740^{\circ}\text{C}$ забезпечує повну рекристалізацію структури смуги. Витримка при цій температурі відпалу необхідна для вирівнювання її по ширині смуги й одержання однорідної структури. Крім того, у силу інерційності печі важко здійснити миттєвий перехід від процесу нагрівання до процесу охолодження, минаючи стадію витримки.

У процесі відносно тривалої витримки листової сталі після нагрівання її до 720°C відбувається виділення вуглецю з пересиченого розчину практично до рівноважної концентрації (рис. 1.13).

Швидкість охолодження відпаленої смуги в агрегаті безперервного відпалення практично визначається швидкістю руху смуги. Час охолодження не можна розтягти настільки, щоб відбулося повне виділення вуглецю з α - розчину, як у ковпаковій печі. Підвищена концентрація вуглецю в матриці після охолодження неминуча.

Метою операції остарювання є виділення розчиненого вуглецю у вигляді дрібних карбідів, з наступною їхньою коагуляцією. Це є вирішальним

чинником одержання сталей для глибокої витяжки при відпалі в прохідних печах.

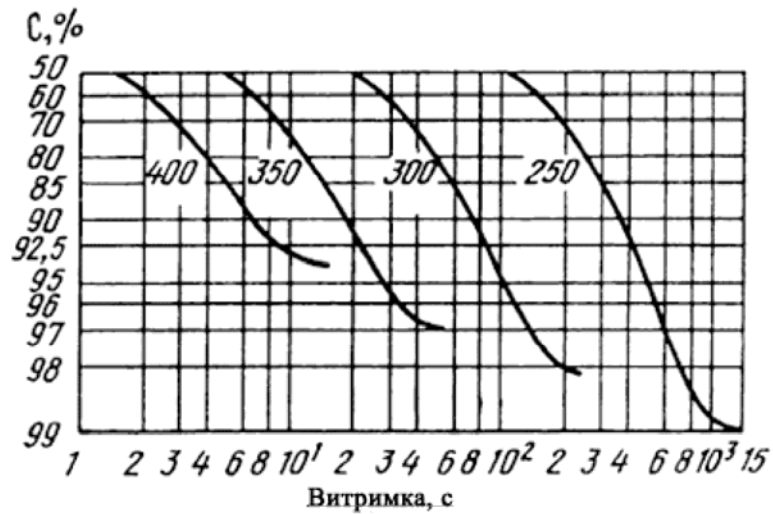


Рисунок 1.13 - Вплив температури ($^{\circ}\text{C}$, цифри у кривих) і тривалості ізотермічної витримки на повноту виділення вуглецю з пересиченого розчину при температурі нагрівання 720°C [1]

Основними факторами, що визначають величину зерна фериту, є температура кінця прокатки й змотування гарячекатаної смуги, а також її хімічний склад. Хімічний склад характеризує чистоту сталі, а температура змотування при оптимальній температурі кінця прокатки визначає величину зерна гарячекатаної сталі. Для росту зерна фериту необхідно прагнути до того, щоб його матриця була вільною від домішок і включень. Сірка й кисень, а також марганець у незв'язаному виді, сприяє утворенню дрібнозеренної структури рекристалізації.

Дія марганцю визначається його кількістю в сталі. Якщо його замало для зв'язування сірки й кисню, сірка може утворювати сульфід заліза, який сприяє утворенню зародків, що, перешкоджають росту зерна. Якщо марганцю більше, чим необхідно для зв'язування сірки й кисню, присутність вільного марганцю також сповільнює ріст зерен. Тому вміст марганцю повинен бути збалансованим.

Вміст алюмінію в сталі повинен бути мінімальним. Киплячі й напівспокійні сталі повинні містити азот не більш 0,002%. Вміст вуглецю не повинний бути вище 0,05 - 0,06%.

Необхідно щоб температура смуги перед згортанням у рулон була вище 690°C. Її вплив особливо сильно позначається на величині коефіцієнта нормальної пластичної анізотропії.

Процес остарювання сталі є відповідальною частиною технології безперервного відпалу, що виключає можливість старіння готового листового прокату в споживача. Процес остарювання прискорюється, стає можливим у ритмі процесу рекристалізації, якщо до смуги прикладене напруження - зокрема напруження згину - у межах 50 - 130 МПа: збільшується швидкість виділення вуглецю із кристалічних ґрат α - заліза. У зв'язку із цим застосовується регулювання натягу смуги між роликami, на яких вона міняє напрямок переміщення.

Відповідно до марочного й розмірного сортаменту холоднокатаних смуг, із властивостями, які необхідні споживачеві, розробляються й застосовуються режими рекристалізаційного відпалення. Типовий режим відпалу наведено на рисунку 1.14.

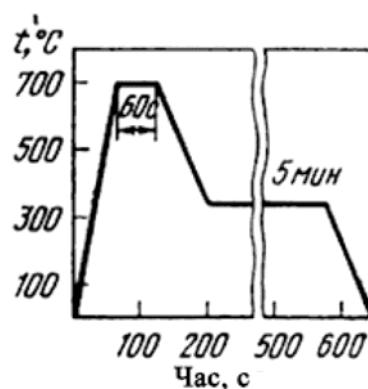
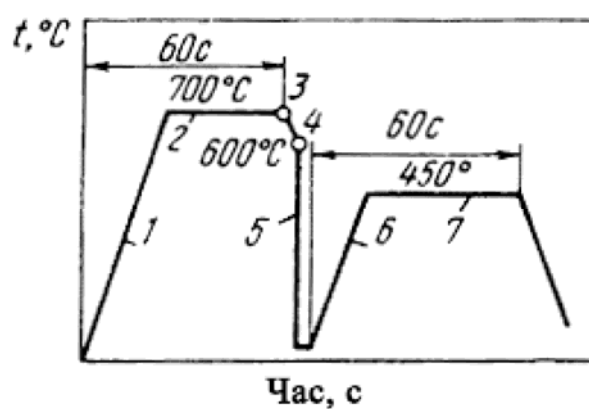


Рисунок 1.14 - Режим безперервного відпалу для промислової лінії

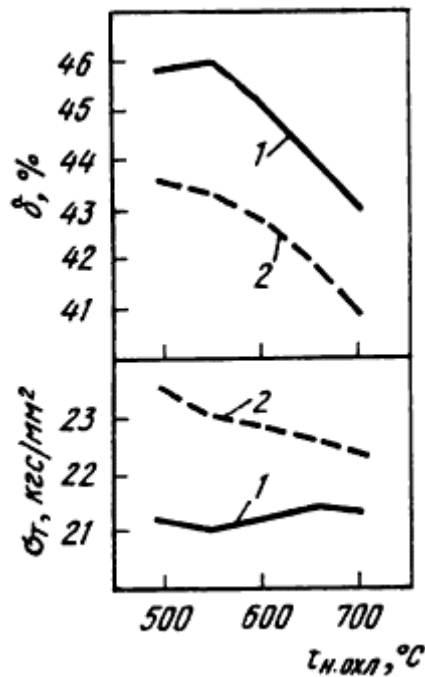
Модернізований режим рекристалізації й остарювання холоднокатаної сталі під час відпалу в прохідній печі, показаний на рисунку 1.15. Особливість цього режиму полягає в тому, що після рекристалізаційного відпалу при

700°C смугу уповільнено прохолоджують до 600°C, а потім різко (зі швидкістю $> 200^{\circ}\text{C}/\text{c}$) - до кімнатної температури. Різке охолодження смуги необхідно щоб ступінь перенасичення твердого розчину вуглецем в α - залізі перед остарюванням виявилася більш високою. У цьому випадку процес остарювання відбувається більш енергійно, з максимальним виділенням карбідів з матриці при часі остарювання більш 30 с і температурі остарювання 350 - 470°C. Однак підвищення температури сталі, від якої починається її швидке охолодження, спричиняє деяке зниження пластичних властивостей, як показано на рисунку 1.16. Викликане це ущільненням дислокацій по границях структур по мірі збільшення ефективності охолодження.



1 - нагрівання; 2 - витримка; 3 -початок уповільненого охолодження;
4 - температура початку швидкого охолодження водою; 5 - охолодження водою;
6 - повторне нагрівання. 7 - остарювання

Рисунок 1.15 - Режим безперервної термічної обробки зі швидким охолодженням смуги до кімнатної температури



1 - після дресирування; 2 - після старіння при 380°C протягом 8 днів

Рисунок 1.16 - Вплив температури початку швидкого охолодження смуги під час рекристалізаційного відпалу холоднокатаної спокійної сталі на її механічні властивості

Але не тільки температура, від якої прискорено проохолоджується метал, є параметром, яким можна керувати властивостями рекристалізованої холоднокатаної смуги. Впливає на властивості смуги й величина швидкості охолодження, особливо на повноту протікання процесу остарювання. При швидкості охолодження смуги більш 200°C/с атоми вуглецю настільки міцно закріплюються в кристалічних ґратах α - заліза, що процес старіння сталі під час її перероблення в споживача вже не може протікати (рис. 1.17).

Схильність холоднокатаної відпаленої смуги до старіння до й після дресирування може бути визначена коефіцієнтом деформаційного старіння. Він визначається збільшенням границі текучості або майданчика плинності при випробуванні стандартних зразків на розтягнення (попередньодеформованих на 10% і старіння при 100°C протягом 4 годин (рис. 1.18).



1 - 10; 2 - 20; 3 - 35; 4 - 200

Рисунок 1.17 - Залежність показника старіння від тривалості остарювання при термічній обробці холоднокатаної смуги з киплячої сталі (витримка при 700°C протягом 30с, температура перестарювання 400°C) при різних швидкості охолодження, $^{\circ}\text{C}/\text{с}$ [150]

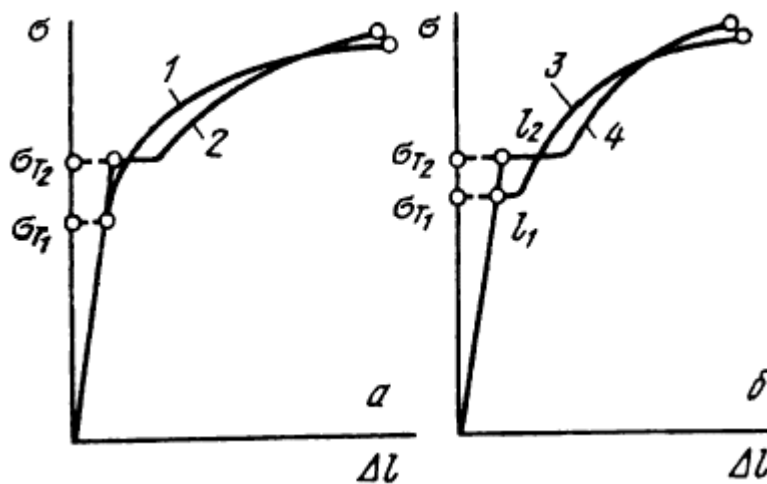


Рисунок 1.18 - Діаграми розтягнення [150]: а - сталь після відпалу й дресування (1) і після розтягнення на 10% і штучного старіння (2). після відпалу без дресування (3) і та ж сталь після старіння (4)

Показник старіння у відпалених смуг з киплячої й напівспокійної сталі, що містить 0,04 - 0,05% вуглецю й 0,2 - 0,3% марганцю становить 10-20

Н/мм²; збільшення довжини майданчика плинності після деформаційного старіння не перевищує 1,5%.

Холоднокатані смуги зі спокійної сталі відпалюють при температурі 750 - 850°C. Проходять до 675°C зі швидкістю 7°C/с, після чого збільшують швидкість охолодження до 100°C/с; остарюють при 400°C протягом 120 с. Після охолодження, дресирування й деформаційного старіння довжина майданчика плинності збільшується на 0,5%.

Високі й стабільні властивості відпаленої в прохідній печі сталі, що містить (%) 0,02 - 0,05C, 0,10 - 0,35Mn, 0,01 - 0,013P, 0,093Al, можна одержати у випадку згортання в рулон відповідних смуг (на ШСГП) при температурі 735 - 760°C (рис. 1.19). Коефіцієнт нормальної пластичної анізотропії досягає 1,8 - 2,0.

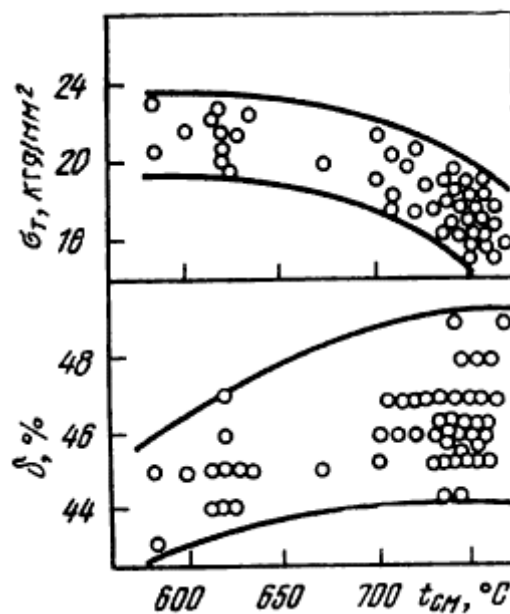


Рисунок 1.19 - Вплив температури згортання смуги зі спокійної сталі на механічні властивості холоднокатаного рекристалізованого металу

Слід ще раз зазначити, що температура й час рекристалізаційного відпалу автомобільної сталі в прохідних печах впливають на якість готової продукції. Підвищення температури відпалу до 850°C зменшує границю

текучості термічно обробленого металу й підвищує показник його видовження. .

Збільшення часу витримки при температурі відпалу поліпшує механічні властивості: оптимальний час лежить в інтервалі 45 - 60 с. Температура початку швидкого охолодження зазвичай встановлюється в діапазоні 650 - 675°C. Нагрівання металу після охолодження до температури остарювання 400°C сприяє зменшенню границі текучості й показника старіння, а також збільшенню подовження сталі.

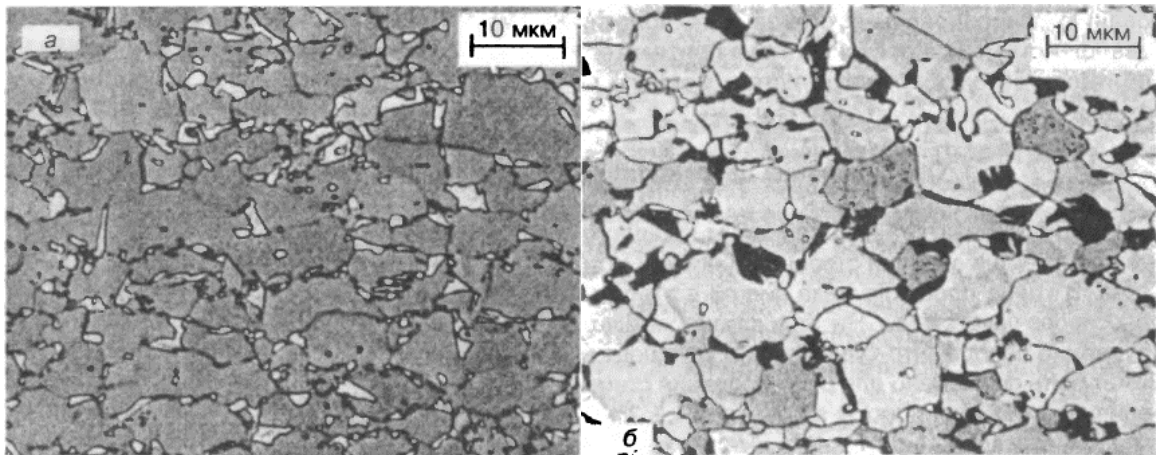
Температура смуги на вході в зону остарювання сталі повинна бути вище 400°C, а на виході із цієї зони прохідної печі нижче 280 - 350°C.

Остарювання протягом 1 хв. при температурі 400°C вистачає для повного виділення вуглецю із кристалічних грат заліза. Враховуючи перепад температур у зоні остарювання - час його збільшують до 2 хв. Якщо загартування смуги у воді заміняють повітряним або газострумінним охолодженням, час остарювання збільшують до 4 - 5 хв.

Останньою технологічною операцією на лініях безперервногорекристалізаційного відпалу є дресирування з обтисненням 0,5-1,0%. Структура оптимально обробленої в прохідній печі двофазної сталі показана на рисунку 1.20, а. У випадку завищення температури остарювання частка мартенситу в сталі помітно зменшується, як це видно із співставлення двох структур (травлення шліфів реактивом Лапера).

Завдання отримання якісного холоднокатаного листа при швидкісному нагріванні вимагає чіткого уявлення про кінетику фазових і структурних перетворень. При швидкісному нагріванні роль багатьох несприятливих факторів проявляється особливо сильно. Більші швидкості нагрівання можуть приводити до одержання дуже дрібного зерна (10-12 бал). Повністю рекристалізовану структуру до температур A_{c1} вдається одержати тільки при швидкостях нагрівання менш за 100°C/с. Тому при відпалі у двофазній γ - α області кінцева структура визначається не тільки рекристалізацією, але й

ходом фазової перекристалізації, а також процесами розчинення й коагуляції виділень надлишкових фаз [20].



аб

Рисунок 1.20- Структура двофазної сталі при оптимальному відпалі (а) і при занадто високій температурі остарювання (б)

Кінетика ж фазових перетворень перебуває в прямої залежності від вихідного стану структури гарячекатаної смуги. При ковпаковому відпалі фазові перетворення регулюються рівноважною діаграмою стану й тому не в такому ступені залежать від структури й фазового складу гарячого підкату. У випадку більших швидкостей нагрівання через гістерезис фазових перетворень і самої рекристалізації процес трансформації структури здійснюється за нерівноважною кінетикою й, поряд зі швидкістю нагрівання, вирішальним чином залежить від структури гарячого підкату, особливо від характеристик виділень надлишкових фаз (типу, кількості, морфології), у тому числі цементиту. Збільшення температури безперервного відпалу вище 850 °C призводить до різкого зниження пластичності (рис. 1.21, а). Це пов'язане зі збільшенням частки аустеніту більш 30 % у процесі фазової перекристалізації $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$, внаслідок чого підсилюється інтенсивність несприятливої для штампування текстури (I_{200}) (рис. 1.21, б). До посилення несприятливої текстури приводить також зниження швидкості нагрівання смуги до 10 °C/сек і менш в інтервалі температур 400-650 °C.

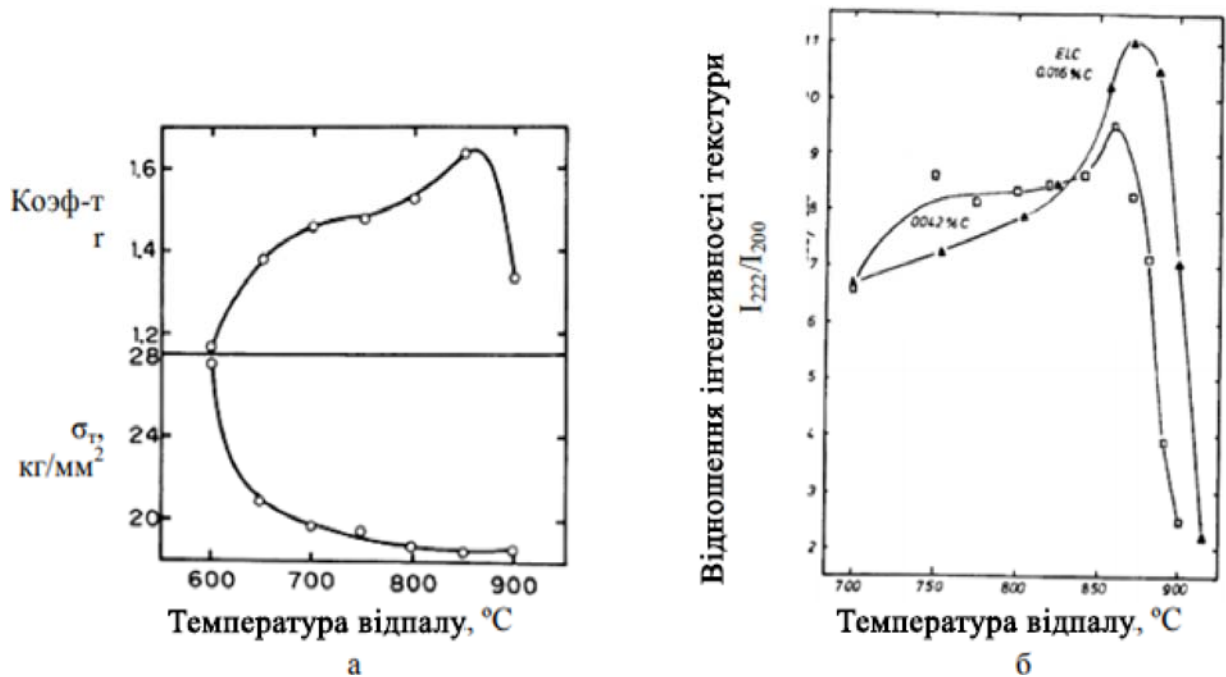


Рисунок 1.21 – Залежність коефіцієнта γ границі текучості (а) і відношення інтенсивності текстури I_{222}/I_{200} (б) від температури безперервного відпалу низьковуглецевої сталі

При охолодженні смуги після нагрівання потрібен тривалий час для поступового виділення розчиненого вуглецю, тобто виділення вуглецю з матриці при охолодженні йде з незначною швидкістю. І якщо при відпалі в ковпаковій печі при тривалому охолодженні (кілька десятків годин) є передумови для максимального виділення вуглецю з матриці, то при безперервному відпалі виходить пересичений вуглецем α -розчин. Елементи впровадження, що присутні у твердому розчині, блокують дислокації, викликаючи старіння сталі: погіршуються пластичні властивості, а також показники здатності до штампування, збільшується міцність. Процес старіння протікає мимоволі від нестійкого, перенасиченого стану сталі, до рівноважного (природне старіння), або в результаті пластичної деформації (деформаційне старіння).

Деформаційне старіння - зміцнення пластично деформованого сплаву осадженням сегрегацій або включень другої фази на дислокаціях - можливо

не тільки в пересичених, але й у ненасичених твердих розчинах [21]. Для деформаційного старіння потрібно, по-перше, певна кількість вільних дислокацій, по-друге, наявність у твердому розчині не менш $2 \cdot 10^{-4} \%$ (по масі) домішкових атомів (C+N), які можуть взаємодіяти з дислокаціями [22]. Рушійною силою деформаційного старіння є зменшення енергії викривлень ґратки матриці при переході розчинених атомів до дислокації, а також зменшення енергії самої дислокації. Для розчинів впровадження основну роль відіграє пружна взаємодія з дислокаціями [22]. Деформаційне старіння приводить до збільшення числа дефектів і сили закріплення дислокацій домішкою. Наслідком цього є зменшення рухливості дислокацій, підвищення характеристик міцності і зниження пластичності матеріалу. Розрізняють кілька стадій старіння (рис. 1.22), а перехід від однієї стадії старіння до іншої не можна розглядати як просте накопичення домішок впровадження в області дислокації, не враховуючи якісних змін самих центрів закріплення. У процесі старіння відбувається перезакріплення дислокацій різними типами атомних угруповань.

Перша стадія - стадія утворення атмосфер Сноєка - закінчується при досягненні умовної щільності атмосфери 1-2 атома на одну атомну площину, що призводить до росту висоти зуба й довжини площини плинності (рис. 1.22), однак кінець площини плинності припадає на відповідну точку діаграми деформації вихідного матеріалу: за майданчиком плинності діаграми збігаються [21]. Це означає, що після відриву блокованих дислокацій від сегрегацій, структура відповідає вихідної (до старіння).

На другій стадії деформаційного старіння - стадії утворення конденсованих атмосфер – може бути досягнута щільність до 50 атомів на одну атомну площину, перпендикулярну осі дислокації, при цьому границя текучості продовжує рости, але довжина майданчика плинності не міняється. Діаграма піднімається вище, зберігаючи паралельність діаграмі неостареного матеріалу (рис. 1.22). Це пов'язане з тим, що блоковані дислокації не звільняються при наступній деформації й відіграють роль «лісу» [21]. На

другій стадії спостерігається явище повернення, що може бути пов'язане з розміщенням домішкових атомів у позиціях з меншою енергією зв'язку.

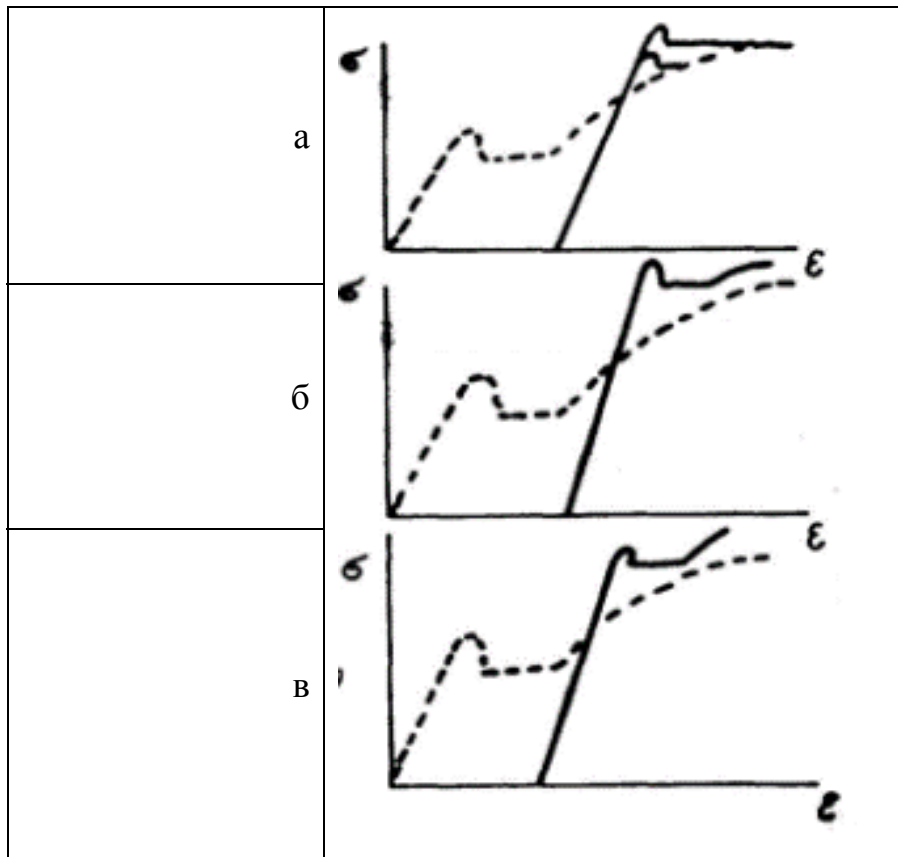


Рисунок 1.22 – Зміна діаграми деформації на різних стадіях деформаційного старіння

На третій стадії утворюються виділення фази, що має свої ґрати й границю розділу з матрицею. На цій стадії спостерігається максимальне зміцнення й зниження пластичності [22], діаграма за майданчиком плинності стає крутіше (рис. 1.22, в). Дислокації обходять виділення, залишаючи навколо них петлі, при цьому дислокаційна структура ускладнюється й модуль зміцнення зростає. На цій стадії можуть зменшуватися висота зуба й довжина майданчика плинності, що викликане концентрацією напружень у локальних ділянках близько мікрovidілень.

Завершальною стадією деформаційного старіння, що досягається при певних концентраціях і температурах старіння є перестарювання, у процесі якого виділення коагулюють, властивості міцності зменшуються [22].

Ефект зміцнення при деформаційному старінні визначається співвідношенням між щільністю вільних дислокацій і концентрацією домішок впровадження. При $(C+N) > 10^{-3}\%$ збільшення щільності дислокацій призводить до росту зміцнення від деформаційного старіння. При $(C+N) < 10^{-3}\%$ збільшення щільності дислокацій зменшує щільність домішок на дислокаціях й тим самим міцність матеріалу. Щільність дислокацій залежить від ступеня й схеми деформації, а також від розміру зерна. При деформації дрібнозеренного заліза приріст щільності дислокацій $\Delta\rho$ більше, ніж при деформації грубозеренного.

При високій концентрації розчину впровадження ($2 \cdot 10^{-3} \%$ і вище) старіння веде до значного зміцнення ($\Delta\sigma_T = 30-70$ МПа) і появи площини плинності, що означає для автолистової сталі збільшення браку по розривах і появи ліній зсуву при штампуванні. Це ускладнює або унеможливорює процес штампування регламентованими зусиллями пресів, тим більше, що, виготовлення деталей кузова здебільшого виконується, згідно з технологією, у дві - три операції. Тому сталь, здатна остарюватись, у принципі не придатна для виготовлення деталей кузова автомобіля. Коли концентрація C і N у твердому розчині мала, і значну роль відіграє «зворотне» розчинення карбонітридів, старіння менш небезпечне, тому що воно не приводить до появи ліній зсуву на поверхні листа при штампуванні [23]. Таким чином, у випадку безперервного відпалу автолистової сталі операція перестарювання веде до поліпшення механічних властивостей і до зменшення схильності до старіння за рахунок виділення із твердого розчину вуглецю й азоту. Час перестарювання, необхідний для отримання стабільних фізико-механічних властивостей смуги, повинен становити близько одної години. Такий тривалий час перестарювання непридатний для ліній безперервної термічної обробки смуги. Проведені дослідження із впливу тривалості перестарювання

під напруженням згину на механічні властивості смуги, показали, що перестарювання смуги з напівспокійної сталі дає значний ефект вже після витримки протягом двох хвилин і завершується повністю протягом п'ятихвилин [24]. Тобто, фактор напруження при деформації нагрітої смуги (до 350-450°C) значно впливає на виділення карбідів із твердого α -розчину й, отже, на пластичні властивості відпаленої листової сталі.

Великий вплив на виділення вуглецю із твердого розчину й морфологію утвореного цементиту, отже, і на комплекс механічних властивостей, завдають температури початку прискореного охолодження й перестарювання (рис. 1.23). Уповільнене охолодження смуги до 600 °C перед прискореним охолодженням призводить до зниження границі текучості й підвищенню відносного видовження сталі (рис. 1.23, а). При цьому підвищення температури перестарювання вище 500 °C не доцільно.

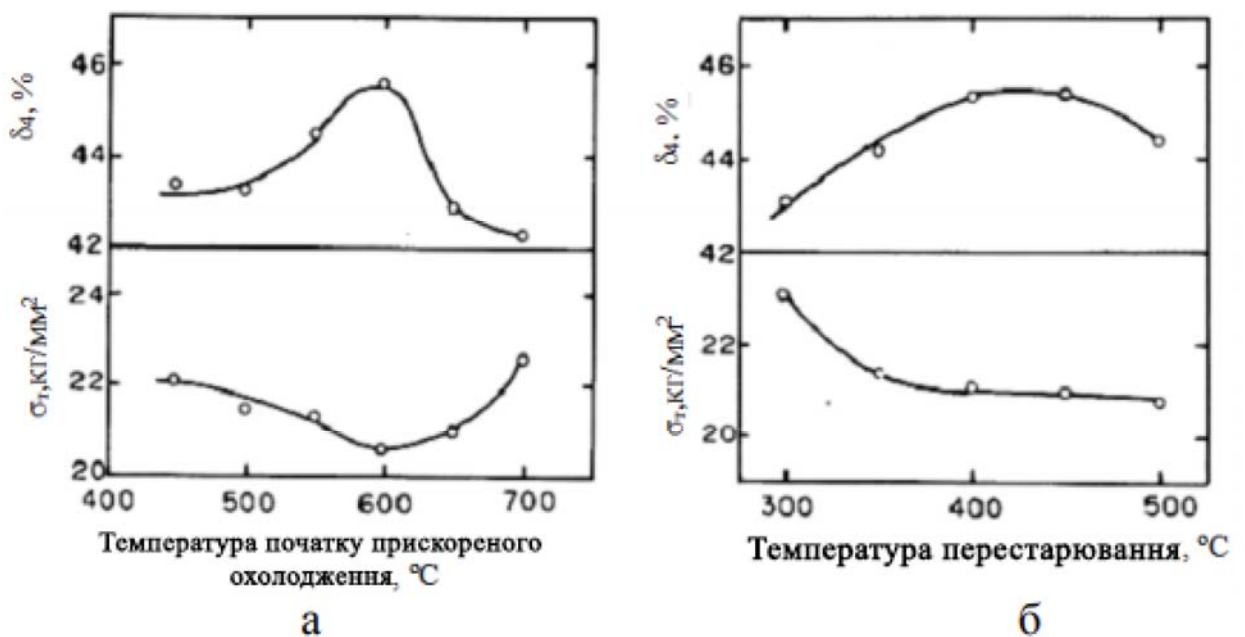


Рисунок 1.23 - Вплив на комплекс механічних властивостей температури початку прискореного охолодження (а) і перестарювання (б)

Встановлено [24], що для одержання високої здатності до штампування сталі при відсутності схильності до старіння швидкість охолодження смуги від температури відпалу повинна перебувати в діапазоні 5-30°C/с. Таке різке

охолодження нагрітої смуги необхідно, щоб ступінь перенасичення твердого розчину вуглецю в α -залізі перед перестарюванням по можливості була більш високою. При цьому позитивним фактором є можливість переохолодження смуги перед перестарюванням у лініях АНВ.

На рисунку 1.24 представлена схема безперервного відпалу із зазначенням основних процесів, що відбуваються в низьковуглецевій сталі під час безперервної термічної обробки. Зміна вмісту розчиненого вуглецю під час термічної обробки в агрегаті АНО і його відхилення від рівновагових значень презентовано на рисунку 1.25.

Таким чином, одержання стабільних фізико-механічних властивостей сталі, призначеної для глибокої витяжки, при безперервному відпалі можливо за рахунок застосування ряду технологічних прийомів: використання високої температури змотування для зв'язування азоту в AlN і формування великих виділень цементиту в підкаті, використання високої температури відпалу (вище A_{C1} , але нижче A_{C3}) для повного проходження рекристалізаційних процесів і формування великого феритного зерна (7-8 бал), а також використання оптимального режиму прискореного охолодження й перестарювання для максимального виділення вуглецю із твердого розчину.

При цьому, великий вплив на комплекс механічних властивостей виявляють виділення нітриду алюмінію, цементиту, а також сульфїду марганцю. Причому значне підвищення здатності до штампування сталі при відсутності схильності до старіння можливо за рахунок керування розміром і морфологією зазначених виділень на всіх стадіях виробництва.

Термомеханічна обробка (ТМО) полягає в збільшенні зовнішніх деформівних зусиль при мінливій або постійній температурі оброблюваного матеріалу, що приводять до безпосереднього або спадкоємного розвитку дефектів кристалічної будови, які змінюють кінетику й термодинаміку структурних і фазових перетворень.



Рисунок 1.24 – Структурні зміни й зміна змісту розчиненого вуглецю в процесі безперервної термічної обробки

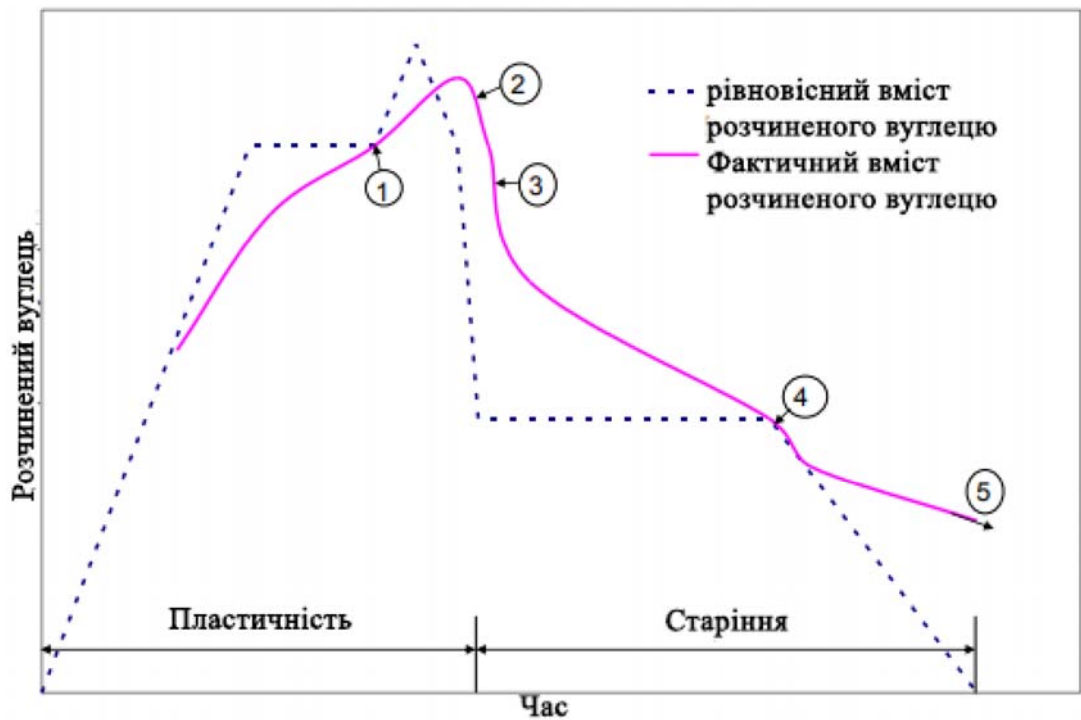


Рисунок 1.25 – Зміна вмісту розчиненого вуглецю з часом і його відхилення від рівновагових значень

У результаті нерівноважних процесів можуть бути отримані структурні метастабільні стани полікристалічних матеріалів, що забезпечують його унікальні фізико-механічні властивості. Усі види сполученого деформаційно-термічного впливу на метал мають одну важливу особливість: фізичні процеси формування структури протікають в умовах утворення, зникнення й перерозподілу дефектів кристалічних ґрат, викликаних не стільки термічним впливом, скільки деформаційним [25].

ТМО прокату є найбільш ефективним способом підвищення його механічних властивостей і являє собою сукупність операцій деформації, нагрівання й охолодження в різній послідовності, у результаті яких формується структура сталі. Формування остаточної структури сталі відбувається в умовах підвищеної щільності недосконалостей будови, створених пластичною деформацією. Завдяки цьому при ТМО вдається досягти більш високого зміцнення, ніж при звичайному гартуванні.

На сьогодні відомі два основні способи термомеханічної обробки:

- високотемпературна термомеханічна обробка (ВТМО);
- низькотемпературна термомеханічна обробка (НТМО).

Деформацію при ВТМО здійснюють вище порога рекристалізації, а це значить, що рекристалізація йде досить інтенсивно: продеформували аустеніт — зерна його витягнулися, дислокації усередині них розмножилися, і під час міждеформаційної паузи замість старих деформованих зерен народилися й вирости нові рекристалізовані. Потім метал знову продеформували, знову зародилися рекристалізовані зерна, і так далі – до останнього проходу, як і при звичайній прокатці.

Після останнього проходу, який також здійснюється вище порога рекристалізації, необхідно здійснити негайне загартування, щоб зафіксувати стан аустеніту, отриманий після деформації, – підвищену щільність

дислокацій із присутністю особливої конфігурації дислокацій типу полігональної субструктури усередині зерен аустеніту. При цьому заготовки відразу після закінчення гарячої деформаційної обробки можуть піддаватись загартуванню без спеціального нагрівання, використовуючи тільки теплоту металу після гарячого деформування.

Саме в цьому й полягає особливість ВТМО – зафіксувати цей стан за рахунок негайного загартування. У сталях, аустенітна структура, отримана у результаті деформації й негайного загартування, успадковується мартенситом, а у сплавах аустенітного класу (типу нержавійки або жароміцного сплаву), то ми просто отримуємо аустеніт з успадкованою дислокаційною структурою й розчиненими всередині нього атомами легувальних елементів (пересичений твердий розчин).

У випадку сталей після загартуванням іде низькотемпературне відпускання мартенситу, а у випадку аустенітних сплавів – старіння.

Таким чином, досягається економія палива, скорочується час одержання готової продукції, підвищуються механічні властивості, а також зменшується чутливість сталі до концентрації напружень і збільшуються міцність, пластичність, ударна в'язкість і жароміцність сталі. До того ж забезпечується великий запас пластичності й краща конструктивна міцність [26].

Також однією з переваг ВТМО є те, що межа міцності підвищується в 1,5- 2 рази в порівнянні з міцністю при роздільній обробці тиском і термообробці.

Звичайно ж, треба розуміти, що обмеження вносить розмірний фактор: дуже важко різко остудити прокат великого перетину й забезпечити протікання рекристалізації у внутрішніх шарах, де й температура більше, чим на поверхні, і швидкість охолодження менше.

Сьогодні широко освоєні різні схеми ВТМО в першу чергу при виготовленні таких виробів, як листовий і сортовий прокат (коло, квадрат,

смуга). Зміцненню ВТМО піддаються також звичайні середньовуглецеві сталі, хоча ефект зміцнення в цьому випадку виходить меншим.

2 МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕННЯ

2.1 Матеріали для порівняльних досліджень

На підставі літературних даних [27, 28], серед багатьох марок сталей, які випускають вітчизняні та закордонні промисловості, визначили номенклатуру легованих сталей, які в тих чи інших випадках використовують для виготовлення деталей, які працюють в умовах високотемпературного окислення. Експлуатаційні характеристики сталі 08Х8СЮТч оцінювали в порівнянні з такими сталями як 08Х18Т1 та 12Х18Н10Т.

Хімічний склад цих сталей наведено в таблиці 2.1.

Таблиця 2.1 – Хімічний склад сталей 12Х18Н10Т, 08Х18Т1, 08Х8СЮТч

Марка сталі	Вміст елементів (% мас.)							
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Ti
12Х18Н10Т	≤0,11	≤0,43	≤0,56	≤0,03	≤0,009	18-20	9 – 11	≤0,81
08Х18Т1	≤0,08	≤0,33	≤0,54	≤0,03	≤0,009	17-19	≤0,35	≤0,60
08Х8СЮТч	≤0,08	≤0,60	1,3–1,0	≤0,035	≤0,020	7,0-8,5	≤0,60	0,3–0,6

Для оцінки впливу хімічного складу хромистих сталей на фазовий склад були використані сталі марок 03Х3СЮ, 03Х8СЮВФМБ та 08Х8СЮТч, хімічний склад нових сталей наведено в таблиці 2.2.

Таблиця 2.2 – Хімічний склад сталей 03Х3СЮ, 03Х8СЮВФМБ

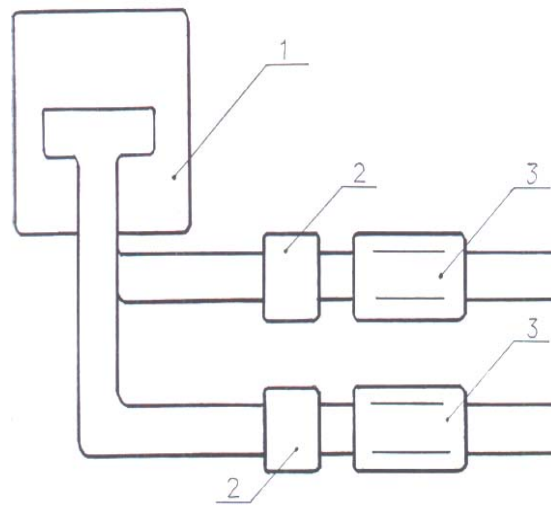
Марка сталі	Вміст елементів (% мас.)								
	C	Cr	Si	Al	W	V	Mo	Nb	Fe
03Х3СЮ	0,03	3,6	1,2	0,57	-	-	-	-	решта
03Х8СЮВФМБ	0,028	8,1	1,05	0,63	0,55	0,47	0,55	0,57	решта

2.2 Дослідження жаростійкості

Виготовлення зразків, їх підготовку та обробку результатів проводили згідно з ГОСТ 6130 – 71.

Порівняльні випробування жаростійкості в повітряному середовищі проводили при температурі 700 °С та витримці 2000 годин. Для кожного виду випробування готували по 5 зразків розміром 50×25×1,4 мм.

Порівняльні випробування жаростійкості в середовищі відпрацьованих газів автомобілю виконували на спеціальній установці, яка уявляє з себе стенд на базі карбюраторного двигуна автомобіля ЗІЛ – 130 з підключеною до нього контролюючою апаратурою (рис. 2.1).



1 – двигун; 2 – місце установки пристосувань зі зразками; 3 – нейтралізатори

Рисунок 2.1 – Схема установки для випробувань зразків на жаростійкість в продуктах горіння автомобільного палива

Зразки встановлювали в спеціальне пристосування касетного типу, яке розташовувалось в випускний колектор двигуна. Режим випробування – періодичний з загальною тривалістю 200 годин.

Для прогнозування жаростійких властивостей сталі за параметричним методом проводили випробування жаростійкості при температурах 550, 700, 850 °C та постійному часі витримки – 100 годин, а також при постійній температурі – 700 °C та витримках 100, 500, 1000, 2000 годин в повітряному середовищі.

Щоб судити про жаростійкість металів, необхідно уміти правильно розраховувати характеристики цієї властивості металів.

Слід зазначити передусім, що доки не існує задовільної термінології в галузі жаростійкості металів. Зазвичай кількісно жаростійкість металів рекомендується описувати так званими «показниками корозії». Більш підходящим терміном є «характеристики корозії», а в розглядаємій приватній галузі корозійних процесів – «характеристики жаростійкості».

Глибинний показник корозії Π пропонується для характеристики глибини корозійного руйнування металу за певний час. Рекомендується виражати його одиницею виміру - мм/рік. Отже, під глибинним показником корозії розуміється середня її швидкість, що обчислюється в певних одиницях.

Негативний показник зміни маси металу:

де $(m_0 - m)$ - втрата маси металу за час випробування t , яка визначається за різницею початкової маси m_0 і маси металу після видалення продуктів корозії m ;

S - поверхня металу, що піддалась окисленню.

Позитивний показник зміни маси металу :

де $(m_0 - m)$ – збільшення маси металу за час t , викликане утворенням плівки оксидів.

З цих виразів виходить, що обидва показники зміни маси, що кількісно виражають зміну маси металу, віднесену до одиниці часу і одиниці поверхні, характеризують так само як і глибинний показник, швидкість корозійного

процесу. Тому між показниками Π і K існує зв'язок і вони можуть бути перераховані один в іншій за наступною формулою:

$$K = \frac{\Pi}{\rho}$$

$$\rho$$

де ρ – щільність металу;

K – вимірюється в $\text{г}/(\text{м}^2 \cdot \text{ч})$,

ρ – в $\text{г}/\text{см}^3$, а Π – в $\text{мм}/\text{рік}$.

Рекомендуються для використання на практиці показники корозії, що називаються, як і Π , глибинними (ГОСТ 6130-71), але вони не відносяться до одиниці часу і, отже, не характеризують швидкість корозії. Таким показником є глибина проникнення корозії:

$$h = \frac{\Delta q}{\rho \cdot 100} ,$$

де Δq - зменшення маси, віднесене до одиниці площі окисленої поверхні металу, мг/см²;

ρ - щільність металу, г/см³.

Розрахована за цією формулою глибина проникнення корозії виражається в міліметрах.

Величину глибини проникнення корозії по ГОСТ 6130-71 рекомендується також обчислювати за експериментальними даними, які характеризують збільшення маси металу :

$$h = \frac{C \cdot \Delta q'}{\rho \cdot 100} ,$$

де $\Delta q'$ - збільшення маси, віднесене до одиниці площі окисленої поверхні металу, мг/см²;

C - коефіцієнт, що характеризує співвідношення величин збільшення і зменшення маси цього металу :

В той же час глибину проникнення корозії рекомендується визначати не лише розрахунком, але і безпосереднім визначенням зміни розмірів металевого зразка, якщо це можливо.

В роботі використовувалась методика, яка базується на визначенні від'ємного показника зміни маси.

2.3 Металографічний аналіз

Для металографічних досліджень структури матеріалів вирізали зразки розмірами 25×10×3 мм. Мікрошліфи виготовляли із зразків, які були вирізані паралельно напрямку прокатки. Після шліфовки їх механічно полірували та щавили в реактиві Вілелла. Дослідження мікроструктури проводили на мікроскопі МІМ – 8М при збільшеннях ×200.

2.4 Мікрорентгеноспектральний аналіз

В процесі високотемпературного окислення жаростійких матеріалів відбувається інтенсивна зустрічна дифузія легуючих елементів та корозійних агентів з утворенням оксидних плівок. Склад та властивості цих плівок визначають жаростійкі властивості цих матеріалів.

В виду малих товщин, оксидних плівок, які утворилися на зразках із сталі 08X8CЮТч, для їх вивчення використовували метод точкового мікрорентгеноспектрального аналізу. В роботі використовували спеціально підготовленні зразки, які пройшли термічну обробку при температурах 550 – 850 °С та витримках від 100 до 1000 годин. Випробування проводили на мікроаналізаторі MS-46 фірми „Самеса” при пришвидшених напруженнях 13, 20, 23 кВ та струмі 10, 20, 30 мкА.

2.5 Випробування корозійної стійкості

В роботі проводили польові випробування та випробування пришвидшеним методом в камері сольового туману.

Для проведення польових випробувань, згідно ГОСТ 9.905 – 82 із листа сталей готували зварні зразки розмірами 150×100×1,5, які отримані дуговим електрозварюванням в середовищі вуглекислого газу без присадочного матеріалу. У випробуванні приймали участь по 5 зразків кожного виду.

Підготовлені зразки підвішували на спеціальні рами, які виключали їх безпосередній контакт та експанували протягом 5 років. Кожні 6 місяців розташування рам зі зразками довільно змінювали відносно напрямків

(південь, північ, захід, схід). Зміну розташування рам проводили з метою виключення впливу вітру. Для обліку зміни зовнішнього вигляду зразків під час випробувань вели журнал спостережень, де кожні 3 місяці фіксували зміни зовнішнього вигляду кожного зразка. Випробування проводились в м. Запоріжжя, атмосфера якого згідно з ГОСТ 0.096 – 84 визначається як міська промислова.

За результатами випробувань проводили якісну оцінку корозійної стійкості.

З метою отримання оцінки корозійної стійкості в більш агресивних умовах проводили пришвидшені випробування в камері соляного туману (КСТ). Камера уявляє з себе герметичний резервуар об'ємом $0,25 \text{ м}^3$, який має пристрій для закачування та розпилення робочого розчину, підігрівачі, витяжний пристрій та контрольно-вимірювальну апаратуру. В якості робочого розчину використовували 5-ти % розчин NaCl з добавкою $0,25 \text{ г/дм}^3$ оцету як катодного деполяризатора, який підтримує постійне значення $\text{pH} = 3,1\text{--}3,3$. температуру в КСТ під час випробувань підтримували на рівні 35°C , вологість – 100 %, час випробувань – 300 годин.

Випробовували ті ж матеріали, із листа яких готували зразки розмірами $50 \times 50 \times 1,5$. Зразки рівномірно розподіляли за об'ємом КСТ, виключаючи торкання один одного. Через кожні 30 годин, для усереднення результатів, зразки довільно розташовували за об'ємом камери. Середовище, яке створене в КСТ, згідно ГОСТ 9.906 – 84 визначається як приморська атмосфера тропічного району і відноситься до найбільш агресивному типу атмосфер.

По закінченню випробувань також проводили якісну оцінку корозійної стійкості матеріалів.

2.6 Випробування на ділатометрі Шевенара

Нагрівання супроводжується термічним розширенням, яке пов'язано із збільшення міжатомної відстані в кристалічній ґратці металів і сплавів. Різниця питомих об'ємів фаз і структур також супроводжується розширенням або стискуванням. Розширення або стискування за рахунок фазових перетворень часто превалює над змінами об'єму за рахунок термічного впливу. В зв'язку з цим при температурах фазових перетворень спостерігається стрибкоподібна зміна об'єму, лінійних розмірів і коефіцієнта розширення. Це дозволяє виявити температури фазових перетворень (критичні точки), об'ємні ефекти, які при цьому спостерігаються, розрахувати коефіцієнти термічного розширення.

Вивчення лінійних змін (довжини) зразків проводиться за допомогою спеціальних приладів - ділатометрів, а метод дослідження одержав назву ділатометричного. В сучасній дослідницькій практиці найбільше розповсюдження знайшли оптичні кварцові ділатометри.

Кварцові ділатометри використовують до температури 1100°C. Для кращого виявлення навіть незначних лінійних ефектів фазових перетворень оптичні ділатометри, як правило, працюють за диференціальною схемою. З цією метою вони комплектуються набором головок, котрі дозволяють в тому числі змінювати збільшення по координатним осям.

Для компенсації термічного розширення зразка, котре може приховати невеликі ефекти фазового перетворення, використовують еталони. При визначенні КТР заліза, нікелю і їх сплавів застосовують еталон із сплаву пірос.

Одним з найбільше розповсюджених в заводських лабораторіях приладів для визначення критичних точок і коефіцієнта термічного розширення є ділатометр Шевенара (рис. 2.2).

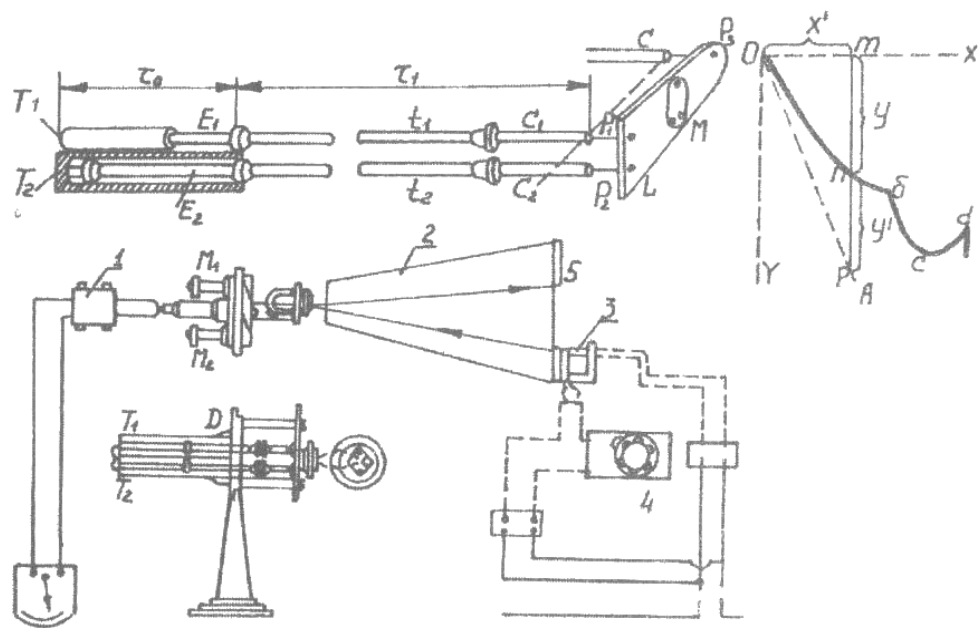


Рисунок 2.2 - Принципова схема ділатометра Шевенара

Прилад має дві основні частини: головку і реєструючий апарат (фотокамера). В головці ділатометра є дві кварцові трубки T_1 і T_2 . Один її кінець впаяний у фланець, котрий пригвинчується гвинтами M_1 і M_2 до металевої підставки. В трубку T_1 вміщується еталон E_1 , а в трубку T_2 зразок, який досліджується. Розмір еталону і зразка: діаметр 3,5 мм, довжина 50 мм. Основне призначення еталону компенсувати повністю або частково термічне розширення зразка. При цьому краще помітити наявність фазового перетворення.

Зразок і еталон одним кінцем спираються в закриті кінці кварцових трубок T_1 і T_2 , а другим - в кварцові стрижні (t_1 і t_2). Термічне розширення зразка і еталона при нагріванні передається кварцовим стрижням t_1 і t_2 і металевим стрижням C_1 і C_2 із сплаву інвар і далі рухомим опорам P_1 і P_2 оптичного важеля L , на котрому укріплено увігнуте дзеркальце M . Оптичний важіль L виконаний у вигляді металевої пластинки з трьома гострими виступами, які розташовані по вершинам прямокутного трикутника. Два вістря спираються на рухомі стрижні C_1 і C_2 , а третє на нерухомий стрижень C . При розширенні зразка або еталона оптичний важіль L під їх тиском відходить від свого початкового положення при їх скороченні - рухається в

зворотному напрямку під дією пружини. Попередньо на трубки T_1 і T_2 з еталоном і зразком насувається трубчата піч, яка рухається на полозках.

Перед початком досліду головку ділатометра з боку дзеркальця присувають до камери. З другого кінця камери від електричної лампочки направляється через діафрагму пучок світла. Після проходження через лінзу він попадає на дзеркальце головки ділатометра і, відбившись від нього, утворює на матовому склі 5 світлову точку. При нагріванні зразок і пірос розширюються і тим самим через всю рухому систему приводять до руху дзеркальце. Світлова точка при цьому зміщується.

Досліджувані зразок і еталон розширюються в більшості випадків по різному і в зв'язку з цим світлова точка від кожного з них рухається в протилежні боки (рис. 2.2). Тому крива, яку описує світлова точка при спільному розширенні еталона і зразка буде мати складний характер, котрий визначається різницею їх коефіцієнтів розширення.

Методика визначення коефіцієнта температурного лінійного розширення:

Перед початком роботи необхідно:

- помістити в верхню трубку еталон, а в нижню зразок, який випробується;

- тупими кінцями кварцових стрижнів пересунути еталон і зразок до упору в самі кінці кварцових трубок (для уникнення пошкодження дна кварцових трубок переміщення зразка і еталона шляхом нахилу трубок категорично забороняється);

- вістря кварцових стрижнів помістити в заглиблення, які є в металевих стрижнях. За допомогою гвинтів M_1 і M_2 приєднати фланець до корпусу металевої підставки;

- дзеркальце M разом з оптичним трикутником помістити на рухомі важілі P_1 P_2 і нерухомий важіль P_3 ;

- за допомогою гвинтів, які є на опорах P_1 і P_2 , установити дзеркальце так, щоб світлова точка на матовому склі знаходилась в лівому верхньому

куту екрана. Для зняття ділатограми матове скло можна замінити фотокасею з плівкою або наклеїти на матове скло прозору кальку. В цьому випадку відмітити олівцем початкове положення світлової точки. Для відкреслення лінії ОА за допомогою гвинта опори Р1 змістити світлову точку вниз, олівцем зафіксувати її положення і потім повернути на початкове місце;

-електричну піч по полозкам насунути на кварцові трубки.

Ввімкнути піч тумблером "ОГеп". Наявність роботи печі контролюється по відхиленню стрілки амперметра.

В процесі роботи печі іде розігрівання зразка з еталоном і їх довжина змінюється. При цьому світлова точка переміщується. Для фіксації переміщення світлової точки і отримання лінії необхідно через кожні 2...3 мм ставити олівцем крапки. Розігрівання проводиться до температури 1000°C. Після цього піч пересувається по полозкам в ліве крайнє положення, і зразок з еталоном охолоджується на повітрі. Фіксується траєкторія руху світлової точки і записується ділатометрична крива охолодження. За допомогою градуїрочної лінійки, яка відповідає даній ділатометричній головці 814, отриману ділатометричну криву градуують по осям Х (температура) і У (зміна довжини). При градуюванні враховують початкову температуру зразка (близько 20°C). По перегинам на ділатометричній кривій судять про наявність критичних точок.

Коефіцієнт лінійного розширення можна визначити в температурних областях, в яких не відбуваються фазові перетворення. Різниця видовжень еталона і зразка:

$$\Delta n = \Delta m - \Delta p.$$

Відрізок Δm пропорційний розширенню еталона, Δp - видовженню зразка.

Середній коефіцієнт розширення зразка $\alpha_{зр}$ при використанні диференційної схеми розраховують по формулі (для Fe_{α} "-", для Fe_{γ} "+")

де- середній коефіцієнт розширення еталона;

- середній коефіцієнт розширення кварцу;

K_1, K_2 - коефіцієнти оптичного збільшення приладу по координатним осям X і Y;

dy, dx - розміри катетів в мм прямокутного трикутника на ділатограмі в температурному інтервалі, де розраховується .

Визначення середніх коефіцієнтів в інтервалі температур має сенс лише в тому випадку, якщо та чи інша частина ділатограми близька до прямої лінії. Коефіцієнти термічного розширення еталону із сплаву пірос наведені в табл. 2.3.

Коефіцієнт термічного розширення кварцуміж 0 і 1000°C дорівнює $0,55 \cdot 10^{-6}$ 1/град. Коефіцієнти збільшення K_1 і K_2 по координатним осям X і Y для ділатометричної головки SN відповідно дорівнюють 145,3 і 319,25.

Таблиця 2.3 - Значення коефіцієнта термічного розширення матеріала еталона (піроса), $\cdot 10^{-6}$

t, °C	0	50	100	150	200	250	300	350	400	450
1/град	12,8	13,05	13,25	13,35	13,55	13,71	13,95	14,47	14,45	14,7
t, °C	500	550	600	650	700	800	900	1000	1100	
1/град	14,9	15,18	15,41	15,65	15,87	16,31	16,74	17,14	17,50	

Під час роботи ділатометра, починаючи з моменту виведення на робоче місце світлового зайчика, прилад необхідно оберегати від різких струсів

Таким чином, при дослідженні експлуатаційних властивостей матеріалу використовувались стандартні методики, що забезпечило

порівняння отриманих результатів з результатами, які були отримані в інших роботах. Порівняльні методи випробувань жаростійкості, корозійної стійкості сталей дозволило визначити їх переваги та недоліки.

3 АНАЛІЗ ОТРИМАНИХ РЕЗУЛЬТАТІВ

За роки існування комбінату «Запоріжсталь» на ньому виготовлялось достатньо широка номенклатура листового прокату. При цьому гарячекатаний матеріал здебільшого використовувався не як товарна продукція, а як напівфабрикат для подальшого виготовлення холоднокатаного листа. Найбільш розповсюджені марки сталей, що виготовлялися були такими: 08кп (автолист), 08Ю, сталь 10, 08пс, 08сп, 30ХГСА (конструкційні матеріали).

Вагому частину у загальному обсязі металопродукції складала продукція у вигляді холоднокатаного листа із неіржавіючих марок сталей, як феритного, так і аустенітного класів: 08Х18Т1, 12Х18Н10Т. Ця металопродукція термооброблялася як у ковпакових печах, так і у прохідних роликівих печах безперервної дії. У виготовленні такої продукції було задіяно декілька потужних виробничих підрозділів ЦХП-1, ЦХП-3, ЦГПТЛ. Нажаль, на сьогодні, марки корозійностійких сталей вилучені із номенклатури продукції комбінату «Запоріжсталь», проте кафедрою фізичного матеріалознавства ЗНТУ проведено низку досліджень сталей призначених для виготовлення продукції із холоднокатаного листа шляхом штампування та зварювання. Це стосується в першу чергу теплонапружених виробів автомобільної промисловості, харчової промисловості, сільськогосподарської тощо. Були розроблені такі марки як 08Х8СЮТч, 03Х3СЮ, 03Х8СЮВФМБ. При цьому визначалися не тільки їх структура та властивості, як експлуатаційні так і фізико-механічні, а і технологічність при повному циклі перероблення в умовах комбінату.

В даній роботі за методиками зазначеними у другому розділі аналізувалися дані щодо мікроструктурних досліджень, досліджень фізико-механічних показників, експлуатаційні характеристики тощо.

3.1 Металографічний аналіз

Виходячи з балансу легувальних елементів у складі лабораторних плавов різних марок сталі, структура їх металу була феритною або напівферитною. Тому важливим моментом є дослідження зміни фазового складу структури цих плавов при наступному їх нагріванні й охолодженні. Дослідження проводили при розгляді структур зразків, що пройшли гартування у воді, з температур 800-1200 °С, через кожні 100°С, з наступним відпуском при 400 °С. У базовій марці сталі 08Х8СЮТч α - γ - перетворення не виявлено. Збільшення температури нагріву призводило лише до зростання феритного зерна. По всіх зернам рівномірно розподілені включення карбонітридної фази (рис.3.1)

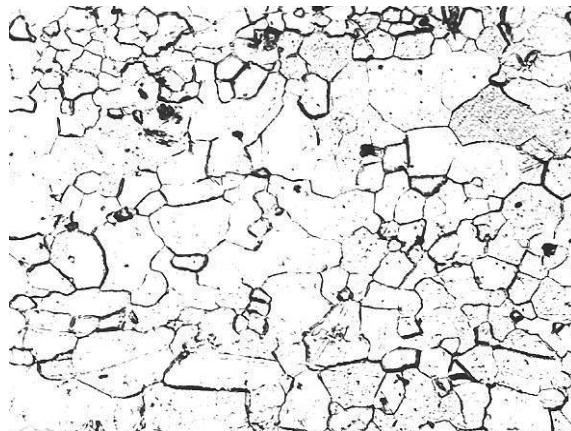
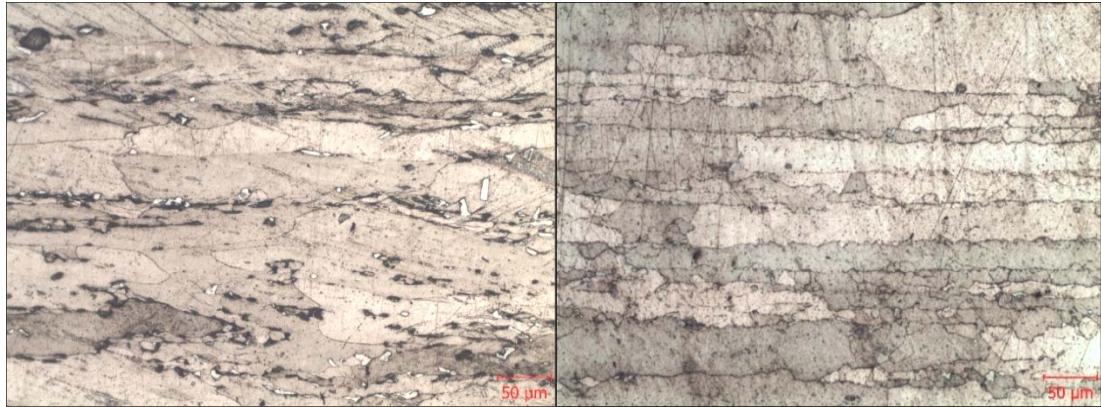


Рисунок 3.1 – Структура сталі 08Х8СЮТч при гартуванні 950°С, х200

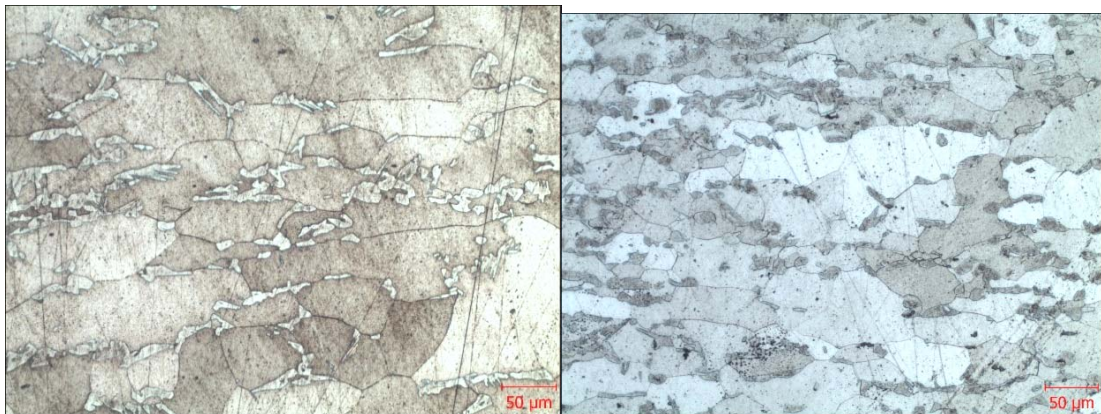
Що стосується сталі марки 03Х3СЮ, то структурні дослідження проводили на гарячекатаних зразках дослідної сталі розмірами 30×20×4,5 мм та холоднокатаних зразках розмірами 30×20×1,5 мм. Вивчення фазового складу структури зразків проводили металографічним методом після нагріву при температурах 870-1000°С, витримка 1 хвилина на 1 мм перерізу з охолодженням у воді.

Мікроструктуру зразків після гарячого деформування та різних температур рекристалізації представлено на рис. 3.2.

Після гарячого кування зливків у структурі спостерігаються сліди смугастості (рис. 3.2, а).



аб



вг

а – нагартований, без т/о; б – нагрів 870°C ; в – нагрів 900°C ; г – нагрів 950°C

Рисунок 3.2 – Структура зразків дослідної сталі 03Х3СЮ після гарячого деформування та рекристалізації, $\times 200$

Метою рекристалізації є усунення структури деформації, отримання рівноосних зерен 6-7 балу, зменшення зернограничного напруження, що дозволяє якісно провести прокатку гарячекатаних сугунок на холоднокатані

смуги. При дослідженнях обрали температури рекристалізації від 870 до 1000°C з охолодженням у воді.

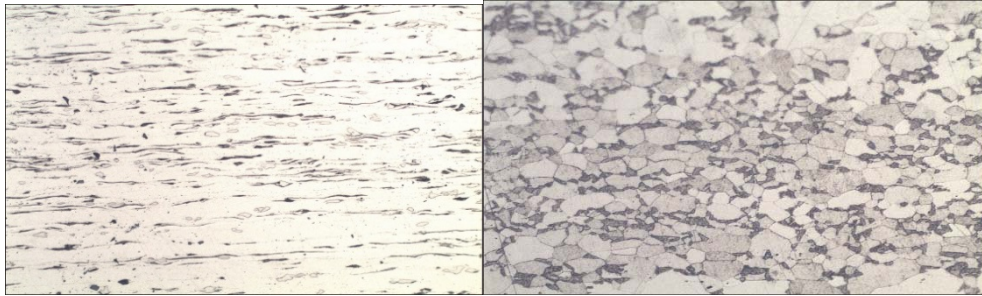
При рекристалізації на 870°C перетворення структури деформації в рівноосний стан не сталося, дещо зменшилась смугастість з появою 10 % рівноосних зерен (рис. 3.2, б). Після рекристалізації на 900°C структура мала загальну орієнтацію у напрямку деформації без чітко виражених смуг, але фазова рекристалізація в повному обсязі не відбулася (рис. 3.2, в). Найбільш оптимальну структуру мали зразки після рекристалізації на 950°C. Структура деформації повністю перетворилася у рівноосну структуру 6-7 балу, з виділенням квазіевтектоїдної перлітної складової по границях зерен (рис. 3.2, г).

Дослідження структури зразків з дослідної сталі при переробці гарячекатаних сутунок на холоднокатані смуги показало, що на усіх етапах зберігається напівферитна структура.

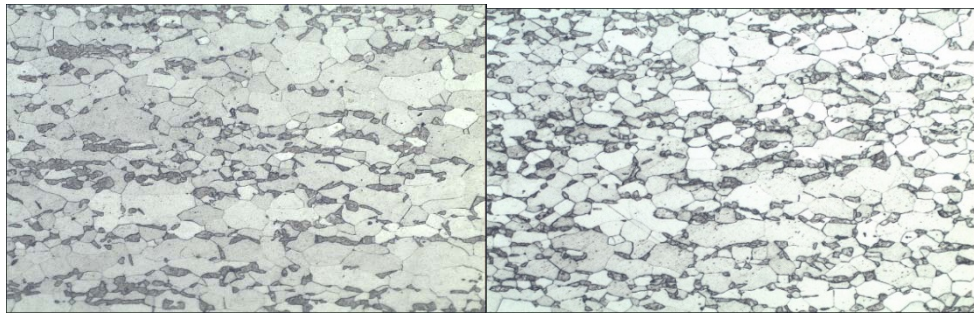
Мікроструктуру зразків після холодного деформування та рекристалізації при температурах 870-1000°C з охолодженням у воді представлено на рис. 3.3. Оскільки ступінь деформації дорівнювала 75 %, мікроструктура металу мала чітко виражену смугастість як феритної, так і перлітної складової.

При подальших рекристалізаційних нагріваннях, починаючи з 870°C, структура деформації повністю перетворюється у рівноосну з рівномірним розподілом квазіевтектоїдної перлітної фази. Після рекристалізації на 870°C бал зерна оцінюється як 8, при підвищенні температури рекристалізації до 900, 930, 950°C розмір зерна дещо збільшується, але не перевищує 7 балу, і тільки при нагріві до 1000 помітно збільшення балу зерна до 6. Таким чином, дослідна сталь запропонованого хімічного складу є технологічною за вибором режимів рекристалізації при переробі з гарячедеформованого стану на холоднокатаний, а її структура дозволяє проводити будь-які

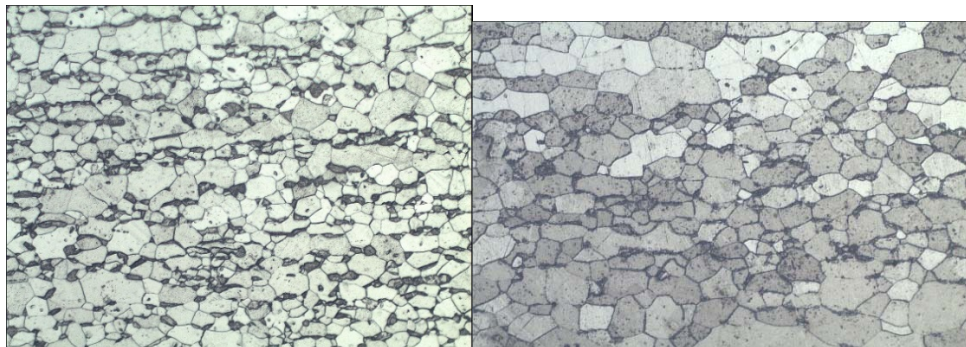
формозмінювальні операції при виготовленні глушників шуму автомобілів та тракторів [30].



аб



вг



де

а – нагартований, без т/о; б – нагрів 870°C ; в – нагрів 900°C ; г – нагрів 930°C ; д – нагрів 950°C ; е – 1000°C

Рисунок 3.3 – Структура зразків дослідної сталі 03Х3СЮ після холодного деформування та рекристалізації, $\times 200$

При більш детальному дослідженні структури дослідної сталі, яка містить в середньому 0,03-0,04 % вуглецю, 2,0-4,0 % хрому, 1,0-1,5 % кремнію та 0,6-0,9 % алюмінію, зокрема, визначення параметрів перлітної

складової згідно ГОСТ 5640-68 [31]. За шкалою 2, ряд Б визначали бальність перліту у маловуглецевій деформованій сталі. При аналізі спостерігали рівномірно розподілені у полі зору ділянки перліту, що відповідає балу 0. За шкалою 3, ряд А визначали смугастість ферито-перлітної структури. В результаті аналізу були виявлені рівноосні зерна фериту при невеликій кількості перліту за повною відсутністю смугастості.

При дослідженні мікроструктури сталі 03X8CЮВМБФ було виявлено феритну структуру (рис. 3.4). Отримані зливки переробляли на гарячекатані сутунки методом вільного кування при ступені деформації 88 %. Мікроструктура гаряче деформованої сутінки представлена на рис. 3.4,а. Сталь має однорідну структуру з витягнутими зернами фериту 3-4 балу. Наявність більш світлих або більш темних зерен пов'язано з різною травимістю кристалографічно різно орієнтованих зерен. Для підготовки гарячедеформованого матеріалу до подальшої холодної деформації зразки рекристалізували за різними температурними режимами (рис. 3.4, б, в, г, д).

З огляду на відсутність фазових перетворень та достатньо велику ступінь деформації та температуру кінця кування (780°C) процес рекристалізації розпочинається вже при температурі 870°C . В подальшому при збільшенні температури рекристалізації зникає полосчатість структури з невеликою різницею у розмірі зерен. При температурі рекристалізації $950-970^{\circ}\text{C}$ зерна набувають рівноосну форму з балом зерна 5-6. Але починаючи з температури 1000°C спостерігається інтенсивний ріст зерен. Таким чином оптимальним режимом рекристалізації є $950-970^{\circ}\text{C}$.

Отримані гарячекатані сутінки піддавали холодній прокатці на одновалковому стані при кратності деформації 3,5. Після прокатки структура має явно виражену полосчастість (рис. 3.5,а). Помітний рекристалізаційний ефект спостерігається при температурах понад 900°C (рис. 3.5, б) і досягає оптимального результату при температурі 950°C (рис. 3.5,в).



аб



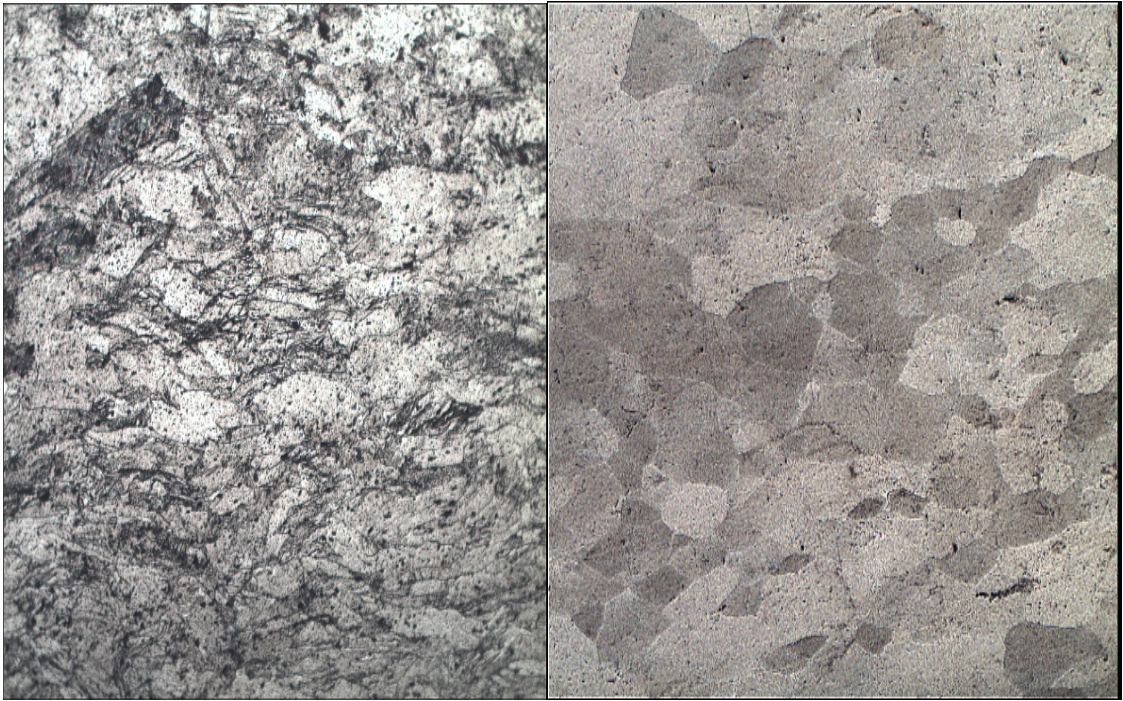
вг



д

а — нагартований стан; б — рекристалізація при 870 °С; в — рекристалізація при 900 °С; г — рекристалізація при 950 °С; д — рекристалізація при 1000 °С

Рисунок 3.4 — Мікроструктури гарячекатаних дослідних зразків у нагартованому та рекристалізованому стані; $\times 100$



аб



в

а – нагартований стан; б - рекристалізація при 930 °С; в - рекристалізація при 950 °С;

Рисунок 3.5 – Мікроструктури холоднокатаних дослідних зразків у нагартованому та рекристалізованому стані; $\times 100$

При подальшому збільшенні температури нагрівання призводило до зростання феритного зерна. Завдяки тому, що феритна структура зберігається при переробці з гарячедеформованого стану на холоднокатаний, це дозволяє проводити різноманітні формозмінювальні операції.

3.2 Дослідження фазових перетворень дилатометричним методом

Мета досліджень становило підтвердження результаті металографічного аналізу дослідних сталей. Для всього комплексу лабораторних плавів сталей марок 08X8CЮТч, 03X3CЮ та 03X8CЮВМБФ характерні два основних види диференціальних дилатометричних кривих. Ділатограма сталі 08X8CЮТч (рис. 3.6) є прямою, що підтверджує відсутність фазових перетворень та наявність в структурі (рис.3.1) лише феритної складової.

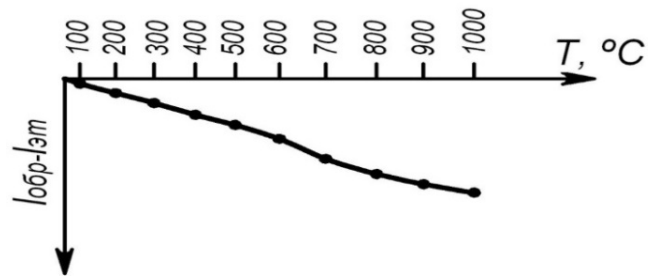


Рисунок 3.6 – Ділатограма сталі 08X8CЮТч

Аналізуючи ділатограму сталі 03X3CЮ на рис. 3.7, слід відзначити, що лінійний хід кривої порушується при досягненні температури близько $900\text{ }^\circ\text{C}$. Крива змінює кут нахилу, що вказує на термічне розширення зразка, що перевищує розширення еталона. Це можливо тільки у випадку, якщо відбулося α - γ - перетворення, так як коефіцієнт термічного розширення у аустеніту більше, ніж у фериту.

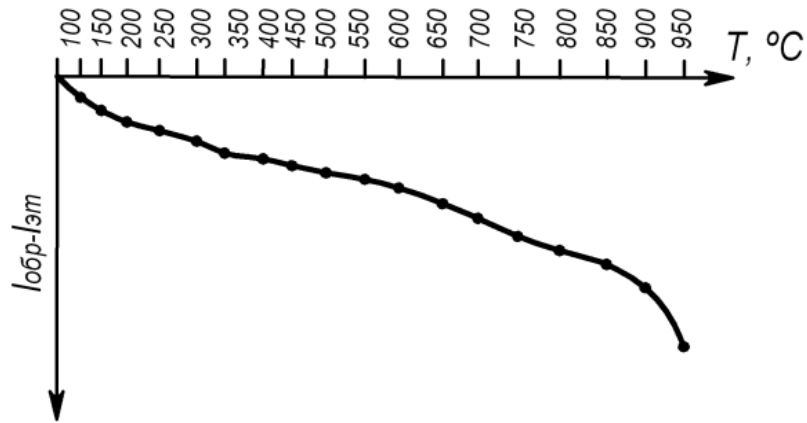


Рисунок 3.7 – Ділатограма сталі 03X3CЮ

В структура сталі 03X3CЮ (рис. 3.8) спостерігається темна складова, в результаті чого спостерігаються зміни на ділатометричній кривій.

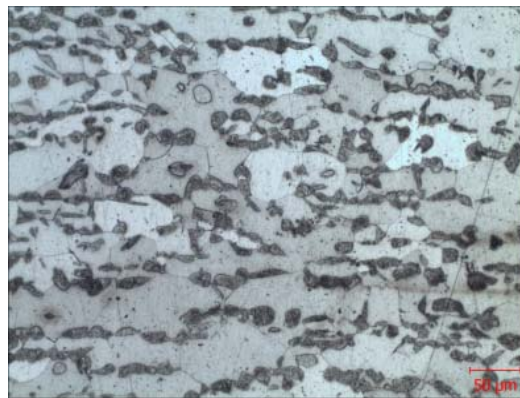


Рисунок 3.8 – Мікроструктура відпаленої сталі 03X3CЮ, x200

Двофазна сталь при температурі, більшій за A_1 знаходиться всередині подвійної петлі, що розділяє α і γ - фази. Підвищення температури нагріву призводить до поступового збільшення кількості аустеніту. Потім кількість аустеніту поступово зменшується, так як відбувається його перехід в δ -ферит. Це відображається в ході ділатометричної кривої нагрівання, яка в розглянутому випадку на початку має горизонтальне положення, а потім у зв'язку з наростанням кількості аустеніту, постійно знижується.

Форма ділатометричної кривої сталі 03X8CЮВМБФ (рис. 3.9), яка не має суттєвих змін внаслідок відповідності коефіцієнтів розширення зразка та еталону, свідчить про відсутність фазових перетворень аж до 900 °C.

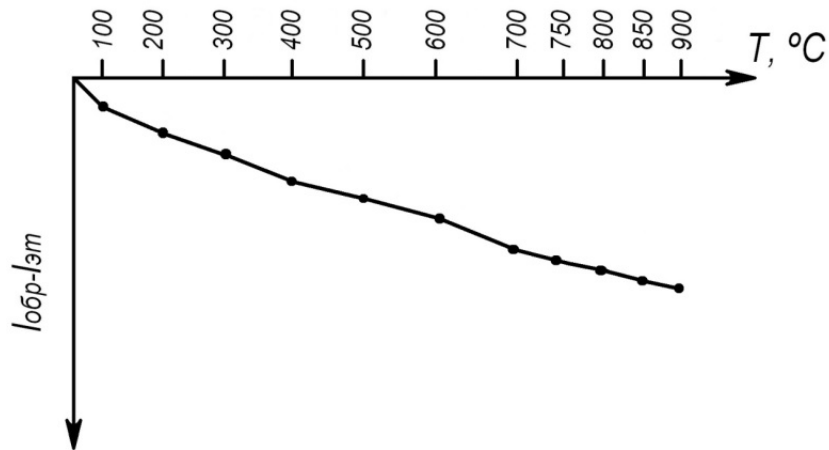


Рисунок 3.9 – Ділатограма сталі 03X8CЮВМБФ

Це підтверджує результати металографічних досліджень про феритну структуру сталі на рисунку 3.10.

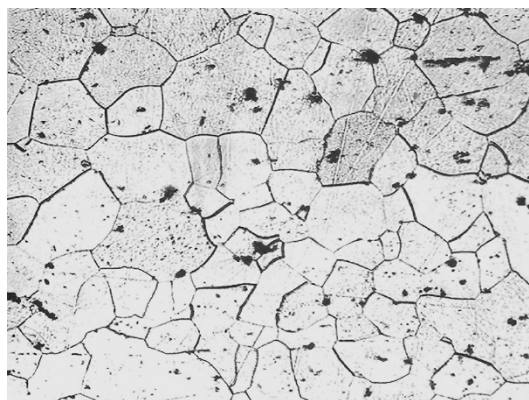


Рисунок 3.10 – Мікроструктура відпаленої сталі 03X8CЮВМБФ, х200

3.3 Рентгеноструктурний аналіз

Для проведення фазового аналізу сталі було використано стандартну методику, а саме порівняння експериментальних значень міжплощинних

відстаней із довідковими для виявлених фаз. Для розрахунків було використано методику, опубліковану в літературі [32, 33]. Абсолютна похибка визначення параметрів становила 0,00001 нм. Величина кроку зйомки – 0,05°, постійна часу – 3 с. Природу фаз визначали порівнянням експериментальних значень міжплощинної відстані d_{HKL} з довідковими даними [33] (табл. 3.1).

Таблиця 3.1 – Результати порівняння експериментальних та довідкових даних

№ п/п	Експериментальні дані			Довідкові дані для α -Fe		
	θ , град	I, %	d_{HKL} , Å	d_{HKL} , Å	HKL	I, %
1	22,3	100	2,031	2,02	110	100
2	32,4	20	1,436	1,43	200	15
3	41,05	25	1,174	1,17	211	38
4	49,32	14	1,015	1,01	220	10
5	57,98	14	0,909	0,907	310	8

Результати, наведені в таблиці корелюють з дифрактограмою (рис. 3.11), на якій присутні тільки лінії α -Fe за відсутністю ліній інтенсивності, характерних для карбідних фаз.

Використовуючи діаграми стану Fe-C-Cr виконано розрахунок кількості перлітної фази, яка склала близько 4 % . Така кількість перлітної фази не може суттєво вплинути на механічні властивості дослідної сталі, що і підтверджується результатами механічних випробувань.

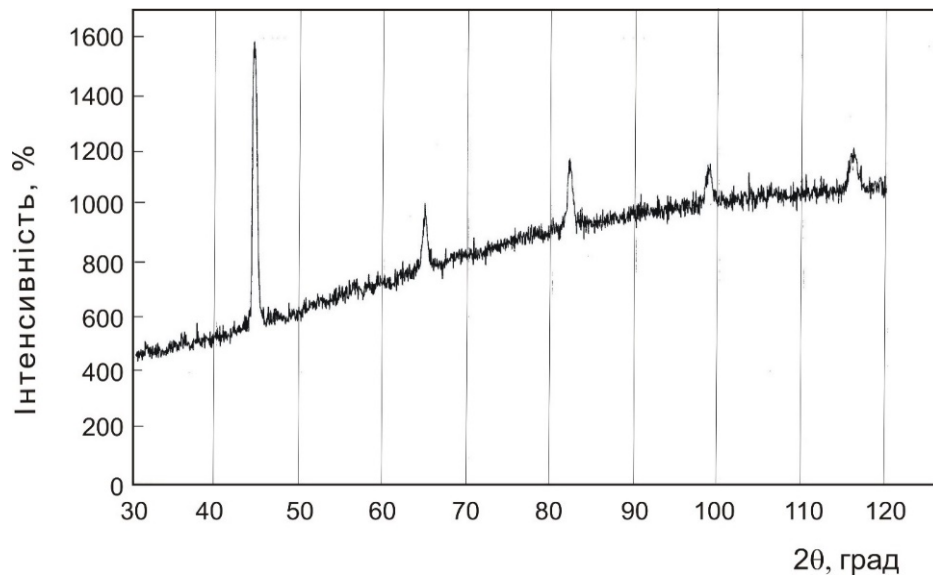


Рисунок 3.11 – Дифрактограма сталі 03X3CЮ

Дослідження фазового складу сталі 03X8CЮВМБФ після значної деформації (70-80 %) виявили певну текстуру в розташуванні зерен відносно діючих сил навантаження. Як правило, в сталях з ОЦК-граткою наявні такі компоненти: $(112) [1\bar{1}0]$, $(111) [1\bar{1}0]$, в деяких випадках може бути компонента $(001) [110]$. Кристалографічні площини, що виходять на поверхню мікрошліфа (111) і $(11\bar{2})$ відрізняються упаковкою атомів і тому мають різну швидкість травлення. Це проявляється у відмінному забарвленні зерен із різною орієнтацією (рис. 3.4, г).

Дифрактограма сталі 03X8CЮВМБФ зображено на рисунку 3.12. Аналіз дифрактограми показує наявність тільки однієї фази з ОЦК-граткою.

3.4 Дослідження стійкості до атмосферної корозії

Найбільш вірогідні дані про корозійну стійкість матеріалів дають результатив атмосферних умовах при тривалих експозиціях. Враховуючи тривалість випробувань, неможливо попередньо визначити методи оцінки їх результатів. У зв'язку з цим, в роботі представлені результати порівняльних

випробувань корозійної стійкості сталі 08Х8СЮТч та сталей, корозійна стійкість яких відома – 12Х18Н10Т та 08Х18Т1. Загальний час випробувань склав 5 років.

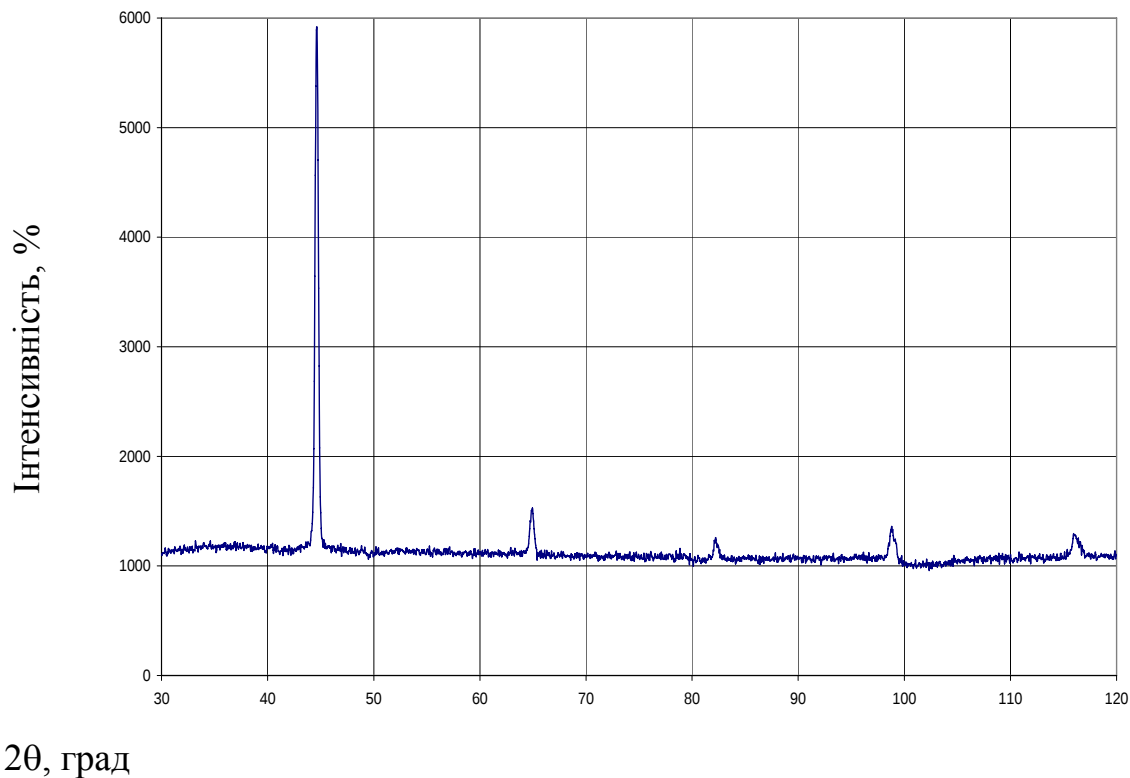


Рисунок 3.12 – Дифрактограма сталі 03Х8СЮВМБФ

Зовнішній вигляд зразків після цих випробувань представлено на рис. 3.13.

Враховуючи те, що вироби із цих сталей можуть експлуатуватися і в більш агресивних умовах, проведені пришвидшені випробування корозійної стійкості цих сталей в камері сольового туману, яка імітує морську вологу атмосферу.

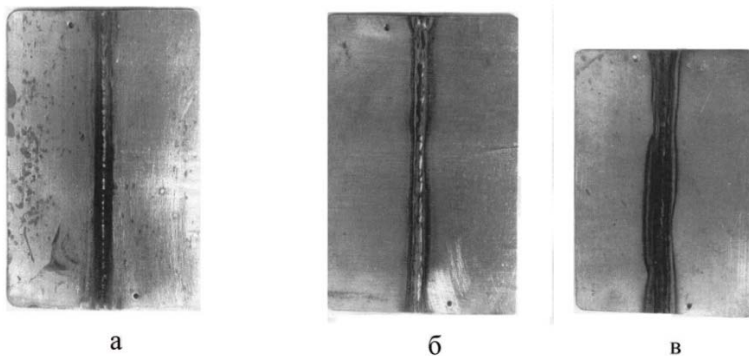
Результати цих випробувань збігаються з результатами довготривалих польових випробувань і представленні на рис. 3.13-3.15. З них видно, що корозійні пошкодження займають менше 100 % площі їх поверхні. Отже при оцінці її схильності до пітингової корозії необхідно використовувати, згідно ГОСТ 13819–68, якісний метод оцінки за шкалою бальності. При цьому

визначались середня глибина корозійних пошкоджень із розрахунку на рік та інтенсивність їх розподілення за площею зразка.



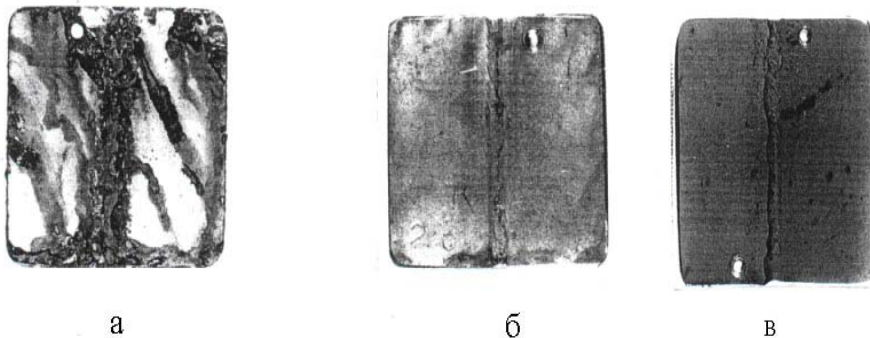
а – 03X3CЮ; б – 08X8CЮТч

Рисунок 3.13 – Зовнішній вигляд зразків після випробувань у атмосфері міського середовища протягом 5000 год



а – сталь 08X8CЮТч; б – сталь 12X18H10T; в – сталь 08X18T1;

Рисунок 3.14 – Зовнішній вигляд зразків після польових випробувань на стійкість до атмосферної корозії



а – сталь 08X8CЮТч; б – сталь 12X18H10T; в – сталь 08X18T1;

Рисунок 3.15 – Зовнішній вигляд зразків після пришвидшених випробувань на корозійну стійкість в атмосферних умовах

Показники корозійної стійкості визначали в залежності від умов випробування, хімічного складу металу, його структури та стосовно умов експлуатації запланованих виробів згідно ГОСТ 9.908-85. Площину зон, що ушкоджені корозією на поверхні зразків, вимірювали за допомогою координатної сітки.

Середня площа зразків, які піддавали корозії, $0,00075 \text{ м}^2$, а середня площа корозійних пошкоджень – $0,000525 \text{ м}^2$. Ступінь ураження поверхні зразка корозією визначали за формулою

$$G = \frac{\sum_{i=1}^n S_i}{S} \cdot 100,$$

де S_i – площа i -ї зони, м^2 ;

n – кількість зон;

S – площа поверхні зразка, м^2 .

Площа корозійних пошкоджень на зразках зі сталі 08Х8СЮТч та 03Х3СЮ становила 49% і 84% відповідно, що підтверджує рисунок 3.13. Площа корозійних пошкоджень на зразках зі сталі 03Х8СЮВМБФ становила 52%. На рисунку 3.16 наведена гістограма корозійних пошкоджень сталей марок 08Х8СЮТч, 03Х3СЮ та 03Х8СЮВМБФ.

Візуальні спостереження за появою нових зон корозійних ушкоджень на поверхні зразків сталей виявили нелінійну залежність корозійного ефекту від часу.

Здатність матеріалу до пасивації є однією з найважливіших характеристик, яка дозволяє прогнозувати розвиток корозійних пошкоджень під впливом вологої складової зовнішнього середовища зі значенням $\text{pH} > 5$.

Електрохімічні характеристики пасивації і локальної активації поверхні досліджуваного сплаву отримані потенціодінамічним методом за допомогою потенціостата П- 5827М.

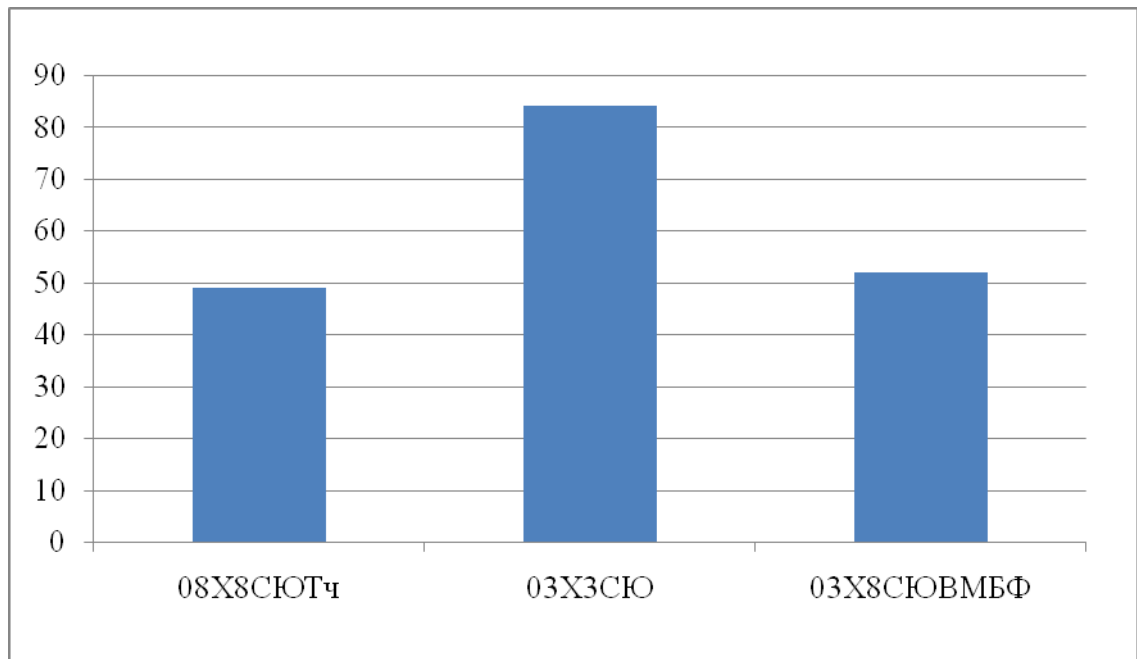


Рисунок 3.16– Гістограма корозійних пошкоджень сталей марок 08X8CЮТч, 03X3CЮ та 03X8CЮВМБФ.

Встановлено, що сталі, які містять у своєму складі хром, здатні до утворення пасивного стану при потенціалі до 0,5 В, що є характеристикою для середовищ, близьких до нейтральних та тих, що не мають сильних окислювачів. Отримані значення потенціалів показали, що самочинне збільшення густини струму для зразків зі сталі 03X3CЮ є дещо нижчим ніж для зразків зі сталі 08X8CЮТч і становить 0,3 В та 0,45 В відповідно.

Оскільки середня глибина корозійних пошкоджень на зразках із сталі марки 08X8CЮТч склала 0,05 мм/рік, а загальна площа, яку вони займають, менше 50 %, корозійна стійкість цієї сталі, при такому виді випробувань, визначається восьмим балом. Зразки із неіржавіючої сталей 12X18H10T та 08X18T1 практично не піддаються корозійним пошкодженням та їх корозійна стійкість визначається десятим балом.

Отримані результати свідчать про те, що корозійна стійкість сталі 08X8CЮТч може порівнюватись з цим показником для неіржавіючих сталей та узгоджується з загальноприйнятими уявленнями про вплив легування на

корозійну стійкість сталей та сплавів. Так, висока корозійна стійкість сталей 12X18H10T та 08X18T1 визначається, головним чином, високим вмістом хрому, що збільшує їх схильність до пасивації та забезпечує стабільність пасивного стану. Необхідно відмітити, що за швидкістю розчинення в пасивному стані, в атмосферних умовах, легувальні елементи, які розглядаються, розташовуються в наступному порядку: $Fe < Si < Al < Ti < Cr$ [44]. Хром в цьому стані розчиняється приблизно в 140 разів повільніше, ніж залізо, і в 20 разів повільніше, чим титан. Легування заліза хромом, при його вмісті більше 12 %, знижує швидкість розчинення матеріалу в пасивному стані на 3–4 порядки величини та наближається до відповідних характеристик для чистого хрому.

Вміст хрому в сталі 08X8СЮТч менше 12 %, але добавки алюмінію добре впливають на збереження пасивного стану металу. При цьому, алюміній найбільш сильно проявляє свої захисні властивості саме в сталях, які містять хром. Крім того, неможливо не враховувати й структурний фактор. Структура сталі 08X8СЮТч – однофазний твердий розчин, який дозволяє досягнути рівномірного розподілу первинних та вторинних фаз за всім об'ємом металу та виключити виникнення мікрогальванічних пар. Однорідність фазового складу в сталі щільно пов'язана з термічною обробкою в процесі виготовлення металу. Розроблені режими рекристалізації листового металопрокату дозволяють отримати рівновісну зернисту структуру з мінімальною кількістю карбідних включень по границям зерен – фактор, який стримує розвиток міжкристалічної корозії. В той же час, по об'єму зерен відбувається коагуляція карбідної фази, що сприяє вирівнюванню концентрації хрому в твердому розчині та, як наслідок, підвищення корозійної стійкості сталі.

В зоні зварного з'єднання корозійні пошкодження мають більш розвинутий характер. Високотемпературне нагрівання та швидке охолодження при зварюванні приводить до зниження корозійних властивостей, як у неіржавіючих сталей, так і в сталях 08X8СЮТч та YUS 409D. Це

пов'язано, в основному, зі зниженням концентрації хрому в зоні зварного шва та в зоні термічного впливу внаслідок його вигорання, а також виведення хрому із твердого розчину в карбіди. Крім того, в зоні зварного шва можливе утворення вторинних фаз та виникнення напружень, які приводять до погіршення пластичних властивостей пасивуючої плівки. Але, розвиток корозійних процесів в цій зоні при тривалих випробуваннях не привів до катастрофічного руйнування металу.

3.5 Порівняльні випробування жаростійкості в різних газових середовищах

При обробці отриманих результатів використовували методику розрахунку результатів за величиною привісу з отриманням приросту маси на одиницю площі.

Результати досліджень свідчать про те, що за жаростійкістю сталь 08X8CЮТч та сталі 12X18H10T, 08X18T1 близькі між собою. Такі показники жаростійкості сталі 08X8CЮТч, яка має в складі суттєво меншу кількість хрому, мають своє пояснення. При окисленні цієї сталі, в склад плівок, що утворюються, надходять оксиди Al_2O_3 , SiO_2 , а також більш складні з'єднання $FeO \cdot Al_2O_3$, $FeO \cdot SiO_4$, які в поєднанні з Cr_2O_3 та $FeO \cdot Cr_2O_3$ дозволяють суттєво покращити захисні властивості цих оксидних плівок та підвищити жаростійкість сталі.

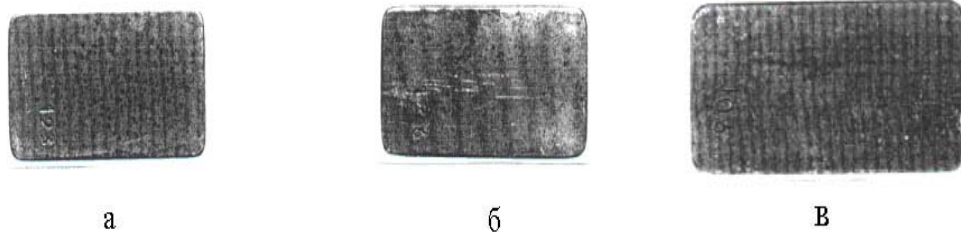
Відносно гірші показники жаростійкості у всіх сталей після випробувань в середовищі відпрацьованих газів автомобіля пов'язані з більшою високою його агресивністю.

Візуальний огляд поверхні зразків показав, що окалина на зразках жаростійкої сталі марки 08X8CЮТч отримана рівною та щільною, як і на класичній аустенітній сталі 12X18H10T.

Також результати порівняльних досліджень жаростійкості показали, що жаростійкість нової економнолегованої сталі 03X3CЮ менша за цей показник для сталі 08X8CЮТч (відповідно $8 \cdot 10^{-5}$ і $3,1 \cdot 10^{-5} \text{ г/см}^2$). Але таке значення жаростійкості відповідає хімічному складу сталі 03X3CЮ, зовнішній вигляд якої зображено на рисунку 3.17 та за прогнозними розрахунками забезпечить ресурс експлуатації глушників шуму автомобілів на рівні 8-10 років. Результати досліджень жаростійкості показали, що жаростійкість нової економнолегованої сталі 03X8CЮВМБФ складає $4,2 \cdot 10^{-5} \text{ г/см}^2$.



Рисунок 3.17 – Зовнішній вигляд зразків сталі 03X3CЮ після випробувань на жаростійкість при температурі 400°C впродовж 300 год



а – 08X8CЮТч, б – 12X18H10T, в – 08X18T1

Рисунок 3.18 – Зовнішній вигляд зразків після випробування на жаростійкість в повітряній атмосфері, 700 °C, 2000 годин



а – 08X8CЮTч, б – 12X18H10T, в – 08X18T1

Рисунок 3.19 – Зовнішній вигляд зразків після випробування на жаростійкість в продуктах горіння автомобільного палива, 650 – 850 °С, 200 годин

На рисунку 3.20 наведена гістограма жаростійкості за привісом сталей марок 08X8CЮTч, 03X3CЮ та 03X8CЮВМБФ.

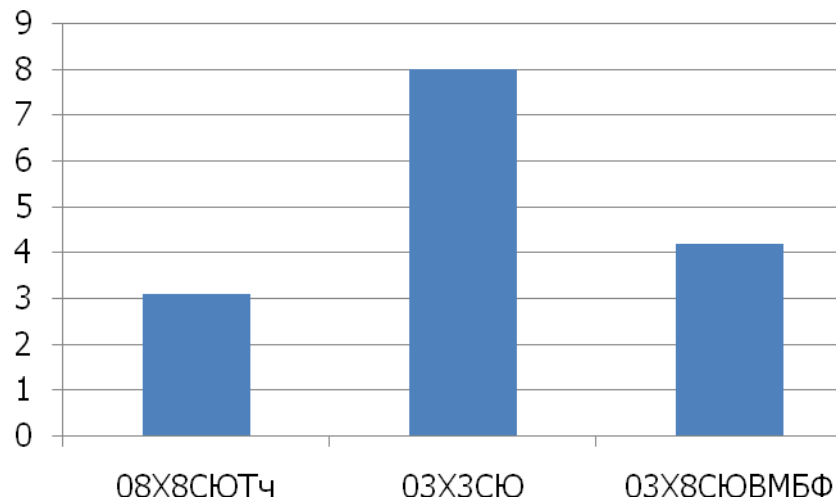


Рисунок 3.20 – Гістограма жаростійкості за привісом сталей марок 08X8CЮTч, 03X3CЮ та 03X8CЮВМБФ досліджуваних при температурі 400°С впродовж 300 год.

На стовпчастій діаграмі (рис. 3.21), показано, що, виходячи з питомої зміни маси, жаростійкість сталі з присадками кремнію та алюмінію перевершують хромисті сталі, що традиційно використовуються. В той же

час питома зміна маси в сталі 08X8CЮТч знаходиться на рівні класичної марки 12X18H10T

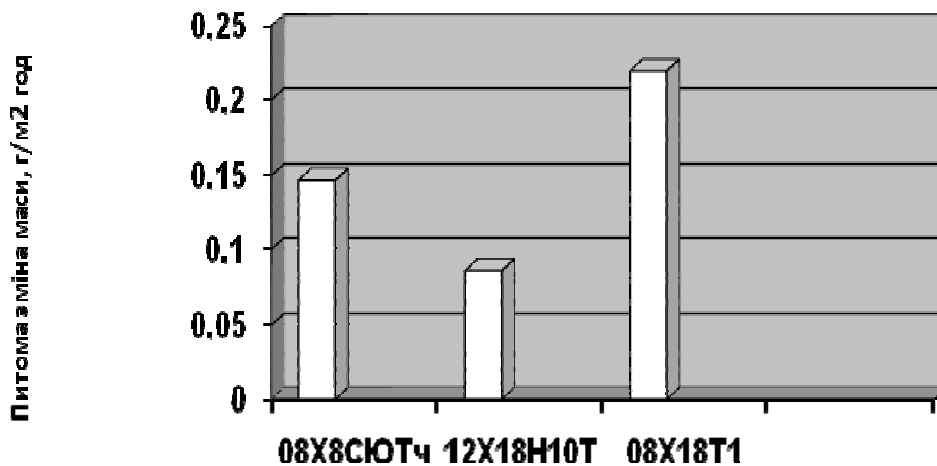


Рисунок 3.21 – Жаростійкість сталей, що досліджуються, в повітряній атмосфері при 700 °С, 2000 годин

Видно, що, як слід було чекати, мінімальна втрата маси спостерігається в сталі 12X18H10T, а на другому місці знаходиться жаростійка феритна сталь марки 08X8CЮТч, більш стійка, ніж неіржавіюча сталь 08X18T1. Це, напевно, пов'язано з тим, що при одній і тій же феритній структурі в складі окалини сталі 08X8CЮТч знаходяться з'єднання, в склад яких входять атоми Al та Si, а також PЗМ, які кардинально підвищують жаростійкість сталі.

Таким чином, не зважаючи на більш низький вміст хрому в зв'язку з легуванням сталі недефіцитним алюмінієм та кремнієм, а також мікролегуванням PЗМ та ЛЗМ, вдається різко підвищити окалинотійкість сталі навіть при 7 – 8 % хрому.

Отримані дані дають підставу припускати те, що сталь 08X8CЮТч, за своїми жаростійкими властивостями, придатна для експлуатації в середовищі відпрацьованих газів автомобілів з гарантованим запасом експлуатаційної надійності.

Кількісні результати випробувань жаростійкості, як в повітряному середовищі, так і в середовищі відпрацьованих газів автомобіля показані на рис. 3.20-3.22.

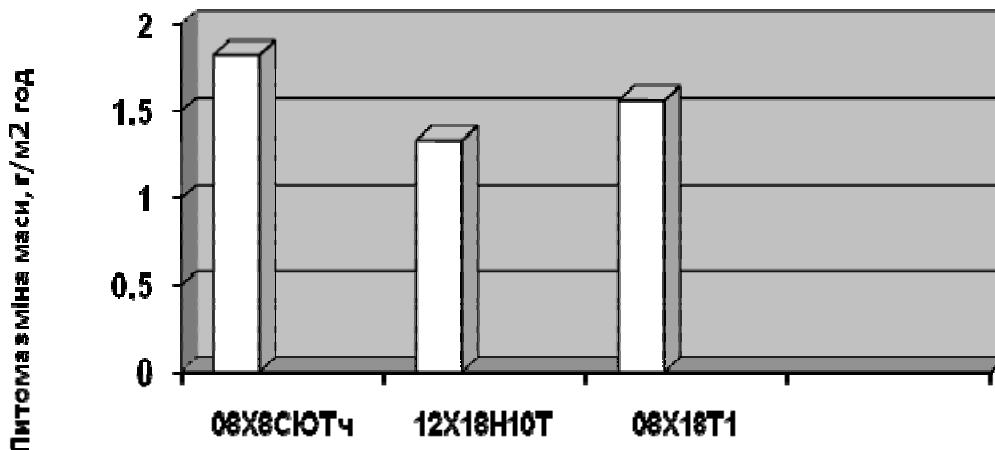


Рисунок 3.22 – Жаростійкість сталей, що досліджуються, в атмосфері відпрацьованих газів автомобіля при температурі 700 °С, 200 годин

Жаростійкі властивості сталей 12X18H10T та 08X18T1 добре відомі. Вони забезпечуються за рахунок утворення на поверхні металу щільних, добре зчеплених з матрицею захисних плівок, які складаються переважно із оксидів хрому Cr_2O_3 або шпінелей $\text{FeO} \cdot \text{Cr}_2\text{O}_3$, $\text{FeO}(\text{NiCr}_2\text{O}_3)$.

3.6 Дослідження складу оксидних плівок

В ході досліджень виявилось, що на поверхні сталі 08X8CЮТч утворюються дуже тонкі, щільні оксидні плівки, якісне відокремлення яких від матриці виявилось неможливим. Дослідження їх складу проводилось за допомогою мікрорентгеноспектрального аналізу. Робота проводилась на аналізаторі MS-46 фірми „Cameca”, який дозволяє визначити поелементний склад поверхневих шарів матеріалу в локальних об'ємах. Товщини

поверхневих оксидних шарів визначали варіюванням пришвидшеного напруження, при збільшенні якого скануючий електронний струмінь проникає на все більшу глибину. При цьому визначали склад зони сканування за основними хімічними елементами та порівнювали з хімічним складом матеріалу. Склад оксидних плівок за основними легуючими елементами, представлений в таблиці 3.2, отримано при дослідженні поверхні зразків із сталі 08Х8СЮТч, які були випробувані на жаростійкість в повітряному середовищі при різних температурах та тривалості експозиції.

Таблиця 3.2 – Склад оксидних плівок за основними легувальними елементами

Температура випробувань, °С	Час експозиції, год.	Вміст легувальних елементів в плівці, %			
		Cr	Al	Si	Fe
550	100	9,37	1,44	—	осн.
	1000	10,47	1,80	0,92	осн.
700	100	11,47	1,85	0,32	осн.
	1000	16,25	2,10	1,27	осн.
850	100	11,57	1,60	0,65	осн.
	1000	18,64	2,74	1,85	осн.

Отримані результати дозволяють припустити, що плівки, які утворюються, мали дуже малу товщину. Варіювання пришвидшеного напруження при виборі робочих режимів показало, що при 23–25 кВ склад шару, що аналізувався, повністю відповідав хімічному складу сталі.

Перші зміни в складі шару, що аналізувалися, з'явилися при зменшенні пришвидшеного напруження до 15–20 кВ, що відповідає товщинам оксидних плівок 2–4 мкм. У зв'язку з їх малою товщиною аналізувався усереднений склад.

Процес окислення має температурно-часовий характер. Зі збільшенням температури та часу експозиції зразків, вміст легувальних елементів в складі оксидних плівок збільшується. Це характерно для окислення, яке протікає за параболічним законом. Збільшення вмісту легувальних елементів, які входять до складу оксидної плівки обумовлює уповільнення процесу окислення.

Зміна кількості легувальних елементів в складі оксидних плівок відбувалася наступним чином (табл. 3.2). При невисокій температурі та невеликому часі експозиції (550 °C, 100 годин) кількість хрому та алюмінію в складі плівок незначно відрізнялася у бік збільшення від хімічного складу самої сталі, а кількість кремнію не перевищувала фонових значень характеристичного випромінювання. Зі збільшенням часу експозиції до 1000 годин при цій же температурі в складі плівок з'являвся кремній, вміст хрому та алюмінію помітно збільшувалася. При підвищенні температури випробування до 700 °C, навіть при часі експозиції в 100 годин, кількість хрому та алюмінію ще більш зростає, а при експозиції в 1000 годин вміст алюмінію в складі оксидної плівки перевищує фонові значення характеристичного випромінювання в два рази. Така ж тенденція зберігається при температурі випробувань 850 °C. При цій температурі та 1000 годин витримки двократне перевищення фонових значень досягається і за кремнієм.

Отримані дані повністю збігаються з даними досліджень натурних зразків, вирізаних з глушників, які відпрацювали 10 років з ресурсом 150 тис. км. Відповідно до наведеної методики зразки досліджувались на растровому електронному мікроскопі. Глибина просканованої поверхні – до 200 мкм (рис. 3.23).

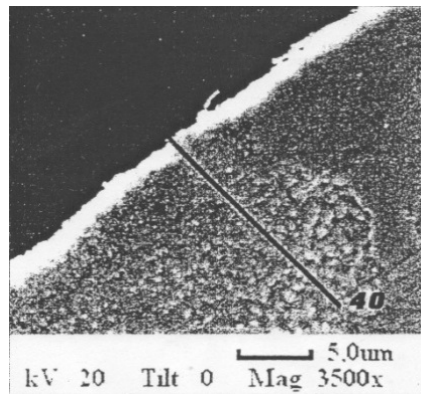


Рисунок 3.23 – Зона сканування оксидної плівки

Отримані результати доводять, що максимальний вміст хрому та алюмінію зафіксовано в 3-4 точках (18 та 16 % відповідно (рис. 3.24).

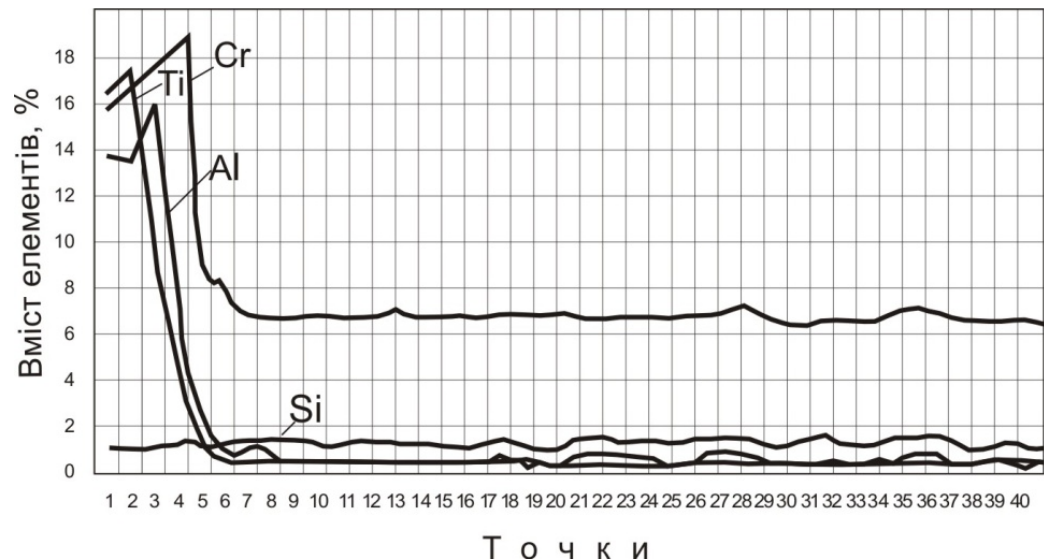


Рисунок 3.24 – Криві зміни кількості хімічних елементів по глибині сканування

Подальше збільшення глибини сканування ілюструє зменшення вмісту хрому та алюмінію (наприклад, в точці 6 – 8 % Cr, та 0,8 % Al). Відповідно до класичної теорії окислення, високий вміст хрому та алюмінію на поверхні зразка свідчить про утворення оксидів Al_2O_3 , Cr_2O_3 , а також більш складних з'єднань $\text{FeO} \times \text{Al}_2\text{O}_3$, $\text{FeO} \times \text{Cr}_2\text{O}_3$, які утворюють оксидну плівку до 20 мкм. Збільшення вмісту легувальних елементів в оксидній плівці й обумовлює уповільнення процесу окислення.

Враховуючи, що ці елементи, за зменшенням величини термодинамічного потенціалу утворення їх оксидів, розташовуються в наступному ряду: $\text{FeO} > \text{SiO}_2 > \text{Cr}_2\text{O}_3 > \text{Al}_2\text{O}_3$, можна зробити висновок, що має місце селективний характер окислення. Найбільший вплив на процес утворення жаростійких захисних плівок мають хром та алюміній, при цьому вплив алюмінію найбільш ефективний.

Оксиди кремнію, що утворюються, «ущільнюють» захисну плівку та дозволяють суттєво знизити швидкість реакції окислення сталі при тривалих термінах експлуатації.

Отримані результати свідчать про те, що введення в склад залізохромового сплаву алюмінія та кремнію, з точки зору отримання високих жаростійких властивостей та збереження їх протягом тривалого часу, є дуже корисним.

3.7 Особливості фазового складу сталей, що містять 3-8 % Cr.

Проведені порівняльні дослідження жаростійкості довели можливість використання феритних сталей, як повноцінних замінників більш легованих та дефіцитних сталей типу 12X18H10T.

Результати досліджень свідчать про те, що за жаростійкістю сталь 08X8Cr2Ni10T та сталі 12X18H10T, 08X18T1 близькі між собою. Такі показники жаростійкості сталі 08X8Cr2Ni10T, яка має складі суттєво менш кількість хрому, мають своє пояснення. При окисленні цієї сталі, в склад плівок, що утворюються, надходять оксиди Al_2O_3 , SiO_2 , а також більш складні з'єднання $\text{FeO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$, $\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$, які в поєднанні з Cr_2O_3 та $\text{FeO} \cdot \text{Cr}_2\text{O}_3$ дозволяють суттєво покращити захисні властивості цих оксидних плівок та підвищити жаростійкість сталі.

Візуальний огляд поверхні зразків показав, що окалина на зразках жаростійкої сталі марки 08X8СЮТч отримана рівною та щільною, як і на класичній аустенітній сталі 12Х18Н10Т.

Виходячи з питомої зміни маси, жаростійкість сталі з присадками кремнію та алюмінію перевершують хромисті сталі, що традиційно використовуються. В той же час питома зміна маси в сталі 08X8СЮТч знаходиться на рівні класичної марки 12Х18Н10Т.

Мінімальна втрата маси спостерігається в сталі 12Х18Н10Т, а на другому місці знаходиться жаростійка феритна сталь марки 08X8СЮТч, більш стійка, ніж неіржавіюча сталь 08Х18Т1. Цепов'язано з тим, що при одній і тій же феритній структурі в складі окалини сталі 08X8СЮТч знаходяться з'єднання, в склад яких входять атоми Al та Si, а також РЗМ, які кардинально підвищують жаростійкість сталі.

Таким чином, не зважаючи на більш низький вміст хрому в зв'язку з легуванням сталі недефіцитним алюмінієм та кремнієм, а також мікролегуванням РЗМ та ЛЗМ, вдається різко підвищити окалиностійкість сталі навіть при 7 – 8 % хрому.

З метою подальшої оптимізації хімічного складу і визначення можливостей сталей з меншим вмістом легувальних елементів, в тому числі і Cr, проводилися дослідження структури сталей типу 03Х8СЮ та 03Х3СЮ.

Основним легувальним елементом у феритних сталях є хром. Феритоутворювальний вплив хрому починається вже з 8-10 %, а при вмісті більше 14 % в структурі загальмовується процес $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення. Однак отримання феритної структури можливе при відсутності вуглецю, який суттєво змінює положення γ -області та призводить до $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення в структурі цих сталей.

В сталі 03Х8СЮ для гарантованого отримання феритної структури при вмісті хрому біля 8 % використовується титан як стабілізатор цієї структури. Роль титану полягає в утворенні термостійких карбідів TiC. Зв'язування вуглецю у карбіди вивільнює хром для утворення феритної структури, але

зазначена кількість алюмінію та наявність титану погіршує стан поверхні металопрокату внаслідок збільшеної здатності до плівчастості та карбідоутворення. Вирішення цієї проблеми можна досягти зменшенням вмісту вуглецю як аустенітоутворювальний та карбідоутворювальний елемент, що дозволить зменшити вміст алюмінію, і відмовитись від легування сталі титаном. При цьому ставилось завдання зберегти феритну структуру сталі завдяки балансу між ферито- та аустенітоутворювальними легувальними елементами, поліпшити стан поверхні та підвищити рівень технологічних властивостей, які забезпечать здатність листової сталі до штампування-витягування.

Зниження вмісту хрому в сталі як найбільш коштовного легувального елементу до 3-4 %, вибір додаткових легувальних елементів у необхідній кількості надасть можливість отримати менш дорогий матеріал для глушників шуму, рівень експлуатаційної надійності яких буде оптимізовано відносно автомобіля в цілому; для підвищення жароміцності економнолегованих феритних сталей доцільно виконати додаткове легування з метою реалізації механізму зміцнення твердого розчину водночас з розвитком дисперсійного твердіння; при розробці хімічного складу економнолегованих жароміцних сталей доцільно враховувати вплив таких легувальних елементів, які є феритоутворювальними та забезпечують здатність матеріалу до утворення азотованих прошарків.

Сучасне виробництво легованих сталей дозволяє зменшити вміст вуглецю до 0,02-0,04 %. Це дає можливість не використовувати титан для компенсації аустенітоутворювального впливу вуглецю та у процесі карбідоутворення.

Хоча хром є основним легувальним елементом, при вмісті якого починаючи з 8 % вже відчувається його феритоутворювальний вплив, для гарантованого досягнення чисто феритної структури необхідно додатково легувати сталь іншими елементами-феритоутворювальниками. Найбільш доступними та ефективними серед них є алюміній та кремній. Саме ці

елементи, крім позитивного впливу на феритоутворення, суттєво збільшують жаростійкість. Вміст цих елементів повинен бути обмеженим з огляду на крихкість твердого розчину. Вміст алюмінію не повинен перевищувати 0,8 %, а кремнію – 1,5 %. Нижня границя по вмісту алюмінію (0,6 %) і кремнію (0,9 %) у сукупності з 8 % хрому гарантовано дозволять отримати однофазну феритну структуру при повній відсутності титану, що забезпечить технологічність на етапах металургійного перероблення при низькій здатності до пливчастості та карбідоутворення.

Для досягнення поставленої мети в лабораторних умовах було реалізовано розроблену дослідну технологію виплавки сталі зазначеного складу. Як вихідну шихту використовували відходи електротехнічних сталей. Вміст кремнію в різних марках електротехнічних сталей змінюється в широких границях. Тому процес виплавлення проводили у два етапи. Завданням першого етапу було знизити вміст кремнію та вуглецю до запланованого значення цих елементів у дослідній сталі. Виплавлення вели у повітряному середовищі. Температуру розплаву доводили до 1600°C, після чого вводили розкислювачі (шпінель $\text{Fe}_2\text{O}_3 \cdot \text{FeO}$ та алюміній). Після утворення шлаку його видаляли. З метою отримання заданого хімічного складу дослідної сталі в розплав вводили розраховану кількість ферохрому. Метою другого етапу було доведення хімічного складу розплаву до визначених границь в умовах виплавлення у вакуумі при остаточному тиску $1 \cdot 10^{-2}$ мм рт. ст. Температуру розплаву знову доводили до 1600°C, після чого за допомогою маніпулятора у розплав вводили розраховану кількість алюмінію. Розплав вилили у керамічну форму. Після охолодження зливка від нього відрізали темплет для дослідження макро- і мікроструктури сталі в литому стані.

На рисунку 3.25 наведена мікроструктура сталі 03Х3СЮ в литому стані.

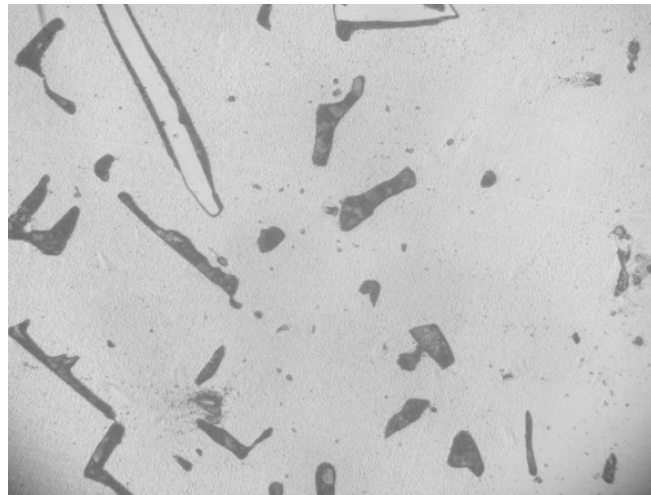


Рисунок 3.25 -Мікроструктура зразка із сталі 03X3CЮ в литому стані (x500)

На рисунку 3.26 показана мікроструктура сталі 03X3CЮ в нагартваному стані без термічної обробки.



Рисунок 3.26 -Мікроструктура сталі 03X3CЮ в нагартваному стані без термічної обробки (x100)

Очевидно, що сталь 03X3CЮ має двофазну структуру, що підтверджується наведеними вище ділатограмами.

Важливим є той факт, що високі показники пластичності ($\delta_5 \geq 30\%$) зберігаються як у відпаленому так і в загартваному станах (рисунок 3.27). Це дозволяє стверджувати, що вироби зі сталі типу 03X3CЮ можна буде

отримувати як шляхом штампування так і зварювання, навіть при наявності мартенситної складової в структурі (табл. 3.3).

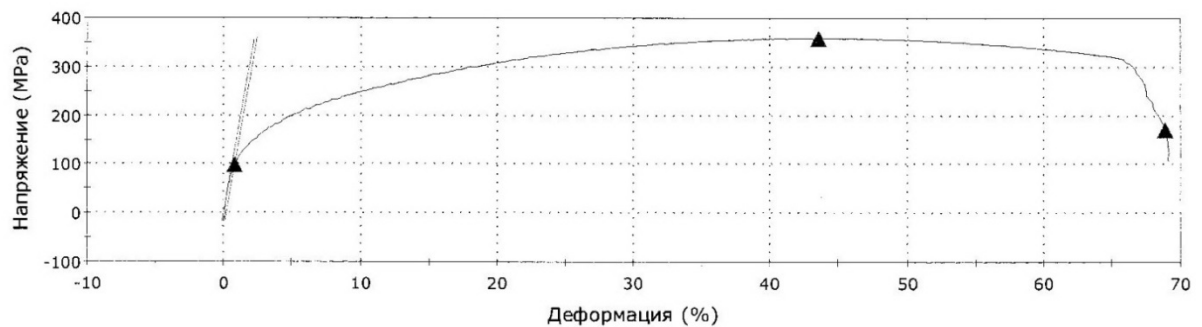


Рисунок 3.27 – Діаграма подовження сталі 03ХЗСЮ

В сталі 03Х8СЮВФМБ при зберіганні феритної матриці, підвищуються показники жароміцності завдяки локальним пошкодженням кристалічної ґратки, підвищення ефективності бар'єрів Набарро-Пайерлса через легування вольфрамом та молібденом, а також дисперсійного зміцнення частинками термостійких карбідних фаз в присутності ванадію та ніобію.

Таблиця 3.3 – Механічні властивості досліджуваних сталей

Марка сталі	Границя міцності σ_B , МПа/кГс/мм ²	Відносне подовження, %	Границя плинності σ_T МПа/кГс/мм ²	Твердість (Роквелл)/ (Бринель)
03ХЗСЮ	640,4/65,3	32,6	156,0/15,9	27/262

Отримані результати дають підстави для поширення досліджень в напрямі вдосконалення хімічного складу економнолегованих жаростійких

сталей, що певною мірою дозволить вирішити проблеми матеріалознавства в багатьох галузях техніки.

3.8 Дослідження жароміцності

Теоретично обґрунтовано вплив додаткових легувальних елементів (W, V, Mo, Nb) для підвищення жароміцності економнолегованої жаростійкої дослідної сталі та визначені границі їх вмісту: для вольфраму – 0,5-0,8 %, для ванадію – 0,6-0,9 %, для молібдену – 1,0-1,5 %, для ніобію – 0,5-0,8 %.

За результатами математичних розрахунків встановлено, що найбільший внесок в підвищення показників жароміцності роблять вольфрам та молібден. При цьому підвищення жароміцності не призводить до погіршення жаростійкості.

Зразки з дослідної сталі випробували на руйнування при статичному навантаженні 100 МПа та температурі 600°C – руйнування зразків не відбулося.

Аналіз впливу додаткових легувальних елементів на експлуатаційні властивості сталі дає підстави рекомендувати даний матеріал у гарячекатаному стані товщиною 6-8 мм для облицювання камер згорання теплогенеруючого обладнання.

1. Порівняльні випробування показали, що жаростійкість сталі 08X8CЮТч може порівнюватись з жаростійкістю сталей 12X18H10T, 08X18T1.

2. Високі жаростійкі властивості сталі 08X8CЮТч зберігаються при температурах порядку 900 °C та тривалих термінах експлуатації за рахунок утворення на її поверхні щільних, добре зчеплених з матрицею оксидних

плівок, які уявляють з себе комплексне з'єднання оксидів хрому, алюмінію, кремнію шпінельного типу.

3. Показано можливість поліпшення стану поверхні листового металопрокату жаростійкої сталі завдяки оптимізації вмісту алюмінію та вилучення титану з хімічного складу при збереженні феритної структури дослідної сталі.

4. Таким чином, виконані перші етапи у вирішенні поставленого завдання – отримання економнолегованої жаростійкої сталі феритного класу з поліпшеним станом поверхні листового металопрокату, що придатна до виготовлення виробів систем випуску відпрацьованих газів, які працюють при температурах до 800°C в агресивних середовищах, зокрема, підвищення якості поверхні листового металопрокату.

4 ОХОРОНА ПРАЦІ ТА БЕЗПЕКА В НАДЗВИЧАЙНИХ СИТУАЦІЯХ

У розділі надані основні заходи з охорони праці при дослідженні технології впливу отримання листового прокату жаростійких сталей, що містять 3-8% хрому.

4.1 Аналіз потенційних небезпек

- Ураження електричним струмом в результаті порушення правил електробезпеки, несправності обладнання для підготовки дослідницьких зразків, що може призвести до електричних травм або летального наслідку.

- Механічні травми при виготовленні зразків для металографічних досліджень на верстатах, непередбачений контакт з обладнанням, що рухається, що може призвести до травмування нижніх кінцівок при падінні заготовок або деталей, порізів гострими кромками.

- Термічні опіки внаслідок торкання нагрітих поверхонь обладнання або зразків, знехтування індивідуальними захисними засобами.

- Хімічні опіки внаслідок необережного поводження з травильними розчинами при травленні зразків для дослідження мікроструктури.

- Напруженість праці, що пов'язана з навантаженням переважно на центральну нервову систему, органи чуття, монотонність праці, емоційні перевантаження, що може призвести до роздратованості, втоми та перевтоми, втрати працездатності.

- Незадовільні ергономічні умови робочого місця, внаслідок використання застарілого офісного обладнання, не відповідності параметрів робочого місця антропометричним характеристикам виконавця, що може

призвести до зниження працездатності та пошкоджень опорно-рухового апарату.

- Небезпека, що пов'язана з наявністю іонізуючого випромінювання при проведенні рентгеноструктурних досліджень;

- Незадовільні параметри повітряного середовища на робочому місці або в лабораторії через неправильну систему кондиціонування, що призводять до захворювання органів дихальних шляхів та легенів, а також негативно впливають на шкіру та очі.

- Недостатнє освітлення через вихід з ладу освітлювальних приладів та неправильного їх розміщення, що впливає на функціонування зорового апарату, тобто визначає зорову працездатність, на психіку людини, її емоційний стан, що викликає втому центральної нервової системи.

- Можливість загоряння внаслідок порушення правил пожежної безпеки чи виходу з ладу обладнання, яке може призвести до пожежі.

- Небезпеки, що пов'язані з умовами праці у надзвичайних ситуаціях через неправильну дію персоналу в умовах надзвичайної ситуації, відсутність спеціальних штабів та незадовільна стійкість об'єкту, що може призвести до паніки.

4.2 Заходи по забезпеченню техніки безпеки

1) Для запобігання ураження електричним струмом необхідно проводити організаційні та технічні заходи.

До організаційних відносять:

- проведення усіх видів інструктажів та перевірки знань;
- електрообладнання має відповідати: ГОСТ 12.2.007.0-75 «Вироби електротехнічні. Загальні вимоги безпеки», ГОСТ 12.2.003-91 «Обладнання виробниче. Загальні вимоги безпеки» та «ПУЕ-2007».

- експлуатація електрообладнання та електроустановок має проводитися відповідно «Правила технічної експлуатації електроустановок» (ПТЕ), «Правила технічної експлуатації електроустановок споживачем» та «Правила техніки безпеки при експлуатації електроустановок споживачем».

До технічних заходів відносять наступні дії:

- від захисту від випадкового торкання до струмопровідних частин необхідно прийняти наступні способи і засоби: захисне огороження; ізоляція струмопровідних частин; захисне відключення; блокування; знаки безпеки.

- від ураження електричним струмом при торканні до металевих не струмопровідних частин, які можуть опинитися під напругою в наслідок пошкодження ізоляції, застосовують: захисне заземлення, занулення, вирівнювання потенціалу системи захисних дротів, захисне відключення, ізоляцію не струмопровідних частин, які можуть опинитися під напругою вище 24 В засоби індивідуального захисту та ін.

- металеві частини виробничого обладнання (станини, корпуси, електродвигуни, каркаси пультів керування та ін.), якщо вони можуть опинитися під напругою вище 42 В, мають бути заземлені згідно «ПУЕ-2007». Для цього їх оснащують легко оглядним пристроєм заземлення $R < 4 \text{ Ом}$ або з'єднують з нульовим дротом.

2) Основним джерелом можливості механічного травмування є виготовлення зразків на шліфувальних та заточувальних верстатах.

Основні організаційні заходи безпеки:

- дотримуватися правил та вимог відповідно до ГОСТ 12.3.028-82 «Процессы обработки абразивным и эльборовым инструментом»;

- у кожного верстата вивішати табличку із зазначенням допустимої роботи окружної швидкості використовуваних кіл і частоти обертання шпинделя верстата в хвилину;

- використовувати абразивні круги, які мають штамп про випробування.

До технічних заходів відносять:

- при роботі на верстаті підводити деталь необхідно плавно, не допускати ударів деталі про коло;
- при виявленні биття кола необхідно зупинити верстат і встановити несправність;
- при заточуванні інструменту не ставати проти поворотного круга;
- використовувати засоби індивідуального захисту (окуляри, респіратори, спец. одяг, тощо).

3) Для уникнення термічних опіків передбачено:

- бути обачним та обережним при завантаженні та розвантаженні печі;
- під час роботи використовувати засоби індивідуального захисту відповідно до ГОСТ 12.4.010-75 «ССБТ. Средства индивидуальной защиты. Рукавицы специальные. Технические условия», «ССБТ. Обувь специальная кожаная для защиты от повышенных температур. Технические условия», «ССБТ. Фартухи специальные. Технические условия»

4) Для уникнення хімічних опіків передбачено:

- зберігання кислот у місцях, де можливе їх стикання з деревиною, та іншими речовинами органічного походження (для нейтралізації випадково розлитих кислот місця їх зберігання необхідно забезпечувати готовими розчинами крейди, вапна або соди);
- під час зберігання азотної та сірчаної кислот треба вжити заходів до недопущення стикання їх з деревиною, та іншими речовинами органічного походження. Концентровану азотну кислоту зберігати тільки у скляних суліях.
- під час роботи використовувати засоби індивідуального захисту відповідно до ГОСТ Р 12.4.248-2008 «ССБТ. Одежда специальная для защиты от растворов кислот. Технические требования»;
- мати поблизу нейтралізуючі речовини, аптечку, джерело проточної води.

5) Напруженість праці визначається згідно ГН 3.3.5-8-6.6.1-2002 «Гігієнічна класифікація праці за показниками шкідливості та небезпечності факторів виробничого середовища, важкості та напруженості трудового процесу». Для профілактики втомі застосовують скорочену тривалість робочого дня, раціональну організацію трудового процесу, максимально скорочують статичні операції, усувають зайві прийоми у роботі і т. ін.

Важливе значення для профілактики втомі має режим праці та відпочинку, що передбачено в КЗпП. Завдяки періодам відпочинку, що регламентується законодавством, працездатність відновлюється, що є функціональною властивістю організму людини.

6) При обладнанні робочого місця для проведення дослідницьких робіт необхідно враховувати, що конструкція всіх елементів виробничого обладнання, з якими людина в процесі трудової діяльності здійснює безпосередній контакт, повинна відповідати його антропометричним характеристикам, при виконанні робіт в сидячому положенні в конструкцію робочого місця слід включити крісло і підставку для ніг, а також передбачити в конструкції виробничого обладнання простір для розміщення ніг, що дозволяють виконувати роботи при високій посадці працюючого згідно ГОСТ 12.2.049-80 «ССБТ. Оборудование производственное. Общие эргономические требования». Робоче місце при виконанні робіт в положенні сидячі повинно відповідати вимогам ГОСТ 12.2.032-78 «Рабочее место при выполнении работ сидя. Общие эргономические требования», в положенні стоячи - ГОСТ 12.2.033-78 «ССБТ. Рабочее место при выполнении работ стоя. Общие эргономические требования».

4.3 Заходи по забезпеченню виробничої санітарії та гігієни праці

Для забезпечення задовільних параметрів повітряного середовища робочого простору (температура, вологість, швидкість переміщення повітряних мас) обов'язковим є кондиціювання приміщення згідно ГОСТ 2.2.137-96 «Оборудование для кондиционирования воздуха и вентиляции. Общие требования безопасности», СНиП 2.04.05-91 «Отопление, вентиляция и кондиционирование», ГОСТ 30646-99 «Кондиционеры центральне общего назначения. Общие технические условия», ГОСТ 12.1.005-88 «ССБТ. Общие санитарно-гигиенические требования к воздуху рабочей зоны».

Вибір системи освітлення залежить від зорових робіт і визначається за Державними будівельними нормами України ДБН В.2.5–28–2006 «Природне і штучне освітлення», ГОСТ 12.2.007.13-2000 ССБТ «Лампы электрические. Требования безопасности», ГОСТ МЭК 60598-2-2-2002 «Светильники. Часть 2. Частные требования. Раздел 2. Светильники встраиваемые».

При цьому враховується вимога, що при виконанні в приміщеннях робіт I–III, IVa, IVб, IVв, Va розрядів слід застосовувати систему комбінованого освітлення. Використання системи загального освітлення передбачено при технічній неможливості або недоцільності влаштування місцевого освітлення при узгодженні з органами державного санітарного нагляду. При комбінованому освітленні доля загального повинна складати не менше 10%.

В роботі передбачено визначення необхідного світлового потоку світильників для забезпечення нормованого значення освітленості робочої площі, що складає не менше 200 лк.

Передбачено устрій системи загального штучного рівномірного освітлення з використанням люмінесцентних ламп типу ЛБ-80, які встановленні у світильники типу РСП в поєднанні з природнім освітленням.

4.4 Заходи з пожежної безпеки

Для забезпечення пожежної безпеки необхідно дотримуватися вимог СНиП 2.01.02-85 «Протипожежні норми проектування будинків та споруд».

Вибір типу та визначення необхідної кількості вогнегасників виконується згідно з залежністю від протипожежної здатності вогнегасників, обмежувальної площі дії, класу пожежі в лабораторії. Розташування обладнання повинно відповідати вимогам ГОСТ 12.1.004-91 "Пожежна безпека. Загальні вимоги".

Відповідно до категорії приміщень та будівель за вибухопожежною та пожежною небезпекою НАПББ.03.002-2007 «Норми визначення категорій приміщень, будинків та зовнішніх установок за вибухопожежною та пожежною небезпекою» лабораторію досліджень можна віднести до категорії «Г», а клас можливої пожежі, згідно ДБНВ.1.1.7-2002 «Пожежа безпека об'єктів будівництва», визначається, як «D». Рекомендується встановлення вогнегасників типу ВВП-5.

4.5 Заходи безпеки у надзвичайних ситуаціях

Найбільшу небезпеку для життєдіяльності виробничого персоналу представляють аварії технічних систем. Причинами аварій можуть бути стихійні лиха, порушення режимів технологічних процесів (недотримання технологічної дисципліни) або правил експлуатації виробничого, енергетичного, транспортного та ін.. обладнання, а також правил техніки безпеки.

З особливостей небезпечних аварій слідує: захисні заходи і, перш за все, прогнозування, виявлення і періодичний контроль за змінами обстановки, оповіщення персоналу підприємства повинні проводитися з надзвичайно високою оперативністю. Локалізація джерела надходження

СДОР в навколишнє середовище має вирішальну роль в попередженні масової поразки людей. Швидке здійснення цієї задачі може направити аварійну ситуацію в контрольоване русло, зменшити викид СДОР і істотно знизити збитки.

Захист від СДОР являє собою комплекс заходів, що здійснюються з метою виключення або максимального послаблення поразки персоналу і збереження його працездатності.

Комплекс заходів по захисту від СДОР включає:

- Інженерно-технічні заходи щодо зберігання і використання СДОР;
- Підготовку сил і засобів для ліквідації хімічно небезпечних аварій;
- Навчання їх порядку і правилам поведінки в умовах виникнення аварій;
- Оповіщення про безпосередню загрозу поразки СДОР;
- Тимчасову евакуацію з небезпечних районів;
- Хімічну розвідку району аварії;
- Пошук і надання медичної допомоги постраждалим;
- Локалізацію та ліквідацію наслідків аварії.

Обсяг і порядок здійснення заходів щодо захисту багато в чому залежать від конкретної обстановки, яка може скластися в результаті аварії, наявність часу, сил і засобів для здійснення заходів з захисту та інших факторів.

Всі заходи щодо захисту відображаються в плані захисту об'єкта, який розробляється завчасно з участю всіх головних фахівців об'єкту. План розробляється, як правило, текстуально з додатком необхідних схем, що вказують розміщення об'єкту, сил і засобів ліквідації наслідків аварії, їх організацію і т.д. Він складається з декількох розділів і визначає підготовку об'єкту до захисту та порядок ліквідації наслідків аварії згідно з ДБН В.1.2-4-2006 «Інженерно-технічні заходи цивільного захисту (цивільної оборони)».

Отже, як висновок, можна сказати, що охорона праці у лабораторних досліджень відіграє не менш важливу роль, ніж на підприємстві. Як правило

лабораторні дослідження відбуваються в невеликих приміщеннях з невеликою кількістю персоналу, але все одно існують достатня кількість небезпек. Тому для їх уникнення необхідно дотримуватись відповідних заходів.

Для виключення ураження електричним струмом в проекті передбачені організаційні та технічні заходи, які передбачають: проведення навчань з правил електробезпеки, перевірку знань та атестацію персоналу на четверту або третю групу з електробезпеки, експлуатація та ремонт обладнання повинні здійснювати спеціально підготовлений персонал, використання захисного заземлення та занулення, розташування струмопровідних частин на недоступній висоті.

Для виключення механічних травм при підготуванні зразків на абразивних кругах необхідно, щоб устрій підлокітника повинен знаходитися в правильному положенні, відстань між кругом і підлокітником не перевищувала 3 мм, абразивний круг повинен бути захищений кожухом.

Для уникнення термічних опіків передбачено використання індивідуальних засобів захисту.

Для виключення отримання хімічних опіків при травленні зразків у кислотних або лужних розчинах доцільно використовувати індивідуальні засоби захисту: окуляри захисні для захисту очей, фартухи гумові, рукавиці гумові, чоботи гумові.

Для профілактики втоми застосовують скорочену тривалість робочого дня, враховують засоби механізації, автоматизації, застосовують раціональну організацію трудового процесу, максимально скорочують статичні операції, усувають зайві прийоми у роботі.

При обладнанні робочого місця для проведення дослідницьких робіт необхідно враховувати, що конструкція всіх елементів виробничого обладнання, з якими людина в процесі трудової діяльності здійснює безпосередній контакт, повинна відповідати його антропометричним характеристикам.

Для забезпечення задовільних параметрів повітряного середовища робочого простору (температура, вологість, швидкість переміщення повітряних мас) обов'язковим є кондиціонування приміщення.

Робоче приміщення повинно бути оснащене штучним освітленням, яке рівномірно має заповнювати весь простір.

Для уникнення можливості загорянь необхідно дотримуватись правил протипожежної безпеки. Основними організаційними заходами є наявність інструкцій з пожежної безпеки, планів евакуації співробітників в разі пожежі. Основними технічними засобами пожежної безпеки є оснащення будівлі пожежним інвентарем і підтримка його в робочому стані, а також первинними засобами пожежегасіння: вогнегасниками, системами сповіщення.

Для забезпечення безпеки персоналу в умовах надзвичайної ситуації необхідною умовою є навчання, проведення інструктажів та тренажів.

5 ЕКОНОМІЧНА ЧАСТИНА

5.1 Тенденції світового ринку виплавки нержавіючої сталі та загальний об'єм виплавки сталі в I півріччі 2018 року

Грунтуючись на дані, представлені International Stainless Steel Forum (ISSF), можна зробити висновок про те, що світовий обсяг виплавки нержавіючої сталі в першій половині 2018 року склав близько 30900 тис. тон. У порівнянні з першим півріччям 2017 року цей показник збільшився на 8,9%. Це черговий рекорд для світової індустрії нержавіючої сталі.

Проведений комплексний аналіз по регіонах і окремих країнах (табл. 5.1) показує різні результати. У світовому розрізі зміни обсягів виплавки нержавіючої сталі виглядають наступним чином:

Країни Східної та Центральної Європи зменшили виробництво на 0,9% до 213 тис. тон. Зменшення відбулося в основному завдяки Росії: виплавка нержавіючої сталі в першому півріччі 2018р. зменшилося на 29,3% і склало 54,9 тис. тон.

Країни Азії (включаючи Китай) збільшили виплавку нержавіючої сталі на 1,9% до 6611 тис. тон. У Китаї, на відміну від інших країн регіону, збільшився обсяг виплавки нержавіючої сталі на 13,0% і становить 16022 тис. тон. Таким чином, загальний обсяг сталі, виробленої в країнах Азії, становить близько 70% від світового виробництва нержавіючої сталі, 51,8% з яких належить Китаю.

У країнах Західної Європи та Африки виплавка сталі також збільшилася. Обсяг нержавіючої сталі зріс на 4,8% до 5958 тис. тон.

Найбільше зростання виплавки відзначено в країнах Америки - на 15%, що складає 2097 тис. тон.

Суттєвий приріст виробництва нержавіючої сталі експерти пов'язано з відновленням споживання такими представниками як ЕС, країни Південно-

Східної Азії та США. Проте існує імовірність, що в 2019 році завдяки погіршенню світової економіки, буде спостерігатись зниження попиту на нержавіючу сталь.

Таблиця 5.1 – Світове виробництво нержавіючої сталі (тис. тон)

Регіон	Квартал 1	Квартал 2	Квартал 3	2018 р.	2017 р.	Зміна, %
Західна Європа та Африка	2161	2111	1682	5958	5683	4,8
Центральна та Східна Європа	71	72	70	213	215	-0,9
Америка	670	717	711	2097	1824	15,0
Азія (без Китаю)	2234	2216	2161	6611	6487	1,9
Китай	5084	5603	5336	16022	14176	13,0
Світ	10220	10718	9960	30900	28385	8,9

5.2 Статистика і тенденції світового ринку виплавки сталі

У 2018 році світове виробництво сталі досягло чергового рекордного рівня (табл. 5.2). Згідно з даними асоціації WorldSteel, цей показник склав 1662 млн тон, що на 1,2% більше, ніж у 2017 році. Найбільший приріст виплавки сталі спостерігалось в Азії, зниження виплавки було зафіксовано в Південній Америці та країнах СНД.

Таблиця 5.2 – Структура світового виробництва сталі

Місце	Країна	2018 р.	2017 р.	Зміна, %
1	2	3	4	5
1	Китай	822,7	815,4	+0,9
2	Японія	110,7	110,6	+0,1
3	США	88,3	86,9	+1,7
4	Індія	83,2	81,3	+2,3

5	Південна Корея	71,0	66,1	+7,5
---	----------------	------	------	------

Продовження табл. 5.2

1	2	3	4	5
6	Росія	70,7	68,9	+2,6
7	Німеччина	42,9	42,6	+0,7
8	Туреччина	34,0	34,7	-1,8
9	Бразилія	33,9	34,2	-0,7
10	Україна	27,2	32,8	-17,1

На рисунку 5.1 зображено частка світового виробництва сталі за 2017 та 2018 роки.

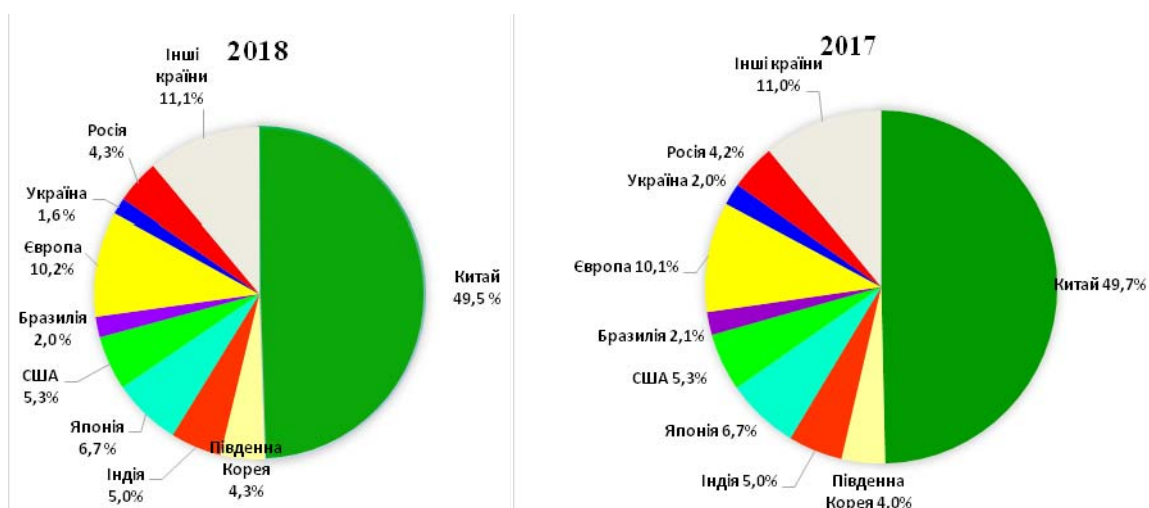


Рисунок 5.1- Структура світового ринку сталі за 2017 – 2018 роки

Виплавка сталі в Азії склало 1,132 млрд. тон (+1,4%). Китай виробив 822,7 млн. тон. (+0,9%). Частка китайської сталі в загальносвітовій виплавці склала 49,5%. Японія виробила 110,7 млн. тон сталі (+0,1%). В Південній Кореї виплавка сталі склала 71 млн. тон (+7,5%).

Європейський союз виготовив 169,2 млн. тон сталі (+1,7%). Німеччина виплавила 42,9 млн. тон (+0,7%), Італія – 23,7 млн. тон (-1,4%), Франція – 16,1 млн. тон.

Виробництво сталі в Північній Америці в 2014 році склало 121,2 млн. тон, основу якого склало США – 88,3 млн. тон.

Країни СНД знизили виплавку сталі на 2,8% до 105,3 млн. тон. Виробництво сталі в Росії склало 70,7 млн тон (+2,6%), в Україні – 27,2 млн. тон (-17,1%).

Порівняно з попереднім роком, Росія опустилась на шосте місце, поступившись місце в топ п'ятірці Південній Кореї, яка стрімко розвиває свої сталеплавильні потужності. Суттєве зменшення виробництва сталі спостерігається в Україні [30].

Феритні сталі, які містять 3 – 8% хрому, є досить перспективними в плані заміни ними сталей аустенітного класу, що містять нікель. Широке використання без нікелевих матеріалів в наш час обмежено через цілий ряд факторів, в першу чергу дефіцитність.

Таким чином, необхідність проведення досліджень спрямованих на покращення технологічності листових феритних корозійностійких сталей і можливості їх використання в окремих випадках замість аустенітних сталей з хромонікелевою композицією обумовлено, перш за все, міркуваннями економічної доцільності.

В даному розділі розраховується економічна ефективність від впровадження сталі феритного класу 03X8CЮВМБФ замість сталі аустенітного класу 12X18H10T та нержавіючої феритної сталі 08X18T1.

5.3 Кошторис витрат на проведення НДР

Розрахунок витрат на проведення НДР наведено у таблиці 5.5.

Таблиця 5.5 – Кошторис витрат на проведення НДР

Стаття витрат	Сума	
	грн.	частка, %
Матеріали, покупні вироби і напівфабрикати	770	1,66
Спеціальне устаткування для наукових робіт	9730	14,89
Основна і додаткова заробітна плата виробничого персоналу	47815	65,37
Відрахування на соціальне страхування	9466	17,32
Витрати на відрядження	2218	4,76
Всього витрати на проведення НДР	70000	100

При проведенні науково – дослідної роботи було використане спеціальне обладнання, а саме: камерна піч СНО 3.6.2/10, спеціальна установка, яка уявляє з себе стенд на базі карбюраторного двигуна автомобіля ЗІЛ – 130 з підключеною до нього контролюючою апаратурою, мікроскоп МІМ – 8М, мікроаналізатор MS-46 фірми „Самеса”, камера сольового туману, комп’ютер для обробки результатів та принтер. Витрати на обладнання приведені в таблиці 5.6.

При проведенні НДР були задіяні наступні співробітники: старший науковий співробітник, молодший науковий співробітник, інженер - матеріалознавець, лаборант. Їх основна заробітна плата наведена в таблиці 5.7.

Таблиця 5.6 – Витрати на спеціальне обладнання

Обладнання	Кількість	Ціна за одиницю, грн	Собівартість за експлуатацію,
Піч камерна СНО 3.6.2/10	1	200000	4000
Стенд на базі карбюраторного двигуна автомобіля ЗІЛ – 130 з підключеною до	1	68000	1360
Мікроскоп МІМ — 8М	1	52000	1040
Мікроаналізатор MS-46 фірми „Сатеса”	1	70000	1400
Камера сольового туману	1	90000	1800
Комп’ютер	1	4000	80
Принтер	1	2500	50
Разом	7	-	9730

Таблиця 5.7 – Основна заробітна плата співробітників

Посада	Основна заробітна плата (місячний оклад), грн.	Додаткова заробітна плата, грн.	Кількість робочих днів	Сума заробітної плати, грн.
Старший науковий співробітник	15750 (7500)	1550	63	17300
Молодший науковий співробітник	16500 (5000)	1700	99	18200
Інженер - матеріалознавець	4670 (3800)	535	37	5205
Лаборант	6460 (3800)	650	51	7110
Всього	43380	4435	-	47815

Відрахування на соціальне страхування визначаються в розмірі 38,8% від основної й додаткової заробітної плати.

Витрати на відрядження приймаються рівними 8-10% від суми основної заробітної плати.

Розраховуємо вартість матеріалів, які було використано для проведення досліджень (таблиця 5.8).

Таблиця 5.8 – Вартість матеріалів

Матеріал	Одиниця виміру	Витрати матеріалу	Ціна за одиницю, грн./кг	Сума витрат, грн
Сталь 08Х8СЮВМБФ	кг	10 кг	16	160
Сталь 08Х18Т1	кг	10 кг	21	210
Сталь 12Х18Н10Т	кг	10 кг	40	400
Всього	-	-	-	770

Далі використовуємо бальну оцінку економічної ефективності науково-дослідної роботи (таблиця 5.9). Для цього нам потрібно визначити наступні показники:

- важливість розробки K_1 ;
- можливість використання розробки K_2 ;
- теоретичну значимість і рівень новизни дослідження K_3 ;
- складність розробки K_4 .

Таблиця 5.9 – Шкала для оцінки важливості розробки K_1

Показник	Бали
1. Ініціативна робота, що не є частиною комплексної програми, або завданням відомчих органів	1
2. Робота, виконувана за договором про науково-технічну допомогу	3
3. Робота представляє частину відомчої програми	5
4. Робота представляє частину відомчої комплексної програми	7
5. Робота представляє частину міжнародної комплексної програми	8

Із цієї таблиці обираємо показник важливості розробки $K_1=3$.

Обираємо $K_2=3$.

Таблиця 5.10 – Шкала оцінки можливості використання результатів розробки K_2

Показник	Бали
1. У даному підрозділі	1
2. У даній організації	3
3. У багатьох організаціях	5
4. У масштабах країни	8

Таблиця 5.11 – Шкала оцінки теоретичної значимості і рівня новизни дослідження K_3

Показник	Бали
1	2
1. Аналіз, узагальнення і класифікація відомої інформації.	2
2. Одержання нової інформації, що доповнює знання про сутність досліджуваних процесів, не відомої в досліджуваній області	3
3. Одержання нової інформації, що змінює уявлення про сутність досліджуваних процесів, не відомої раніше	5
4. Створення нових теорій і методик	6
5. Одержання інформації, що впливає формуванню напрямків, не відомих раніше	8

Обираємо $K_3=5$.

Таблиця 5.12 – Шкала оцінки складності дослідження K_4

Показник	Бали
1. Робота виконується одним підрозділом, витрати менш 10000 грн.	1
2. Робота виконується одним підрозділом, витрати 10000-50000 грн.	3
3. Робота виконується одним підрозділом, витрати 50000-100000 грн.	5
4. Робота виконується за участю багатьох підрозділів, витрати 100000-500000 грн.	7
5. Робота виконується декількома організаціями, витрати понад 500000 грн.	8

Обираємо $K_4=3$.

Загальна оцінка встановлюється за добутком коефіцієнтів:

$$B=K_1 \cdot K_2 \cdot K_3 \cdot K_4$$

$$B=3 \cdot 3 \cdot 5 \cdot 3=135 \text{ балів}$$

Питомий ефект (ПЕ) на кожний бал =400 грн.

Загальний ефект (Е) від розробки складає :

$$E=400 \cdot 3 \cdot 3 \cdot 5 \cdot 3=54000 \text{ грн.}$$

Розраховуємо коефіцієнт ефективності, що характеризує частку загального ефекту від розробки, що приходить на одну грн. витрат (собівартості НДР):

$$K_e=E/K_{\text{ндр}}$$

$$K_e=54000 / 70000=0,77$$

В результаті проведеної роботи можна зробити висновки про те, що Україна через сильне скорочення виробництва, змістилася на останнє місце в десятці найбільших країн виробників сталі.

Феритні сталі, які містять 3 – 8% хрому, є досить перспективними в плані заміни ними сталей аустенітного класу, що містять нікель, а також феритних сталей з вмістом хрому більше 12%, що може вплинути на підвищення рівня виплавки сталі Україною.

Економічна ефективність даної роботи пояснюється зменшенням вартості сталі при заміні аустенітної та високохромистої сталей феритною низькохромистою. Економічна ефективність передбачає співставлення нормативного коефіцієнту ефективності з додатковими капітальними вкладенням.

Коефіцієнт ефективності, що характеризує частку загального ефекту від розробки, що приходить на одну грн. витрат дорівнює 0,77 (грн./рік)/грн. що перевищує нормативний коефіцієнт ефективності $E_n=0,19$. Отже заміна сталей 12X18H10T та 08X18T1 на феритну 03X8CЮВМБФ є доцільною.

ВИСНОВКИ

На сьогоднішній день використання високолегованих аустенітних та феритних сталей при масовому виробництві в умовах газової та атмосферної корозії є досить коштовним.

Завдяки комплексному легуванню вдалося створити економнолеговані матеріали, які за своїми експлуатаційними властивостями не поступаються провідним матеріалам. Основними легувальними елементами є хром, алюміній та кремній. Хром та алюміній відіграє важливу роль, оскільки утворює тугоплавкий оксид Cr_2O_3 та Al_2O_3 відповідно. Кремній приймає участь в утворенні оксиду SiO_2 , який в поєднанні з попередніми оксидами формують захисні плівки шпінельного типу, завдяки чому матеріал має необхідні показники жаростійкості та корозійної стійкості.

В результаті проведених досліджень, можна сказати, що сталі 08X8CЮТч, 03X3CЮ та 03X8CЮВМБФ мають високі показники жаростійкості, корозійної стійкості, задовільний рівень механічних властивостей та є досить технологічними в процесі виготовлення. Сталь 03X8CЮВМБФ має достатній рівень жароміцності, завдяки додатковому легуванню вольфрамом, молібденом та ніобієм. Це дозволяє використовувати сталь для виготовлення деталей, які працюють при підвищеному температурному навантаженні.

Отже, кафедрою фізичного матеріалознавства було створено ряд економнолегованих феритних сталей, які за рівнем жаростійкості та корозійної стійкості не поступаються провідним аустенітним та феритним сталям. Завдяки зменшенню вмісту легувальних елементів вдалося створити менш ресурсозатратний та більш конкурентоспроможний матеріал.

ПЕРЕЛІК ПОСИЛАНЬ

1. Беняковский М.А., Маслеников В.А. Автомобильная сталь и тонкий лист. Ч.: Издательский дом «Череповец», 2007. 636 с.
2. Гуляев А.П. Металловедение. М.: Металлургия, 1986. 543 с.
3. B.Hutchinson. Control of texture and anisotropy (r-value) in low carbon steel sheets. Corrosion and Metals Research Institute (KIMAB). Stockholm: Sweden, 2009. 160 p.
4. Родионова И.Г., Шапошников Н.Г., Эндель Н.И. Условия образования нитридной и сульфидной фаз в сталях для глубокой вытяжки. II. Сульфид марганца. *Проблемы черной металлургии и материаловедения*. 2008. №4. С. 52-58
5. Коцарь, С.Л., Белянский А.Д., Мухин. Ю.А. Технология листопрокатного производства. М.: Металлургия, 1997. 272 с.
6. Качество листа и режимы непрерывной прокатки / П.И. Полухини др. Алма-Ата: Наука, 1974. 398 с.
7. Железнов, Ю.Д. Григорян Г.Г., Шаталов Р.Л. Улучшение механических свойств стальных полос при непрерывной горячей прокатке. *Изв. вузов. Черная металлургия*. 1981. № 7. С. 64-68.
8. Чернявский, А.А., Савинов Л.М., Иванченко В.Г. Исследование влияния условий горячей прокатки на механические свойства конструкционной стали. *Непрерывная листовая и сортовая прокатка*. Днепропетровск. 1971. С. 18-22.
9. Производство качественной низкоуглеродистой листовой стали / Н.Г. Бочкови др. М: Металлургия, 1983. 184 с.
10. Иванченко, В.Г. Температурно-деформационные режимы окончания прокатки, охлаждения и смотки горячекатаных полос. *Технология*

прокатки и отделки широкополосной стали. М.: Металлургия, 1981. С. 29-31.

11. Erdem G., Taptik Y. Effect of hot rolling conditions to produce deep drawing quality steels for continuous annealing process. *Journal of Materials Processing Technology*. 2005. 170. P. 17-23.

12. Горелик, С.С. Рекристаллизация металлов и сплавов. - М.: Металлургия, 1978. 568 с.

13. Физическое металловедение. Дефекты кристаллического строения механические свойства металлов и сплавов / под ред. Р.Кана, пер. с англ. М.: Мир, 1968, 484 с.

14. Третьяков А.В., Третьякова Е.М., Мигачева Г.Н. Дрессировка и качество тонкого листа. М., Металлургия, 1977, 231 с

15. Беняковский М.А., Мазур В.Л., Мелешко В.И. Производство автомобильного листа. М: Металлургия, 1979. 256 с.

16. Мишнев, П.А. Основные принципы управления структурой и механическими свойствами холоднокатаной низкоуглеродистой стали с различным типом и содержанием примесей: дис., ... канд. тех. наук: 05.16.01 /Мишнев Петр Александрович. М., 2012. 151 с

17. ГОСТ 9045-93 Прокат тонколистовой холоднокатаный из низкоуглеродистой качественной стали для холодной штамповки. М.: Гос. комитет стандартов Совета министров СССР. 7с.

18. Иводитов В.А. Автомобильная сталь. *Производство проката*. 2005. №1. С. 37-44,

19. Мюшенборн В., Штайнхорст М. Применение листовой стали с покрытием – важное требование автомобильной промышленности. *Современные достижения в металлургии и технологии производства сталей для автомобильной промышленности. Сб. докладов.* М.: Металлургиздат, 2004. 300 с.

20. Структура и свойства автолистовой стали/В.Л. Пилюшенкои др. М.: Металлургия, 1996. 176 с.

21. Штремель М.А., Карабасова Л.В., Сатдарова Ф.Ф. Прочность сплавов. Лабораторный практикум. М., МИСиС, 1982, 70 с.
22. Бабич В.К., Гуль Ю.П., Долженков И.Е. Деформационное старение стали. М., Metallurgia, 1972, 320 с.
23. Гуль Ю.П. Влияние степени предварительной деформации на упрочнение технического железа при естественном старении. *Проблемы прочности*, 1971, № 5, С. 94-97.
24. Гусева, С.С., Гуренко В.О., Зварковский Ю.Д. Непрерывная термическая обработка автолистовой стали. М.: Metallurgia, 1979. 224 с.
25. Интенсификация технологии производства арматуры для железобетонных изделий / В.В. Лиманкини др. *Учёные записки Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета*. 2011. № II-1(6). С.71 – 75.
26. Анализ существующих технологий ускоренного охлаждения сортового проката и его влияние на структуру и механические свойства металла / В.Л. Бровкин и др. *Металлургическая теплотехника*. 2010. Выпуск 2 (17). С.14 – 22.
27. Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. Специальные стали. М.: Metallurgia, 1985. 338 с.
28. Кубашевский О., Гопкинс Б. Окисление металлов и сплавов. М.: Metallurgia, 1965. 428 с.
29. Методические материалы к выполнению лабораторных работ по металлографии «Описание металлографического микроскопа МИМ-8М» – Харьков: ХНУ им. В. Н. Каразина, 2011. 20 с.
30. Методичні вказівки до лабораторних робіт з дисципліни «Фізичні властивості матеріалів». /Укл.: В. Л. Грешта, О. В. Климов, О. А. Глотка, Д. В. Ткач, ЗНТУ, 2010. 82 с.
31. Никитин В.И. Расчет жаростойкости металлов. М.: Metallurgia, 1976. 208 с.

32. Разработать технологию изготовления глушителя автомобиля ЗАЗ-1102 из жаростойкой ферритной стали 08Х8СЮТч: Отчет о НИР (заключительный). Запорожье, 1991. 60с.
33. ГОСТ 5640-68. Металлографические методы оценки микроструктуры листов и ленты. [Взамен ГОСТ 5640-59; введ. 1970-01-01] М.: Гос. комитет стандартов Совета министров СССР. 7с.
34. Миркин, Л.И. Справочник по рентгеноструктурному анализу. М.: Физматгиз, 1961. 863 с.
35. Нарита К. Кристаллическая структура неметаллических включений в стали. М: Металлургия, 1969. 166 с.
36. Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скаков Ю.А. Рентгенографический и электроннооптический анализ: практическое руководство. М.: Металлургия, 1970. 366 с.