

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
Національний університет кораблебудування імені адмірала Макарова
Кораблебудівний навчально-науковий інститут (факультет)

Кафедра матеріалознавства і технології металів

«Допущений до захисту»

Завідувач кафедри

Дубовий О.М.

«_____» _____ 2024 р.

КВАЛІФІКАЦІЙНА РОБОТА

на здобуття ступеня вищої освіти «бакалавр»

**на тему : «АНАЛІЗ МОЖЛИВОСТЕЙ ТЕРМІЧНОЇ СТАБІЛІЗАЦІЇ
ПОЛІГОНІЗАЦІЙНОЇ СУБСТРУКТУРИ У ДЕФОРМОВАНОГО ЗАЛІЗА»**

Виконала: студентка 4131 групи

_____ Вака К.

Керівник роботи:

д.т.н., професор, завідувач кафедри

_____ *Дубовий О.М.*

ЗМІСТ

РЕФЕРАТ.....	6
ПЕРЕЛІК УМОВНИХ СКОРОЧЕНЬ.....	7
ВСТУП.....	8
РОЗДІЛ 1. АНАЛІЗ ДЖЕРЕЛ ІНФОРМАЦІЇ ЩОДО ПІДВИЩЕННЯ ФІЗИКО-МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ПЛАСТИЧНО ДЕФОРМОВАНИХ МЕТАЛІВ І СПЛАВІВ ТА НАПИЛЕНИХ ПОКРИТТІВ ТЕРМІЧНОЮ ОБРОБКОЮ	9
1.1. Термічна обробка деформованих металів і сплавів та напилених покриттів.....	10
1.1.1 Процеси, що протікають при нагріванні деформованого металу .	11
1.1.2 Термомеханічна обробка металів	13
1.2. Формування здрібнених субструктурних елементів у деформованих металах і сплавах та напилених покриттях передрекристалізаційною термічною обробкою.....	19
1.3. Мікроструктура металів після передрекристалізаційної термічної обробки	21
1.4. Фізико-механічні властивості технічно чистого заліза після передрекристалізаційної термічної обробки.....	22
1.5. Висновки і поставка задачі кваліфікаційної роботи бакалавра	26
РОЗДІЛ 2. АНАЛІЗ РЕЗУЛЬТАТІВ ДОСЛІДЖЕНЬ ЩОДО ТЕРМІЧНОЇ СТАБІЛІЗАЦІЇ ЕФЕКТУ ПІДВИЩЕННЯ ТВЕРДОСТІ ДЕФОРМОВАНОГО ЗАЛІЗА ПРИ ПЕРЕДРЕКРИСТАЛІЗАЦІЙНІЙ ТЕРМІЧНІЙ ОБРОБЦІ.....	27
2.1. Вплив комбінованого деформування	27
2.1.1 Комбінування холодного прокатування та статичного деформування	27

2.1.2 Комбінування динамічного деформування та наступного статичного деформування під кутом 90°	30
2.1.3 Комбінування статичних деформацій під кутом 90° одна відносно одної	31
2.1.4 Комбінування холодної динамічної та статичної деформації... ..	32
2.1.5. Комбінування гарячої динамічної та холодної статичної деформації.....	34
2.1.6. Комбінування теплої динамічної деформації та статичної деформації.....	35
2.2. Вплив комбінованого деформування на твердість технічно чистого заліза	36
2.3. Висновки	37
РОЗДІЛ 3. ВПЛИВ КОМБІНОВАНОГО ДЕФОРМУВАННЯ НА СУБСТРУКТУРУ ТЕХНІЧНО ЧИСТОГО ЗАЛІЗА ПІСЛЯ ПЕРЕДРЕКРИСТАЛІЗАЦІЙНОЇ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ	39
3.1. Дослідження впливу комбінованого деформування на розмір областей когерентного розсіювання рентгенівських променів	39
3.2. Вплив комбінованого деформування на відносну кількість нанорозмірних субзерен.....	47
3.3. Вплив комбінованого деформування на середній кут розорієнтування субзерен	48
3.4. Висновки	49
РОЗДІЛ 4. РОЗРОБКА ТЕХНІЧНИХ РЕКОМЕНДАЦІЙ ЩОДО ЗАСТОСУВАННЯ ТЕРМІЧНОЇ СТАБІЛІЗАЦІЇ ПОЛІГОНІЗАЦІЙНОЇ СУБСТРУКТУРИ.....	51
4.1 Аналіз умов експлуатації пружин та технологічні вимоги до них та їх поверхні	51

4.2 Вимоги до матеріалів, які використовуються при виготовленні пружин	52
4.3 Аналіз існуючої технології виготовлення пружин	53
4.4 Порівняльний аналіз традиційної технології виготовлення пружин з запропонованою	55
РОЗДІЛ 5. РОЗРОБКА ЗАХОДІВ ЩОДО ОХОРОНИ ПРАЦІ ПРИ ТЕРМІЧНІЙ ОБРОБЦІ	58
5.1. Основні вимоги до виробничих приміщень	59
5.2 Основні вимоги до організацій робочих місць	61
5.3. Основні вимоги до застосування засобів індивідуального захисту працівників	62
5.4. Висновки	63
РОЗДІЛ 6. РОЗРАХУНОК ЕКОНОМІЧНОЇ ЕФЕКТИВНОСТІ	64
6.1. Висновки	68
ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ.....	69
СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ	70

РЕФЕРАТ

Дипломна робота містить: 71 аркуш, 6 частин, 19 рисунків, 10 таблиць, 1 креслення, 8 плакатів, 35 джерел.

Мета дипломної роботи – дослідження можливостей термічної стабілізації полігонізаційної субструктури на прикладі заліза.

Методи дослідження – комп'ютерна металографія, механічні випробування, рентгеноструктурний аналіз.

Проведено дослідження впливу додаткової комбінованої деформації на термічну стабілізацію ефекту підвищення твердості деформованого заліза при передрекристалізаційній термічній обробці. Досліджено вплив комбінованого деформування на розмір областей когерентного розсіювання рентгенівських променів, середній кут розорієнтування субзерен та їх середню кількість. Здійснена модернізація плазмотрону ПН-14М щодо підвищення температури напилюваних частинок.

ТЕХНІЧНО ЧИСТЕ ЗАЛІЗО, КОМБІНОВАНА ДЕФОРМАЦІЯ,
ПОЛІГОНІЗАЦІЙНА СУБСТРУКТУРА, ПЕРЕДРЕКРИСТАЛІЗАЦІЙНА
ТЕРМІЧНА ОБРОБКА

ПЕРЕЛІК УМОВНИХ СКОРОЧЕНЬ

- ПТО – передрекристалізаційна термічна обробка;
- ОКР – області когерентного розсіювання рентгенівський променів;
- ТМО - термомеханічна обробка;
- ВТМО - високотемпературна термомеханічна обробка;
- НТМО - низькотемпературна термомеханічна обробка;
- РККП – рівноканальне кутове пресування;
- HV_5 – твердість за Віккерсом, ГПа;
- λ – довжина хвилі випромінювання рентгенівського дифрактометру, нм;
- Mo_{K_α} – випромінювання молібдену;
- ДРОН – дифрактометр рентгенівський загального призначення;
- K – безрозмірний коефіцієнт форми частинок (стала Шеррера);
- β – фізична ширина рефлексу на піввисоті (у радіанах, та в одиницях 2θ);
- θ – кут дифракції (брегівський кут), °;
- B – поширення піків на дифрактограмі досліджуваного зразка;
- b – поширення піків на дифрактограмі еталону;
- $h(x)$, $g(x)$ та $f(x)$ – функції розподілу інтенсивності розсіяних рентгенівських променів для досліджуваного зразка, для еталону та для дійсного дифракційного розширення відповідно;
- t – індекс сумування;
- $H(t)$, $G(t)$ і $F(t)$ – амплітуди гармонік, які залежать від номеру t ;
- l^* – номер вузла зворотної решітки в системі ідентифікування, i є порядком відображення;
- α – кутова відстань на дифрактограмі, яка відповідає експериментальному інтервалу розкладання;
- $I(i)$ – інтенсивність відповідна первинному куту 2θ ;
- $G(x)$ – функція Гаусса;
- $L(x)$ – функція Лоренца;

ВСТУП

Сучасне високотехнологічне виробництво потребує нових матеріалів з унікальними властивостями. Застосування їх у конструкціях визначається співвідношенням між міцністю і пластичністю. Металеві матеріали характеризуються найпривабливішим з точки зору практичної доцільності співвідношенням. Серед основних найважливіших структурних характеристик, які контролюють механічні властивості металевих матеріалів, є розмір зерен. За умов деформації, коли опір пластичній течії контролюється ковзанням дислокацій, зменшення розміру зерен веде до зміцнення матеріалу, яке, згідно зі співвідношенням Холла-Петча, описується залежністю, пропорційною зворотному кореню розміру зерна. На теперішній час підвищення властивостей сплавів легуванням практично вичерпані тому їх приріст в останні роки забезпечується в основному за рахунок цілеспрямованого формування здрібненої мікро- і нанокристалічної структури.

Наноструктурування деталей великого розміру існуючими методами інтенсивної пластичної деформації викликає значні технічні та технологічні труднощі і не є економічно доцільним. Основна частина цих методів не доведена до практичного застосування. В останні десятиріччя розроблені і використовуються способи механотермічної і термомеханічної обробки, що дозволяють підвищити якість виробів шляхом формування переважно полігонізаційної субструктури. Однак можливості формування здрібненої і нанокристалічної субструктури використовуються далеко не повністю через процеси динамічної і збиральної полігонізації, що мають місце при порівняно тривалому часі витримки за високої температури.

Таким чином, дослідження можливості термічної стабілізації полігонізаційної субструктури на прикладі деформованого заліза, яке є основою найбільш розповсюджених конструкційних сплавів – сталей, є актуальним завданням сучасного матеріалознавства.

РОЗДІЛ 1. АНАЛІЗ ДЖЕРЕЛ ІНФОРМАЦІЇ ЩОДО ПІДВИЩЕННЯ ФІЗИКО-МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ПЛАСТИЧНО ДЕФОРМОВАНИХ МЕТАЛІВ І СПЛАВІВ ТА НАПИЛЕНИХ ПОКРИТТІВ ТЕРМІЧНОЮ ОБРОБКОЮ

На сьогодні найбільш поширеними металевими матеріалами залишаються сплави на основі заліза – сталі. Однак на сьогоднішній день майже повністю вичерпані можливості підвищення фізико-механічних властивостей сталей лише за допомогою термічної обробки. Тому актуальним завданням сучасного матеріалознавства є розробка методів отримання об'ємних наномасштабних металевих матеріалів з унікальними фізико-механічними властивостями. Досягається це переважно подрібненням структури (субструктури). Тому подрібнення структури конструкційних сталей є ефективним напрямком підвищення експлуатаційних властивостей техніки [1-4].

Основним завданням нанотехнологій є отримання наноматеріалів із заданою структурою і властивостями та їхнє застосування за призначенням. Наноматеріали — це матеріали, що містять структурні елементи (зерна, кристаліти, блоки, кластери), геометричні розміри яких хоча б в одному вимірі не перевищують 100 нм і які мають якісно нові властивості й характеристики [5-10]. В нанокристалічних матеріалах істотно змінюються механічні властивості. За певних умов ці матеріали можуть бути надтвердими або надпластичними [5-8, 11, 12]. Об'єкти із розмірами в межах 1...100 нм, прийнято вважати нанооб'єктами, але такі обмеження є досить умовними. При цьому, дані розміри можуть стосуватися як всього зразка (нанооб'єктом виступає увесь зразок), так і його структурних елементів (нанооб'єктом виступає його структура) [5, 13].

У вихідному стані наноматеріали можуть представляти собою порошок із наночастинок, тонкі плівки/покриття з кристалічною чи аморфною структурою та компактні матеріали з поруватою або щільною структурою, що складаються із дрібнодисперсних зерен. В основі методів отримання наноматеріалів лежать фізичні або хімічні процеси, які поділяються на: порошкові методи; методи

отримання тонких плівок/покриттів; кристалізація аморфних сплавів; методи інтенсивної пластичної деформації; комплексні методи – використання декількох підходів [9-13].

1.1. Термічна обробка деформованих металів і сплавів та напилених покриттів

Досягнення майже у всіх галузях промисловості в значній мірі залежить від успіхів у галузі металургійного виробництва. Підвищення міцності разом з достатньою пластичністю металів та різних сплавів дозволяє зменшити масу, а отже, і вартість споруджень і машин під час їхньої експлуатації й у багатьох випадках під час виготовлення. Тому постійно прагнуть поліпшити механічні характеристики металу як у стані поставки, так і під час наступної обробки.

Проведення передрекristалізаційної термічної обробки приводить до підвищення показників фізико-механічних властивостей металів та сплавів, таких як: межі міцності, твердості, пластичності, демпфуючих властивостей, коефіцієнту розсіювання енергії, підвищення питомого електроопору та лінійного коефіцієнта ослаблення іонізуючого випромінювання, зменшення коефіцієнта теплопровідності. Цей ефект зумовлений утворенням здрібненої полігонізаційної субструктури в об'ємі матеріалу, субзерна якої мають наномасштабний розмір. При переході структури матеріалу в наномасштаб його властивості переважно залежать від розміру нанооб'єктів із яких він складається. Це пояснюється тим, що зменшення розміру об'єктів призводить до зміни їх властивостей, та взаємодії з іншими об'єктами, що в свою чергу впливає на фізико-механічні властивості матеріалу. Наноматеріали, які мають наномасштабні структури, виявляють вищі показники фізико-механічних властивостей порівняно з звичайними об'ємними матеріалами. Це пояснюється значними силами взаємодії між атомами на поверхні нанорозмірних субзерен, а також малою кількістю структурних недосконалостей в об'ємі таких субзерен. Технологія передрекristалізаційного термічного оброблення (ПТО) включає в себе нагрівання виробу з покриттям до температури, близької до температури первинної рекristалізації матеріалу покриття або одного з його компонентів, та

короткочасну витримку (0,5–10 хвилин) з подальшим охолодженням до температури навколишнього середовища зі швидкістю, яка унеможливорює ріст субзерен. Зі збільшенням часу витримки починається процес збиральної полігонізації, що призводить до росту субзерен та погіршення фізико-механічних властивостей матеріалу.

Проведення ПТО передбачає пластичну деформацію матеріалу. Під час плазмового нанесення покриттів частинки порошку або розпиленого компактного матеріалу нагріваються до температури плавлення і прискорюються в середньому до 300 м/с. При співударі з поверхнею виробу або напиленням матеріалом вони пластично деформуються (гаряча деформація) та формують покриття за рахунок зварювання, адгезії та механічного зчеплення. Швидкість охолодження частинок досягає 10^8 °C/с. Ступінь деформації при цьому складає приблизно 60–75%. Гаряче деформування при великих швидкостях і ступенях деформації з подальшим швидким охолодженням запобігає протіканню процесу динамічної рекристалізації в матеріалі покриття, що зберігає наклеп. Під час проведення ПТО відбуваються процеси відпочинку і полігонізації деформованих металів і сплавів.

1.1.1 Процеси, що протікають при нагріванні деформованого металу

Полігонізація - процес перебудови та організації дислокаційної структури металів, шляхом перерозподілу дислокацій (рис.1.1). Полігонізація, яка відбувається під час нагрівання після легкого ковзання, відома як *стабілізуюча полігонізація* [4]. У матеріалах, які піддаються значній деформації через багатократне ковзання, полігонізація має складніший характер і велике практичне значення. У таких випадках у багатьох металах і сплавах починає формуватися структура, відома як "коміркова структура", де дислокації сплітаються між собою, утворюючи розмиті об'ємні границі областей. Ці області, які називаються "комірками", мають розмір близько одного мікрона, а товщина їх границь становить десяті частки мікрона [5]. При збільшенні ступеня деформації середня щільність дислокацій зростає через збільшення їх щільності на границях сплітань, а не всередині комірок. Через надлишок

дислокацій одного знаку в границях, сусідні комірки розорієнтовані під кутами, що знаходяться в інтервалі від декількох секунд до декількох градусів.

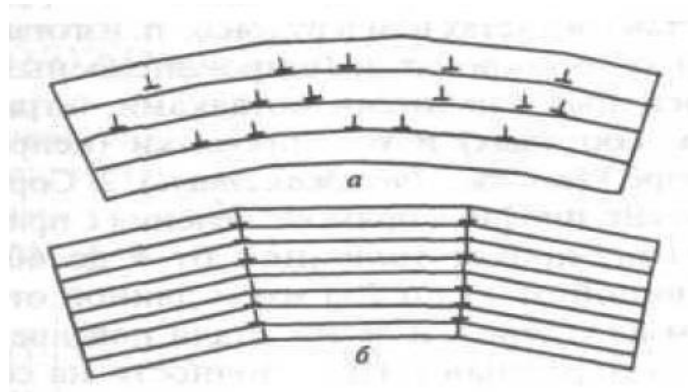


Рисунок 1.1 - Схема полігонізації: *а* - наклепаний метал до полігонізації; *б* - стінки після стабілізуючої полігонізації

Полігонізація утворюється при пластичній деформації, коли коміркова структура розвивається. Границі комірок стають більш вузькими і намагаються перетворитися з об'ємних у плоскі. Комірки повністю оконтурюються малокутовими границями, і всередині комірок залишається мало дислокацій. Добре оформлені комірки називають субзернами, а структуру відповідно субзереною.

При збільшенні тривалості витримки та підвищенні температури, розміри полігонізації субзерна можуть збільшитися до значних розмірів (до 10 мкм). У цьому випадку їх ріст відбувається в межах вихідних деформованих зерен. Процес, коли полігонізація досягає таких розмірів, називається рекристалізацією на місці. Рекристалізація на місці, за своєю природою, є процесом полігонізації, а не рекристалізації [4,5].

На малюнку (рис. 1.2) ілюстровано зміни в структурі металу, що виникають внаслідок пластичної деформації та рекристалізації.

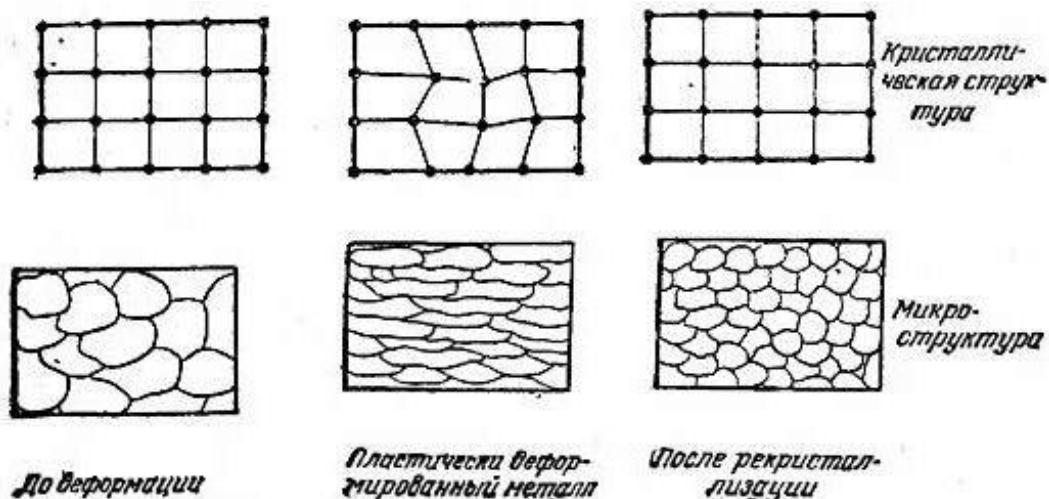


Рисунок 1.2 - Схема зміни структури металу при деформації та рекристалізації

В даний час при виробництві масових видів прокатної продукції широко використовуються технології термомеханічного зміцнення, що базуються на результатах фундаментальних досліджень механізмів і закономірностей формування дефектної субструктури і структурно-фазових станів [14, 15].

1.1.2 Термомеханічна обробка металів

Термомеханічна обробка (ТМО), що включає прискорене з різною інтенсивністю охолодження прокату, є найбільш ефективним способом отримання металопродукції підвищеної і високої міцності з економно легованої сталі з зниженим вуглецевим еквівалентом і гарантує хорошу зварюваність. Контролюючи температурні параметри деформації та швидкість охолодження, отримують прокат для будівельних конструкцій з межею плинності від 350 до 600 МПа [16, 17]. Існує два основні способи термомеханічної обробки.

Високотемпературна термомеханічна обробка (ВТМО). Вона полягає в тому, що безпосередньо після гарячої обробки тиском (прокатки, штампування), коли сталь має температуру вище за A_{c3} і аустенітну структуру, проводиться різке охолодження - гартування. За короткий час між закінченням прокатки (або штампування) та гартуванням рекристалізація не встигає відбутися. У зв'язку з цим наклеп і зміцнення, що виникли при пластичній деформації під час прокатки або штампування, не усуваються і залишаються в

сталі після її охолодження. Після гартування до цього додається ще зміцнення внаслідок утворення твердої мартенситної структури. Мартенсит, що утворюється в цих умовах, крім своїх дислокацій ніби успадковує дислокації, що виникли при наклепі. Ясно, що чим коротший проміжок часу між закінченням прокатки і гартуванням, коли сталь має високу температуру, тим більше збережеться дислокацій і тим більшим буде ефект зміцнення. Фактично, цей час становить кілька секунд, протягом яких частково відбувається рекристалізація, що знижує ефект зміцнення. Це один із головних недоліків способу ВТМО [15].

Низькотемпературна термомеханічна обробка (НТМО). Сталь нагрівають до аустенітного стану, а потім охолоджують нижче за температуру рекристалізації, але вище температури початку мартенситного перетворення, тобто в температурному інтервалі приблизно 400-600°C. У цьому інтервалі, в якому зберігається аустенітна структура, проводиться деформація сталі, наприклад штампування. Деформація викликає наклеп аустеніту, рекристалізації ж у цих умовах не відбувається. Потім проводиться гартування: утворюється мартенсит, який, як і попередньому способі, успадковує дислокації, отже, і зміцнення, отримане при деформації. Тут усунений недолік першого способу, так як рекристалізація практично відсутня, і тому найповніше використовується ефект зміцнення від наклепу. Однак технологічно цей спосіб складніший, тому що важко здійснювати обробку тиском у такому вузькому інтервалі температур [14].

Дослідження процесів термомеханічної обробки повинно включати встановлення зв'язків між механічними властивостями готового продукту і еволюцією структури, фазового складу і дислокаційної субструктури для кожного конкретного виробу. Тільки в цьому випадку можлива розробка оптимальних режимів зміцнення та цілеспрямоване управління експлуатаційними властивостями. В даний час у світовій практиці на металургійних заводах і комбінатах широко використовують процеси зміцнення в потоці станів за раціональними режимами, що забезпечують у

прокаті задані вимоги щодо міцності та опору крихким руйнуванням з максимальним економічним та екологічним ефектами [17, 18].

Зміцнення у процесі прокатки характеризується специфічними умовами: короткочасність перебігу процесу, змінна швидкість обробки, обмеженість у просторі, відсутність поздовжньої жорсткості стрижнів, нестабільність параметрів тощо. В результаті вивчення закономірностей гідродинамічних і теплофізичних процесів розроблені пристрої, що дозволяють охолоджувати зі швидкістю 150-400 град/с стрижні, що рухаються високошвидкісним потоком води (до 40 м/с і більше), що подається під тиском до 0,8 МПа [20].

Термомеханічне зміцнення за режимом перерваного гартування в лінії сортових станів забезпечує підвищення механічних властивостей арматури діаметром 12-50 мм без використання дорогих легуючих добавок [20].

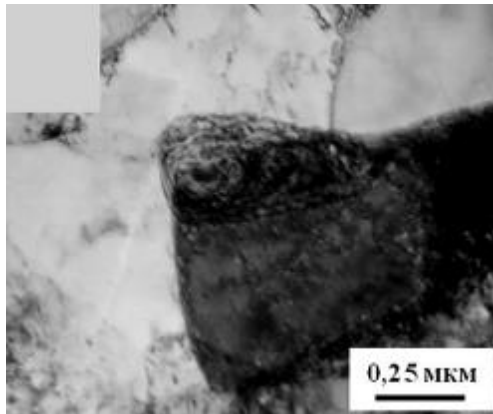
У роботах [21, 22] встановлено природу і закономірності формування механічних властивостей, структур і фазового складу арматури зі сталей марок Ст3пс і 18Г2С в процесі термічного зміцнення за режимом перерваного гартування. Показано, що формування та еволюція градієнтних структурно-фазових станів при охолодженні стрижнів методом перерваного гартування пов'язане з дією різних механізмів перетворення. В осьовій (центральної) зоні — дифузійний розпад аустеніту при одночасному виділенні частинок цементиту, що призводить до подрібнення феритного зерна та заміщення пластинчастого перліту псевдоперлітом. У перехідному шарі - утворення двофазної суміші з аустенітної матриці з розташованими всередині неї частинками глобулярного карбіду заліза на стадії охолодження і дифузійне перетворення з додатковим виділенням частинок пластинчастого карбіду заліза на стадії самовідпуску. У поверхневому шарі - утворення мартенситу в результаті бездифузійного розпаду аустеніту при охолодженні і фрагментація кристалів мартенситу в результаті релаксації дислокаційної субструктури, зародження центрів рекристалізації і перебіг процесу карбідоутворення на стадії самовідпуску.

У роботах [21, 22] встановлено кількісні закономірності формування структури, фазового складу та механічних властивостей у різних перерізах двотавра при прискореному охолодженні в різних режимах (швидкість прокатки 4,5–6,0 м/с; температура прокату на час вступу на холодильник 690–970°C; тиск води 1,5–3,5 атм.). Розроблено оптимальний режим термомеханічного зміцнення. Варіювання технологічними параметрами (швидкість і температура прокатки, кількість і порядок включення секцій примусового охолодження тощо) визначає зміну температури в часі у перерізі профілю у процесі прискореного охолодження, тобто. структурно-фазовий стан сталі. Сформовані структури і субструктури неоднорідні за перерізом профілю. Це кардинальним чином впливає на формування комплексу міцнісних та пластичних властивостей, опір деформуванню та руйнуванню матеріалу [20].

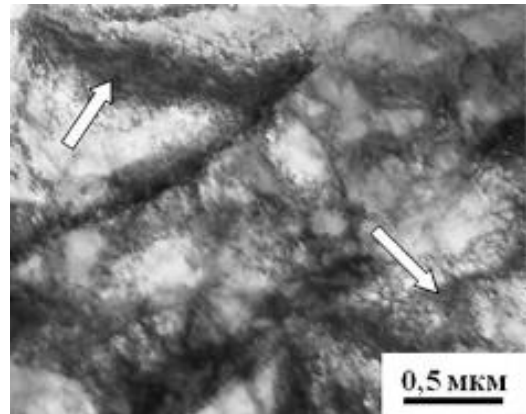
При прокатуванні без прискореного охолодження в поверхневому шарі заготовки формується субзеренна структура. Субзерна мають нерівноосну форму (рис. 1.3 а), розмір субзерен змінюється в межах від 100 до 300 нм; азимутальна складова кута повної розорієнтації субзерен змінюється в межах від 5 до 10,5 град. В обсязі субзерен виявляється дислокаційна субструктура (рис. а). Дислокації розташовані хаотично або формують сітчасту субструктуру. Скалярна щільність дислокацій досягає величини $3,0 \times 10^{10} \text{ см}^2$ [23].

У поодиноких випадках у поверхневому шарі зразка присутні кристали, що нагадують за морфологією пакетний мартенсит [24]. По межах кристалів мартенситу розташовуються прошарки другої фази, які, як свідчить аналіз мікроелектронограм, є залишковим аустенітом. В об'ємі кристалів мартенситу спостерігається дислокаційна субструктура у вигляді сіток, а скалярна щільність дислокацій становить $1 \times 10^{11} \text{ см}^2$. Смогова субструктура, що являє собою систему паралельних дислокаційних субмеж, є ще одним типом субструктури, що формується в сталі 09Г2С при термомеханічному зміцненні (рис. 1.3 б). Смогова дислокаційна субструктура, як показано в [25], формується при високій щільності дислокацій в умовах інтенсивного протікання процесу анігіляції дислокацій та наявності внутрішніх полів напруг, що призводять до

поділу дислокацій різних знаків. Як правило, смугова субструктура фрагментована, тобто. розбита на слабозорієнтовані області різних розмірів. Об'ємна частка смугової структури $V=36\%$.



а



б

Рисунок 1.3 – Електронно-мікроскопічні зображення субструктури, що формується в сталі 09Г2С при термомеханічній обробці: а – субзерна; б - смугова субструктура [23]

Формування нанорозмірної фази в низьколегованих промислових сталях в умовах термосилового впливу можливе при реалізації цілого ряду процесів, основним елементом яких є перетворення карбідної підсистеми [22],[23]. Для сталі 09Г2С такими є кілька процесів. По-перше, диспергування цементитних пластин перлітних колоній шляхом розрізання їх рухомими дислокаціями. По-друге, розчинення пластин цементиту перлітних колоній і повторне виділення частинок цементиту на дислокаціях, межах блоків, субзерен і зерен. По-третє, розпад твердого розчину вуглецю в α -залізі, що формується в умовах прискореного охолодження сталі. По-четверте, перетворення залишкового аустеніту з утворенням частинок карбіду заліза. По-п'яте, реалізація дифузійного механізму γ - α -перетворення в умовах високого ступеня деформації та високих температур обробки [23].

Досить перспективними є дослідження, пов'язані з проведенням РККП та наступної низькотемпературної термічної обробки при температурах 250...550 °С [26, 27, 28]. Так встановлено, що структура досліджуваної сталі 09Г2С після РККП складається з розподілених у деформованій феритної матриці

відокремлених карбідів діаметром $\sim 300 \dots 500$ нм і карбідних конгломератів, середній розмір феритних областей вільних від перліту дорівнює ~ 5 мкм. Зазвичай, при досягненні досить високих температур субмікрокристалічний матеріал легко переходить у крупнокристалічний стан, втрачаючи властивості, зумовлені малим розміром зерен. Але при використаних помірно високих температурах спостерігали процес подальшого подрібнення структурних елементів. Видно, що розмір феритних включень зменшується, триває процес диспергування цементиту, відбувається їх розчинення з дифузією вуглецю в ферит, що супроводжується сфероїдизацією та розосередженням карбідів. Це добре видно при великих збільшеннях мікроскопу (рис.1.4)

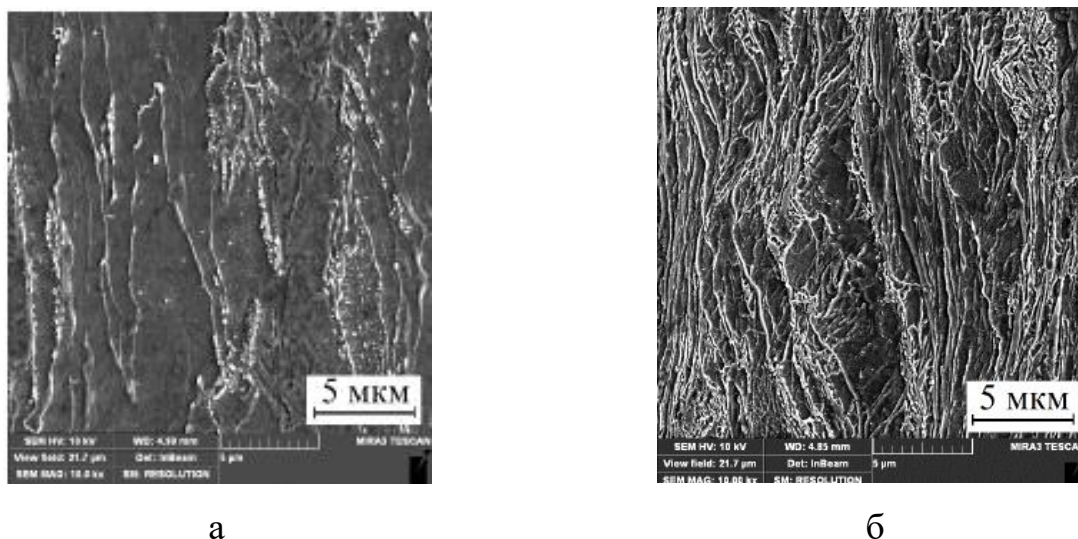


Рисунок 1.4 – Мікроструктура сталі 09Г2С після РККП (а) та РККП і термічної обробки при 350 °С (б) [26]

Внутрішня структура фериту містить витягнуті елементи субмікронного розміру в діаметрі/ Мінімальний радіус карбідних частинок становив ≈ 30 нм, розмір оптично роздільних феритних проміжків $\approx 1,7..2$ мкм.

Також проведені дослідження впливу термічної обробки після РККП на твердість сталі 09Г2С [28]. Показано, що процеси рекристалізаційного відпалу при 250 і 350 °С не тільки зміщують максимум гістограм мікротвердості у бік її збільшення, але і звужують їх практично до двох центральних піків. Очевидно, така різка зміна твердості сталі - наслідок процесу первинної рекристалізації, тобто можна вважати, що при 250 °С вже досягнуто температури її початку. Як

видно з деякого зниження середньої мікротвердості, при 450 °C ініціюється механізм збиральної рекристалізації, і вже при 550 °C це призводить до істотного падіння мікротвердості та твердості.

Таким чином, аналіз мікроструктури і мікротвердості сталі 09Г2С в дрібнозернистому стані, досягнутому РККП, вказує на подальше диспергування елементів структури при нагріванні в діапазоні 250 ... 550 °C з утворенням однорідної субмікронної матриці і карбідів зниженої розмірності (мінімальний радіус карбідних частинок 30нм). Виявлена специфіка рекристалізації сталі 09Г2С після РККП дозволяє прогнозувати можливі галузі комбінованого використання цих методів як технологію отримання об'ємних наноструктурованих матеріалів.

Слід очікувати, що низькотемпературна рекристалізація, що забезпечила отримання наноструктурованого стану сталі, дасть технічно значущий ефект у плані комплексного поліпшення механічних та трибологічних характеристик. Також можна припускати стійкість отриманої структури при подальшому нагріванні в діапазоні вищих (вище 550 °C) температур. У сталі 09Г2С рекристалізаційний відпал, завдяки армуванню внутрішніх границь та субграниць нанодиспергованими частинками, повинен надати стабілізуючий вплив на структуру у разі наступних термічних та термосилових впливів [26]. Таким чином, результати дослідження явищ структурування сталі 09Г2С після пластичної деформації та низькотемпературного відпалу показують можливість використання комбінації цих методів як технології для отримання об'ємних сплавів з нанокристалічними елементами структури, що мають унікальні експлуатаційні властивості [26, 27, 28].

1.2. Формування здрібнених субструктурних елементів у деформованих металах і сплавах та напиленіх покриттях передрекристалізаційною термічною обробкою

Майже усі фізико-механічні властивості значно залежать від розміру субзерен. Тому одним з методів підвищення фізико-механічних властивостей та поліпшення експлуатаційних показників є розмелювання деформованих зерен у

структурі металу, що призводить до появи нових, з більш досконалою структурою, дрібних субзерен.

Пластичність та в'язкість сплавів та металів змінюються в залежності від розміру зерен. Зменшення розміру зерен призводить до підвищення в'язкості. Розмір зерен, які утворюються під час рекристалізації, головним чином залежить від ступеня пластичної деформації та температури, при якій відбувається рекристалізація. Зв'язок між розміром зерен, ступенем деформації та температурою зазвичай ілюструється за допомогою діаграм рекристалізації (рис.1.5).

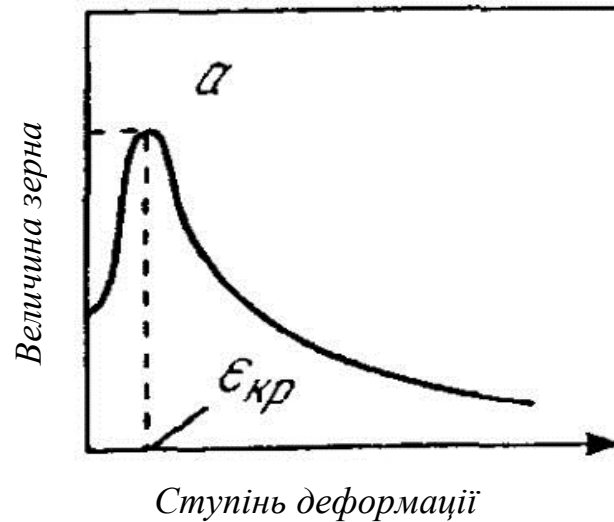


Рисунок 1.5 - Схема розміру зерна рекристалізованого металу від деформації

Автори досліджень [3, 7] показали, що є ще не всі можливості для підвищення фізико-механічних властивостей металів та сплавів за допомогою деформаційно-термічної обробки. Результати вказують на те, що передрекристалізаційна термічна обробка призводить до збільшення твердості та зменшення теплопровідності пластично деформованих металів і сплавів шляхом подрібнення їхньої структури.

Великі ступені деформації (понад 70-80%) призводять до зменшення розмірів зерен через ковзання. Під час нагрівання пластично деформованого

матеріалу відбувається процес видалення внутрішніх напружень і наклепу, який складається з двох етапів: повернення та рекристалізації.

Під час повернення відбуваються процеси полігонізації. Якщо при великих ступенях деформації утворюється комірчаста структура, то під час нагрівання до температури $0,3 - 0,4 \cdot T_{пл}$, комірки перетворюються на субзерна з границями великої кривизни, і полігонізація відіграє важливу роль як початкова стадія рекристалізації.

При нагріванні до відносно низької температури дислокації перерозподіляються шляхом переповзання та поперечного ковзання, і субзерна матимуть малорухливі границі малої кривизни. Така структура не сприяє формуванню центрів рекристалізації, і полігонізація в цьому випадку буде конкурувати з рекристалізацією.

При нагріванні до вищої температури важливу роль починає грати консервативне ковзання, і шляхи перерозподілу дислокацій будуть іншими.

У статті [9] були представлені результати досліджень, які показали, що передкристалізаційна термічна обробка призводить до збільшення твердості за рахунок здрібнення структури. Зокрема, збільшення пластичної деформації від 40 до 80% призводить до підвищення твердості після передкристалізаційної термічної обробки сталі У8 у середньому на 15..34%.

1.3. Мікроструктура металів після передкристалізаційної термічної обробки

Області когерентного розсіювання (ОКР) рентгенівських променів, а точніше їх розмір, у деформованих металах і сплавах після короточасної витримки при температурі первинної рекристалізації (0,5-10 хвилин) забезпечує максимальну твердість, яка є 1,5-2,3 рази меншою, ніж у пластично деформованому стані. При збільшенні тривалості відпалу до 35 хвилин, розмір ОКР збільшується, а твердість зменшується порівняно з пластично деформованим станом.

Результат підвищення твердості і зниження теплопровідності після короточасної витримки при температурі первинної рекристалізації (0,5-10

хвилин) у пластично деформованих металах і сплавах пояснюється здрібненням елементів мікроструктури. Деформація, яка виникає внаслідок численних ковзань, призводить до формування "комірчастої структури". Під час нагрівання тримірні стінки перетворюються в малокутові субмежі, а комірочки - в субзерна[8]. Ріст більш крупних субзерен відбувається через дрібні субзерна. Цей процес називається *збиральна полігонізація*.

На етапі передкристалізаційної полігонізації, до досягнення певного розміру зерен, можна очікувати підвищення твердості, зниження теплопровідності та покращення інших фізико-механічних властивостей порівняно з деформованим станом завдяки здрібненню зерен.

1.4. Фізико-механічні властивості технічно чистого заліза після передкристалізаційної термічної обробки

Залізо - феромагнітний перехідний поліморфний метал. Температура плавлення чистого заліза $1539\text{ }^{\circ}\text{C}$. Структура заліза складається з рівноосних поліедрів, які розділені тонкими прожилками кордонів зерен. Чисте залізо має досить великі зерна. Технічним залізом називають сплави заліза з вуглецем, якщо вміст вуглецю в них не перевищує 0,02% (за масою). Збільшення кількості домішок, включаючи вуглець, зменшує розмір зерна і збільшує товщину кордонів. У технічному залізі можливе утворення прожилок третинного цементиту вздовж кордонів зерен.

Передкристалізаційне термічне оброблення пластично деформованого технічно чистого заліза призводить до значного підвищення твердості, яке є дуже вираженим (рис.1.4). Максимальне значення твердості, отримане в результаті такого оброблення, завжди перевищує значення твердості після пластичної деформації [6].

Оскільки у технічно чистих металів відсутні процеси фазових перетворень під час полігонізації (наприклад, розпад пересиченого твердого розчину), це дозволяє називати таке оброблення передкристалізаційним термічним обробленням, яке забезпечує найбільший приріст твердості, оптимальним. Для всіх рівнів деформації найвищі значення твердості спостерігалися при

температурі передрекристалізаційного термічного оброблення 500°C , що відповідає температурному порогу рекристалізації технічно чистого заліза [6].

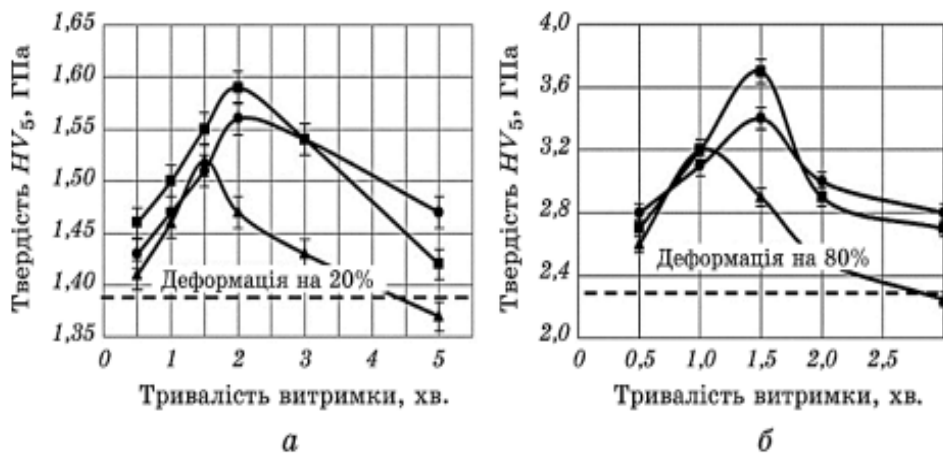


Рисунок 1.6 - Залежність твердості від часу витримки і температури передрекристалізаційного термічного оброблення технічно чистого заліза:

а — деформація 20%, *б* — деформація 80% [35]

Підвищення межі міцності після термічної обробки пластично деформованого заліза (рис. 1.6) пояснюється тим, що деформація металу призводить до утворення дислокаційних сплетінь, які створюють комірчасту структуру. Під час нагрівання межі комірок стають плоскими, що дозволяє дислокаціям виходити на поверхню і перетворюватися у дрібні субзерна з малокутовими межами. Під впливом зовнішнього навантаження дислокації рухаються до межі субзерна і затримуються там.

Поступово, зі зростанням кількості дислокацій, напруження збільшується, але цього недостатньо для переходу між субзернами через межу. Тому ковзання відбувається за рахунок збудження дислокацій у сусідньому субзерні при досягненні певного рівня напруження. Опір деформації залежить від протяжності субмежі та взаємодії між субзернами, розділеними цією субмежею.

Вид оброблення	Межа міцності σ_v , МПа	Відносне подовження δ , %	Відносне звуження ψ , %	Логаритмічний декремент згас- них коливань δ_{cp} , %	Коефіцієнт тепло- провідності λ , Вт/(м·К)	Питомий електро- опір $\rho \cdot 10^{-7}$, Ом·м	Розмір ОКР D , нм
Відпал 800°C, 60 хв.	120	30	60	1,95	84,3	1,27	>200
Деформація 60%	698	10	14	2,8	65	1,52	131
Деформація 60%, перед- рекристалізаційне термічне оброблення 500°C, 1,5 хв.	921	16	34	4,6	32	1,70	78

Рисунок 1.7 - Значення фізико-механічних властивостей та розміру областей когерентного розсіювання технічно чистого заліза залежно від виду оброблення [35]

З наданих у рис. 1.7 даних видно, що після передрекристалізаційного термічного оброблення пластично деформованого технічно чистого заліза спостерігається збільшення значення питомого електроопору. Це пояснюється тим, що електроопір металевих твердих тіл переважно зумовлений розсіюванням електронів на дефектах структури та домішках, тому значне підвищення питомого електроопору відбувається за умови зменшення розміру структурних елементів. З цього можна зробити висновок, що передрекристалізаційне термічне оброблення пластично деформованого технічно чистого заліза призводить до зменшення розмірів субструктури. Теплопровідність зразків технічно чистого заліза після деформації значно нижча, ніж у відпаленому стані [6].

Передрекристалізаційне термічне оброблення спричиняє подальше зниження теплопровідності. Зменшення коефіцієнта теплопровідності після деформації пояснюється збільшенням кількості дефектів на межах субзерен. Зниження теплопровідності в результаті передрекристалізаційного термічного оброблення пов'язане з подрібненням субструктури — чим дрібніші субзерна і

більше викривлень кристалічної ґратниці, тим менше теплопровідність.

Поліпшення фізико-механічних властивостей пластично деформованого технічно чистого заліза у результаті передрекристалізаційного термічного оброблення викликано подрібненням субструктури, що підтверджується результатами структурних досліджень. Структура деформованого на 60% технічно чистого заліза складається зі світлих полів — осередків, позбавлених дефектів, і темних областей у вигляді скупчення лінійних дислокацій, хаотично розташованих в об'ємі зразка. Густина дислокацій в технічно чистому залізі після пластичної деформації на 60% (рис.1.8, *а*) склала приблизно $\rho = 1,2 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$. Подальше передрекристалізаційне термічне оброблення при 500°C з витримкою 1,5 хв. приводить до впорядкування дислокаційної структури, утворення сіток з малокутовими межами (рис.1.8, *б*) рівномірно розподілених по площі зерна. При цьому густина дислокацій зменшується до приблизно $\rho = 3,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, що викликано упорядкуванням структури і частковим перебігом релаксаційних процесів при нагріванні деформованого металу. Відбувається здрібнення субструктурних елементів, про що свідчать дані визначення розміру ОКР-методами рентгеноструктурного аналізу[6].

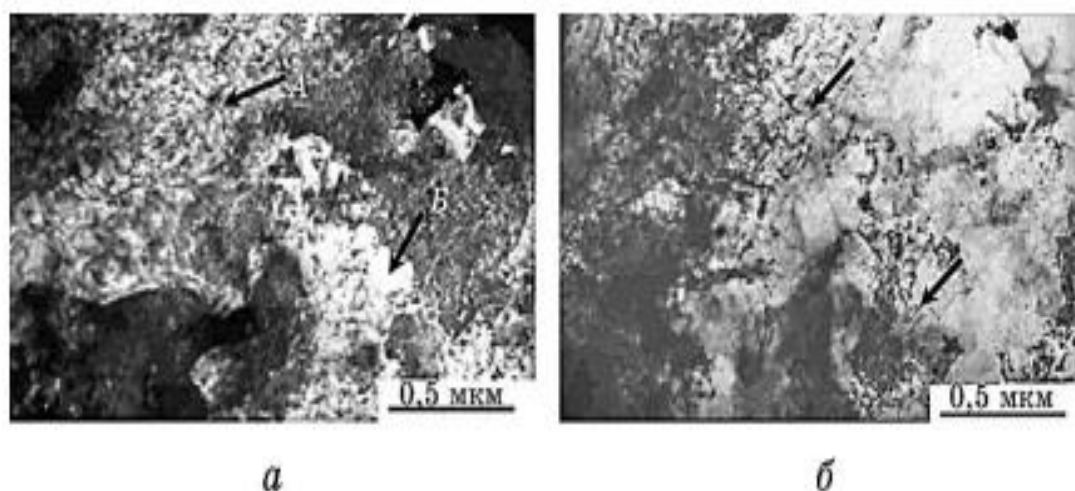


Рисунок 1.8 - Мікроструктура технічно чистого заліза: *а* - після пластичної деформації на 60% (А - лінії виходу дислокацій, Б - зерно без дефектів), *б* - після передрекристалізаційного термічного оброблення при 500°C впродовж 1,5 хв [35]

Це являє собою пряме підтвердження розщеплення підструктури пластично деформованого технічно чистого заліза під час передрекристалізаційної термічної обробки.

1.5. Висновки і поставка задачі кваліфікаційної роботи бакалавра

Виходячи з проведеного аналізу науково-технічної літератури стосовно сучасного стану та шляхів розвитку процесів деформаційно-термічної обробки металів та сплавів встановлено, що перспективним напрямом є передрекристалізаційна обробка, однак її застосування стримується невеликою тривалістю витримки (при 500° 5-10 хвилин). Тому метою роботи дослідження можливостей термічної стабілізації полігонізаційної субструктури на прикладі заліза.

Отже, як ми бачимо, для досягнення мети необхідно вирішити наступні питання:

- Провести аналіз джерел інформації щодо підвищення фізико-механічних властивостей пластично деформованих металів і сплавів та напилених покриттів термічною обробкою;
- Проаналізувати результати досліджень щодо термічної стабілізації ефекту підвищення твердості деформованого заліза при перед кристалізаційній термічній обробці;
- Дослідити вплив комбінованого деформування на субструктуру технічно чистого заліза після передкристалізаційної термічної обробки;
- Розробити технічні рекомендації щодо застосування термічної стабілізації полігонізаційної стабілізації полігонізаційної субструктури;
- Розрахувати економічну ефективність;

РОЗДІЛ 2. АНАЛІЗ РЕЗУЛЬТАТІВ ДОСЛІДЖЕНЬ ЩОДО ТЕРМІЧНОЇ СТАБІЛІЗАЦІЇ ЕФЕКТУ ПІДВИЩЕННЯ ТВЕРДОСТІ ДЕФОРМОВАНОГО ЗАЛІЗА ПРИ ПЕРЕДРЕКРИСТАЛІЗАЦІЙНІЙ ТЕРМІЧНІЙ ОБРОБЦІ

2.1. Вплив комбінованого деформування

Процес рекристалізації виявляється чутливим до структурних змін, що відбуваються в металах та сплавах під впливом деформації. Швидкість деформації впливає на структуру, що формується, і визначає схильність до рекристалізації. Різниця у структурі, отриманій при різних швидкостях деформації, призводить до того, що при однаковій величині деформації початок рекристалізації відбувається при більш низьких температурах та протікає інтенсивніше [29]. Енергія активації для утворення 50% рекристалізаційного об'єму має менше значення при статичному навантаженні і найбільше – при динамічному. Дослідження щільності дислокацій у сталях після статичної та динамічної деформації показали, що щільність дислокацій після динамічної дії близько в 1,3 рази більша, ніж після статичної [29].

У роботі [30] порівнювали вплив статичного і динамічного деформування з наступною передрекристалізаційною термічною обробкою на твердість сталей. Виявлено, що динамічна деформація призводить до нерівномірного розподілу зерен за розміром у зразку, що ускладнює фіксацію полігонізаційної субструктури та знижує приріст твердості після передрекристалізаційної термічної обробки порівняно зі статичним деформуванням.

Тому, для виявлення можливості стабілізації полігонізаційної субструктури, проведено дослідження комбінованого деформування за допомогою різних методів [31].

2.1.1 Комбінування холодного прокатування та статичного деформування

Відпалені зразки технічно чистого заліза були піддані холодному прокатуванню на прокатному стані на 40 %, після чого зразок був підданий

статичній деформації на 40 % на гідравлічному пресі. Після цього проводилася передрекristалізаційна термічна обробка при температурі 500 °С з витримкою до 60 хвилин. Результати впливу передрекristалізаційної термічної обробки на твердість технічно чистого заліза показано на рисунку 2.1.

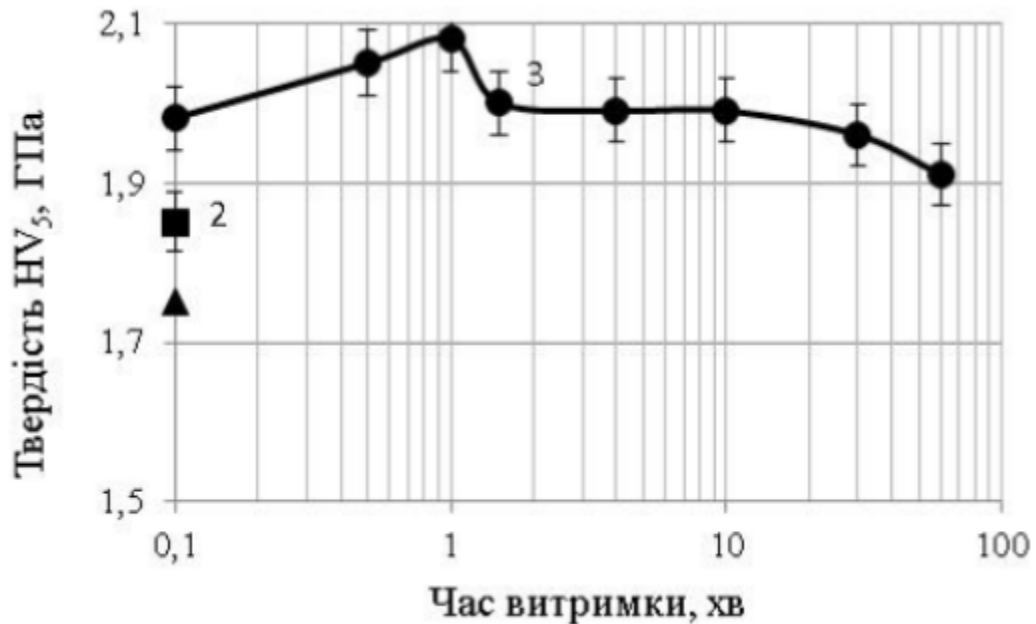


Рисунок 2.1. - Вплив комбінованого деформування (прокатування на 40 % з наступною статичною деформацією на 40 %) та наступної передрекristалізаційної термічної обробки на твердість технічно чистого заліза: 1 – твердість після прокатування; 2 – твердість після прокатування та наступного статичного деформування; 3 – твердість після комбінованого деформування та наступної термообробки [35]

З результатів досліджень [35], які представлені на рисунку 2.1, видно, що залежність твердості від тривалості витримки при передрекristалізаційній термічній обробці має виражений екстремальний характер. Оптимальний час витримки, який забезпечує найвищі показники твердості, становить 1 хвилину і призводить до досягнення максимального значення твердості - 2,08 ГПа, що на 19% вище, ніж після прокатування, та на 12% вище, ніж після комбінування прокатування і статичного деформування. Стабілізація субструктури відбувається у проміжку часу між 1,5 та 10 хвилинами, після чого твердість

починає поступово знижуватися. Твердість стабілізованої структури становить 1,99 ГПа, що лише на приблизно 4% нижче від максимального значення. Після 60-хвилинної витримки твердість складає 1,91 ГПа, що лише на 3% вище, ніж після комбінованого деформування.

Таким чином, таку обробку можна застосовувати для деталей з невеликими розмірами, але для великих деталей комбінування прокатування та статичної деформації сумарно на 80% не є доцільним.

Для перевірки можливості комбінування прокатування та статичного деформування проведений експеримент з загальною величиною деформації на рівні 60%, де зразки технічно чистого заліза спочатку були деформовані на 30% на прокатному стані, а потім ще на 30% на гідравлічному пресі. Після цього для деформованих зразків була проведена передрекристалізаційна термічна обробка при температурі 500 °С, результати дослідження твердості наведено на рисунку 2.2 [35].

З отриманих даних на рисунку 2.2 видно, що залежність твердості від тривалості витримки при передрекристалізаційній термічній обробці також має виражений екстремальний характер. Оптимальним часом витримки є 1 хвилина, яка забезпечує найвищу твердість - 1,85 ГПа, що на 48% вище, ніж після прокатування, та на 12% вище, ніж після комбінації прокатування і статичного деформування.

Стабілізація структури відбувається у проміжку часу між 7 та 20 хвилинами, твердість при цьому складає 1,71 ГПа, що лише на 4% вище, ніж після комбінованого деформування сумарно на 60%, тому така обробка також не є доцільною для застосування до масивних деталей через незначну ефективність.

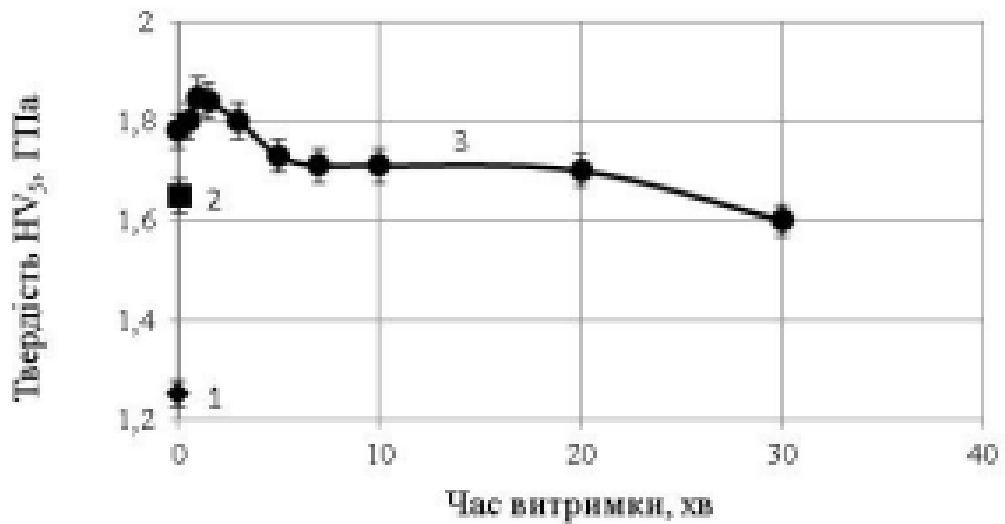


Рисунок 2.2 - Вплив комбінованого деформування (прокатування на 30 % з наступною статичною деформацією на 30 %) та наступної передрекристалізаційної термічної обробки на твердість технічно чистого заліза: 1 – твердість після прокатування; 2 – твердість після прокатування та наступного статичного деформування; 3 – твердість після комбінованого деформування та наступної термообробки [35]

Отримані результати щодо застосування комбінованої деформації для отримання стабілізованої полігонізаційної субструктури відкрили перспективу для подальших досліджень різних видів комбінування.

2.1.2 Комбінування динамічного деформування та наступного статичного деформування під кутом 90°

Для отримання високої твердості відбувалася комбінована деформація зразків технічно чистого заліза. Спочатку зразки піддавали динамічному деформуванню на 40%, після чого їх повертали на 90° і піддавали статичному деформуванню на 40%.

Таким чином, загальна деформація складала 80%. Потім проводилася передрекристалізаційна термічна обробка при температурі 500 °С з витримкою до 60 хвилин. Результати показали, що оптимальний час витримки для досягнення найвищої твердості склав 5 хвилин, що на 25% більше, ніж після прокатування, та на 15% більше, ніж після комбінації прокатування і статичного деформування.

Витримка від 20 до 60 хвилин не мала сенсу, оскільки приріст твердості був лише 6%. В цілому, комбінована деформація забезпечувала більший приріст твердості, ніж комбінація прокатування та статичного деформування після передрекристалізаційної термічної обробки.

Отримані результати показали, що комбінування динамічної та статичної деформації під кутом 90° є більш перспективним для отримання високої твердості, але такий підхід може бути складним для впровадження у промислових умовах.

2.1.3 Комбінування статичних деформацій під кутом 90° одна відносно одної

Для спрощення процесу комбінованого деформування досліджено поєднання двох статичних деформацій під кутом 90° одна до одної. Після цього проводилася передрекристалізаційна термічна обробка при температурі 500°C протягом 60 хвилин. Результати цього дослідження [35] представлені на рисунку 2.3.

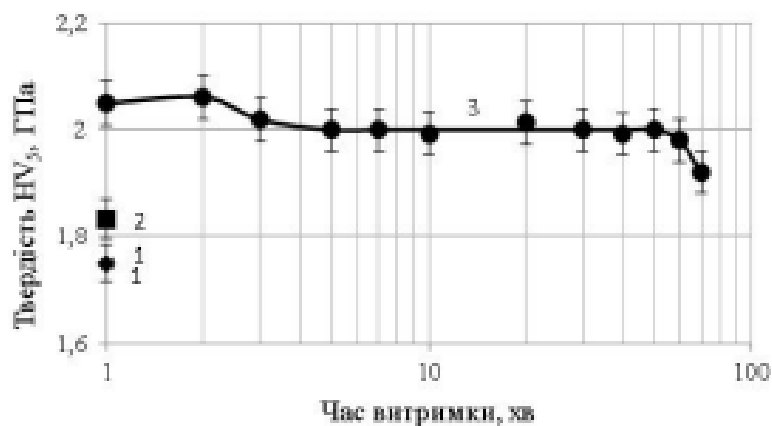


Рисунок 2.3 - Вплив комбінованого деформування (статичне деформування 40 % з наступною статичною деформацією на 40 % під кутом 90°) та наступної передрекристалізаційної термічної обробки на твердість технічного заліза: 1 – твердість після 1-ої статичної деформації; 2 – твердість після двох статичних деформацій під кутом 90° ; 3 – твердість після комбінованого деформування та наступної термообробки [35]

З цієї залежності, показаної на рисунку 2.3, видно, що при тривалості витримки від 5 до 60 хвилин спостерігається стабілізація полігонізаційної структури, що підтверджується постійною твердістю на рівні 2,0 ГПа. Крім того, залежність твердості від тривалості витримки має екстремальний характер, де максимальне значення твердості 2,1 ГПа досягається при термообробці з витримкою всього 2 хвилини, але різниця між цим максимальним значенням та стабілізацією складає лише 5% і знаходиться у межах похибки вимірювань.

2.1.4 Комбінування холодної динамічної та статичної деформації

Для вивчення впливу поєднання холодної динамічної та статичної деформації було проведено холодну динамічну деформацію технічно чистого заліза на 40 %, а потім статичну деформацію на 40 %. Твердість деформованого зразка становила 2,1 ГПа. Після комбінованої деформації здійснювалася передрекристалізаційна термічна обробка при температурі 500 °С. На графіку 2.4 показана залежність твердості від часу витримки під час передрекристалізаційної термічної обробки. З експериментальних результатів [35] видно, що стабілізація субструктури технічно чистого заліза спостерігається при тривалості витримки від 10 до 30 хвилин. Максимальне значення твердості досягається при витримці 2 хвилини і становить 2,06 ГПа, що на 18 % більше відносно динамічної деформації та на 12 % більше відносно комбінованої деформації.

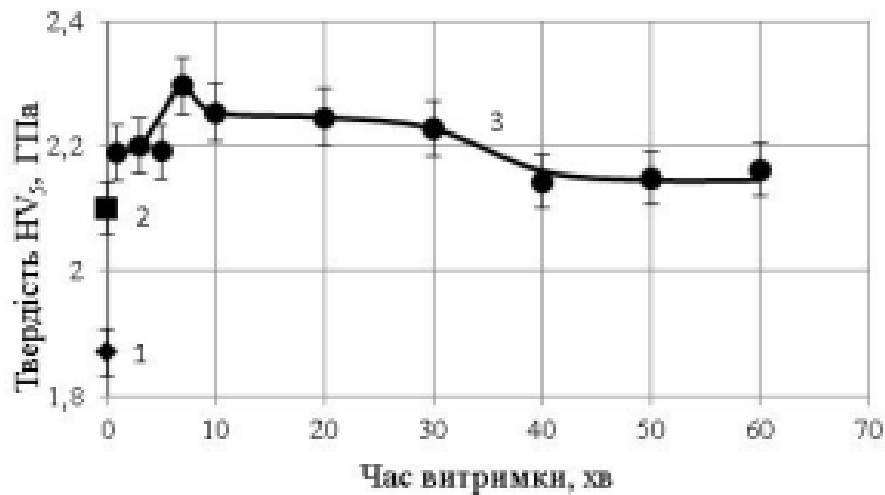


Рисунок 2.4 - Вплив комбінованого деформування (холодне динамічне на 40 % з наступним статичним деформуванням на 40 %) та наступної передрекристалізаційної термічної обробки на твердість технічно чистого заліза: 1 – твердість після динамічної деформації; 2 – твердість після динамічного та наступного статичного деформування; 3 – твердість після комбінованого деформування та наступної термообробки [35]

Далі досліджувалася можливість комбінування величини деформації: для цього відпалені зразки піддавали комбінованій деформації – холодній динамічній деформації на 30 %, після чого проводили статичну деформацію на 50 % (дослід 1), і навпаки, холодній динамічній деформації на 50 %, після чого проводили статичну деформацію на 30 % (дослід 2). Твердість після дослідів 1 складає 1,72 ГПа, а після дослідів 2 – 1,68 ГПа. Передрекристалізаційну термічну обробку комбіновано деформованих зразків проводили при температурі 500 °С. Результати досліджень представлені на графіку 2.5.

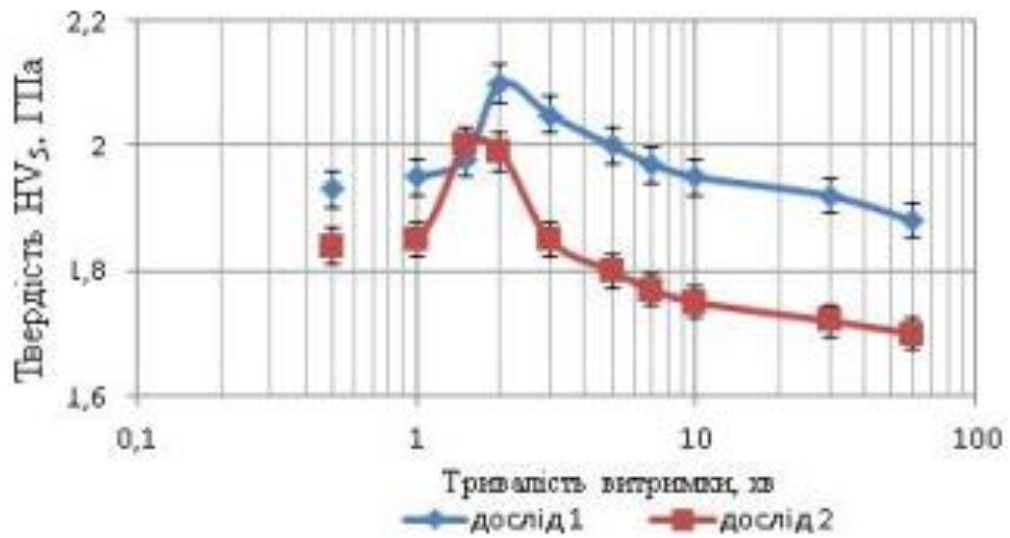


Рисунок 2.5 - Вплив передрекристалізаційної термічної обробки на твердість технічно чистого заліза після комбінованого деформування [35]

2.1.5. Комбінування гарячої динамічної та холодної статичної деформації

Комбінування гарячої динамічної та холодної статичної деформації було досліджено в контексті впливу на твердість технічно чистого заліза. Проведено експеримент, аналогічний попередньому, за винятком того, що динамічне деформування виконувалося при температурі 880 °С.

Результати показали, що комбінування гарячої динамічної та статичної деформацій не призводить до зміни твердості матеріалу. Максимальна твердість була досягнута при витримці 10 хв і складала 2,22 ГПа, так само, як у попередньому досліді (комбінування холодної динамічної деформації на 30 % та статичної деформації на 30 %). Проте, твердість знизилася до початкових значень після 60-хвилинної витримки через швидке проходження динамічної полігонізації, що робить цей метод неефективним з економічної точки зору.

З експериментальних даних на рисунку 2.6 видно, що стабілізація полігонізаційної структури не відбувається при комбінуванні гарячої динамічної та статичної деформацій. Максимальна твердість досягається при витримці 10 хв і складає 2,22 ГПа, як і в попередньому досліді, проте твердість знижується до початкових значень після 60-хвилинної витримки через швидке

проходження динамічної полігонізації, тому використання цього методу не є економічно доцільним.

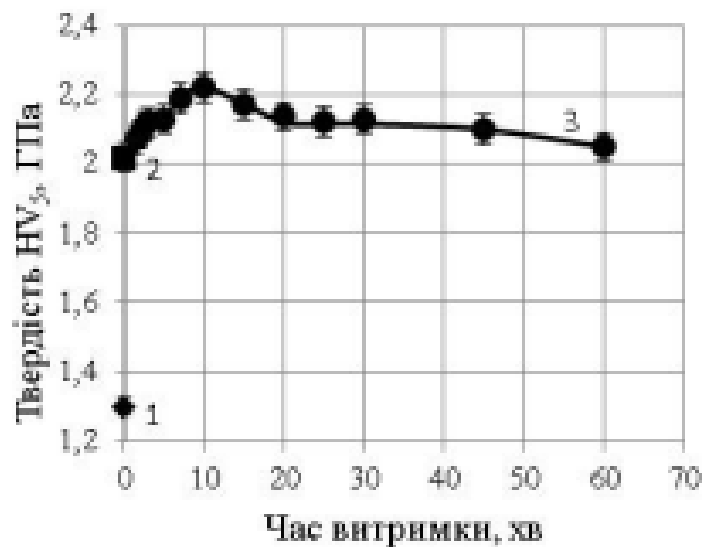


Рисунок 2.6 - Вплив комбінованого деформування (гаряча динамічна деформація на 30 % та статична деформація на 30 %) та наступної передрекristалізаційної термічної обробки на твердість технічно чистого заліза: 1 – твердість після динамічної деформації на 30 %; 2 – твердість після динамічного та наступного статичного деформування сумарно на 60 %; 3 - твердість після комбінованого деформування та наступної термообробки [35]

2.1.6. Комбінування теплої динамічної деформації та статичної деформації

На підставі попередніх результатів доцільно дослідити можливість поєднання теплої динамічної деформації (300 °С) з наступною статичною деформацією. Після теплої динамічної деформації твердість склала 1,95 ГПа, а після комбінованої деформації - 2,04 ГПа.

Потім була проведена передрекristалізаційна термічна обробка з витримкою 10 хв, обрана на підставі попередніх дослідів. Твердість після термообробки становила 2,08 ГПа, що на 2% вище, ніж після комбінованої деформації. Це свідчить про те, що застосування такої обробки не є доцільним.

Тому в майбутніх дослідженнях оптимальним видом деформації було обрано поєднання холодної динамічної на 30% та статичної на 30% деформацій

(узагальнено на 60%), оскільки це поєднання забезпечує високі показники твердості, дозволяє стабілізувати полігонізаційну структуру технічно чистого заліза і є простим у виконанні. Таким чином, далі під комбінованою деформацією маємо на увазі саме цей метод - поєднання динамічної деформації на 30% та статичної деформації на 30%.

2.2. Вплив комбінованого деформування на твердість технічно чистого заліза

Для підвищення ефективності експериментальних досліджень рекомендується використовувати математичні методи планування експерименту. Планування експерименту - це процедура розробки плану, який найкращим чином відповідає вимогам, спрямована на створення стратегії дослідження. Метою планування експерименту є встановлення правил та вимог для проведення досліджень, які дозволяють отримати достовірну та надійну інформацію про об'єкт дослідження з мінімальними затратами праці. На рівень твердості комбіновано деформованих технічно чистого заліза та вуглецевих сталей після передрекristалізаційної термічної обробки впливають хімічний склад, величина деформації, температура нагріву, швидкість охолодження та тривалість витримки. Тому для кожної досліджуваної сталі режим термічної обробки підбирається експериментально.

Однак основними параметрами, які впливають на твердість, є тривалість витримки (τ) та вміст вуглецю (C), тому для побудови моделі загального впливу на зміну твердості після термічної обробки як незалежні фактори було обрано тривалість витримки - X_1 та концентрацію вуглецю - X_2 . Інші параметри, такі як величина деформації, температура нагріву, швидкість охолодження, є постійними. Оскільки у нас лише два незалежних фактори, то був проведений повний факторний експеримент типу 2^k , де $k = 2$ [32, 33]. Кожен з факторів варіювали на двох рівнях, вибираючи граничні значення з експериментальних даних (табл. 2.1)

Таблиця 2.1 – Кодування та рівні факторів при плануванні експерименту

Фактор Код	Рівень	Тривалість витримки, хв	Концентрація вуглецю, %
	–	X_1	X_2
Нижній рівень	+1	0,5	0,02
Верхній рівень	–1	60	0,8
Основний рівень	0	30,25	0,41
Інтервал варіювання	ΔX_i	29,75	0,39

В результаті отримано рівняння регресії у розібраному вигляді:

$$Y = 2,64 - 0,00754\tau + 0,55C - 0,0175\tau C$$

Де Y – параметр оптимізації, твердість за Віккерсом HV_5 .

Отримане рівняння регресії [35] дозволяє визначити час витримки при ПТО для деформованого технічно чистого заліза та сталей, а також оцінити вміст вуглецю в сталях для досягнення максимального збільшення твердості порівняно з деформованим станом. Зменшення кількості вуглецю і тривалості витримки при ПТО підвищує приріст твердості, що характерно для технічно чистого заліза.

2.3. Висновки

В результаті досліджень, ми виявили наступне:

1. Для комбінування холодного прокатування та статичного деформування : обробка може бути використана для деталей з невеликими розмірами, але для великих деталей комбінування прокатування та статичної деформації на 80% не є ефективним.
2. Для комбінування динамічного деформування та наступного статичного деформування під кутом 90° : є більш перспективним для отримання високої твердості.
3. Для комбінування статичної деформації під кутом 90° одна відносно одної: терміном від 5 до 60 хвилин спостерігається стабілізація структури полігонізації, що підтверджується постійною твердістю на рівні 2,0 ГПа. Крім того, залежність твердості від тривалості витримки має виражений екстремальний характер, де максимальне значення твердості 2,1 ГПа

досягається при термообробці з витримкою всього 2 хвилини, але різниця між цим максимальним значенням та стабілізацією складає лише 5%.

4. Комбінування холодної динамічної та статичної деформації: стабілізація структури технічно чистого заліза відбувається при тривалості витримки від 10 до 30 хвилин.

РОЗДІЛ 3. ВПЛИВ КОМБІНОВАНОГО ДЕФОРМУВАННЯ НА СУБСТРУКТУРУ ТЕХНІЧНО ЧИСТОГО ЗАЛІЗА ПІСЛЯ ПЕРЕДРЕКРИСТАЛІЗАЦІЙНОЇ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ

Нами встановлена значне підвищення твердості та деформації інших механічних властивостей технічно чистого заліза після ПТО, тому практичний інтерес представляють результати дослідження. Субструктури, які призвели до змін властивостей: розмір областей когерентного розсіювання, кількість наноструктурних елементів та кут розорієнтування субзерен.

3.1. Дослідження впливу комбінованого деформування на розмір областей когерентного розсіювання рентгенівських променів

Розмір областей когерентного розсіювання деформованого технічно чистого заліза визначали трьома способами: за формулою Шеррера, методом гармонічного аналізу форми дифракційного профілю та методом кількісної металографії. *Визначення розміру ОКР за формулою Шеррера.* Для цього проводили зйомку дифрактограм, які зображено на рис. 3.1.

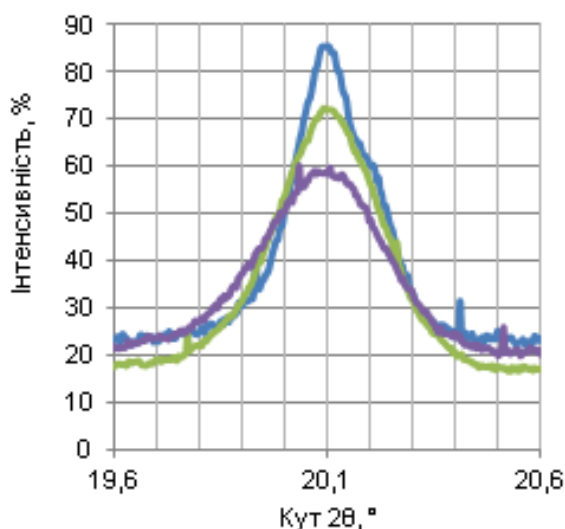


Рисунок 3.1 -. Дифрактограми технічно чистого заліза: 1 – еталон (після відпалу); 2 – після комбінованого деформування сумарно на 60 %; 3 - після комбінованого деформування сумарно на 60 % та наступної передрекristалізаційної термічної обробки, яка забезпечує максимум твердості

[35]

Зйомку проводили при молібденовому випромінюванні ($\lambda=0,071069$ нм) по відображенню [110] в інтервалі кутів 2θ від 18 до 22 °. Як еталон використовували технічно чисте залізо відпалене протягом 1 год при температурі 1000 °С, що забезпечує повне зняття напружень II роду. Для дослідження обрали зразки, які забезпечують максимальні значення твердості та зразки зі стабілізованою полігонізаційною субструктурою.

Дифрактограми технічно чистого заліза (рис. 3.1) опосередковано свідчать про здрібнення субструктури у результаті комбінованого деформування та наступної передрекристалізаційної термічної обробки, про що свідчать поширення та зниження рівня інтенсивності дифракційних максимумів на досліджуваних зразках.

В табл. 3.1 наведено розміри ОКР досліджуваних зразків технічно чистого заліза. З наведених даних випливає, що розмір ОКР після передрекристалізаційної термічної обробки при відповідному часі витримки зменшуються у порівнянні з деформованим станом металу.

Таблиця 3.1 - Середній розмір ОКР комбіновано деформованих зразків технічно чистого заліза до та після передрекристалізаційної термічної обробки [35]

Режим обробки	Середній розмір ОКР, нм
після комбінованої деформації	186
після комбінованої деформації та термообробки: 500 °С, 10 хв	125
після комбінованої деформації та термообробки: 500 °С, 60 хв	175

Визначення розміру ОКР за допомогою методу кількісної металографії [35]. Для дослідження тонкої структури деформованих та термооброблених зразків технічно чистого заліза отримано фотографії скануючим електронним мікроскопом при збільшенні у 20000 крат. Мікроструктури технічно чистого заліза наведено на рис. 3.2. З наведених мікроструктур видно, що в

субструктурах після недовготривалої витримки (див. рис. 3.2, б) та впродовж витримки протягом 60 хв (див. рис. 3.2, в) суттєвої різниці не виявлено, на відміну від структури після комбінованого деформування (див. рис. 3.2, а), в якій розмір субзерна більший, що підтверджують дані визначення розмірів ОКР методами рентгеноструктурного аналізу (див. табл. 3.2), згідно з якими після передрекristалізаційної термічної обробки відбувається зменшення ОКР відносно деформованого стану. Це є прямим доказом здрібнення субструктури пластично деформованого технічно чистого заліза в процесі передрекristалізаційної термічної обробки.

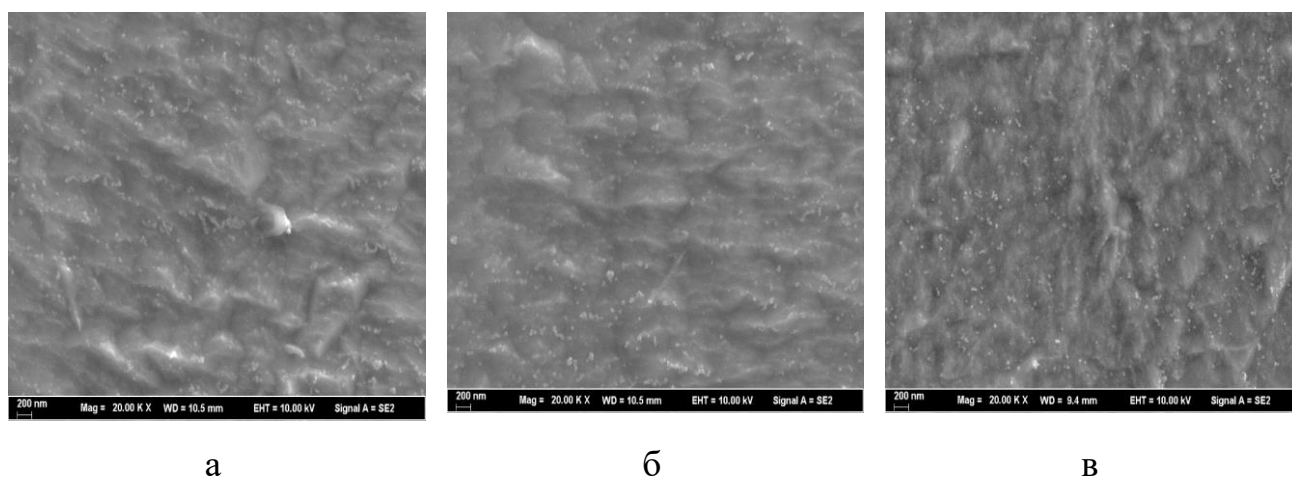


Рисунок 3.2 - Мікроструктура технічно чистого заліза: а – після комбінованого деформування; б – після комбінованого деформування та термічної обробки протягом 10 хв; в – після комбінованого деформування та термічної обробки протягом 60 хв [35]

Різниця в абсолютних значеннях розмірів субструктурних елементів, отриманих методами електронної мікроскопії (табл. 3.2) та рентгеноструктурного аналізу, пов'язана з тим, що рентгеноструктурний аналіз показує середній розмір субструктурних елементів по всьому об'єму зразка, а електронна мікроскопія дозволяє визначити розмір субструктурних елементів конкретних субзерен.

Таблиця 3.2 - Середній розмір ОКР комбіновано деформованих зразків технічно чистого заліза до та після передрекристалізаційної термічної обробки [35]

Режим обробки	Середній розмір ОКР, нм
після комбінованої деформації	172
після комбінованої деформації та термообробки: 500 °С, 10 хв	110
після комбінованої деформації та термообробки: 500 °С, 60 хв	148

Таким чином, незалежно від методу дослідження мікроструктури, встановлено зменшення розміру субзерен у результаті передрекристалізаційної термічної обробки zdeформованого технічно чистого заліза.

Визначення розміру ОКР за допомогою методу гармонічного аналізу форми дифракційного профілю. Для визначення розміру ОКР методом гармонічного аналізу форми дифракційного профілю проводили зйомку дифрактограм технічно чистого заліза для двох відображень – [110] та [220], а значення коефіцієнтів Фур'є визначали за допомогою програмного забезпечення New Profile (навчальна версія).

Далі для прикладу наведено розрахунок розміру ОКР для зразку технічно чистого заліза, який деформували динамічно на 30 % та статично на 30 % з наступною передрекристалізаційною термічною обробкою при температурі 500 °С протягом 10 хв.

Вибір інтервалу розкладання проводять по лініям досліджуваного зразка, починаючи з більшого порядку відображення – [220]. Таким чином, максимальна ордината відповідає куту $2\theta = 41,46^\circ$ для відпаленого зразка та $2\theta = 41^\circ$ для деформованого та термообробленого зразка. Положення максимальної ординати відмічають та присвоюють йому значення $x=0$. Весь інтервал розбивають на 64 рівних частини. Точки ділення інтервалу розкладання відраховують від $m=0$ в праву сторону до $m=+32$, а в ліву – до $m=-31$. Вимірюють ординати та отримують масив із 64 чисел.

Як приклад, на рис. 3.3 зображено залежність коефіцієнтів Фур'є H_t^D , H_t^M , G_t^D та G_t^M для відображення [110].

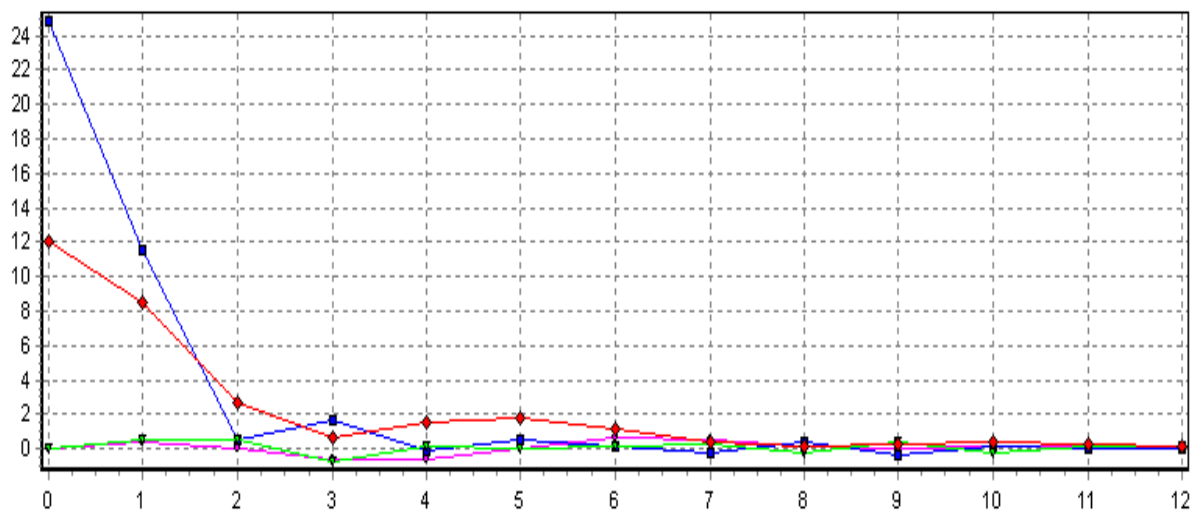


Рисунок 3.3 -. Залежність часткової суми та коефіцієнтів Фур'є H_t^D , H_t^M ,

G_t^D та G_t^M від t для відображення [110]: $\blacklozenge$ - М-еталон; $\blacksquare$ -D-зразок; $\blacktriangledown$ - М-зразок; $\blacklozenge$ -D- еталон

У табл. 3.3 наведено часткові суми та коефіцієнти Фур'є, які розраховані для обох відображень.

Таблиця 3.3 - Часткові суми та коефіцієнти Фур'є

t	Відображення [110]				Відображення [220]			
	H_t^D	H_t^M	G_t^D	G_t^M	H_t^D	H_t^M	G_t^D	G_t^M
0	24,836	0,0	12,094	0,0	0,71	0,0	1,82	0,0
1	11,533	0,579	8,552	0,352	0,606	,047	0,557	0,207
2	0,492	0,507	2,7	0,029	0,364	0,056	0,398	-0,386
3	1,726	-0,742	0,711	-0,621	0,135	0,031	0,333	0,175
4	-0,051	0,104	1,558	-0,654	0,014	0,009	0,089	-0,104
5	0,577	-0,028	1,818	0,075	-0,006	0,006	0,241	0,127
6	0,123	0,133	1,116	0,656	0,007	0,005	0,03	0,014
7	-0,278	0,211	0,412	0,516	0,008	-0,011	0,054	0,043
8	0,363	-0,297	0,166	0,132	-0,005	-0,032	0,017	0,076

Далі визначаємо коефіцієнти Фур'є $A(t)$ і $B(t)$, результати наведено у табл. 3.4, 3.5.

Таблиця 3.4 - Коефіцієнти Фур'є $A(t)$ і $B(t)$ для відображення $[110]$

t	$A(t)$	$B(t)$	$A(t)_{\text{норм}}$	$B(t)_{\text{норм}}$	$ A(t), B(t) $	$ A(t), B(t) _{\text{норм}}$
0	2.054	0.000	1.000	0.000	2.054	1.000
1	1.349	-0.012	0.657	-0.006	1.349	0.657
2	0.184	-0.186	0.090	-0.090	0.262	0.127
3	1.895	-0.611	0.923	-0.298	1.991	0.969
4	-0.052	-0.045	-0.025	-0.022	0.068	0.033
5	0.316	0.028	0.154	0.014	0.317	0.155
6	0.134	-0.040	0.065	-0.019	0.140	0.068
7	-0.013	-0.528	-0.007	-0.257	0.528	0.257
8	0.471	2.166	0.229	1.055	2.216	1.079
9	-0.909	-1.236	-0.442	-0.602	1.534	0.747
10	0.127	0.683	0.062	0.333	0.695	0.338
11	0.393	-0.564	0.192	-0.275	0.688	0.335
12	0.416	-0.550	0.202	-0.268	0.690	0.336

Таблиця 3.5 - Коефіцієнти Фур'є $A(t)$ і $B(t)$ для відображення $[220]$

t	$A(t)$	$B(t)$	$A(t)_{\text{норм}}$	$B(t)_{\text{норм}}$	$ A(t), B(t) $	$ A(t), B(t) _{\text{норм}}$
0	0.390	0.000	1.000	0.000	0.390	1.000
1	0.983	0.281	2.519	0.721	1.023	2.620
2	0.401	-0.530	1.028	-1.357	0.665	1.703
3	0.355	0.092	0.911	0.237	0.367	0.941
4	0.016	-0.122	0.041	-0.312	0.123	0.315
5	-0.010	-0.031	-0.025	-0.080	0.033	0.083
6	0.256	-0.060	0.655	-0.153	0.263	0.673
7	-0.011	0.196	-0.029	0.502	0.196	0.503
8	-0.417	0.028	-1.070	0.073	0.418	1.072
9	-0.151	0.448	-0.386	1.149	0.473	1.212
10	0.230	0.534	0.588	1.367	0.581	1.489

На рис. 3.4 наведено залежність коефіцієнтів Фур'є $A(t)$, $B(t)$ та $|A(t), B(t)|$ від t для відображення [220].

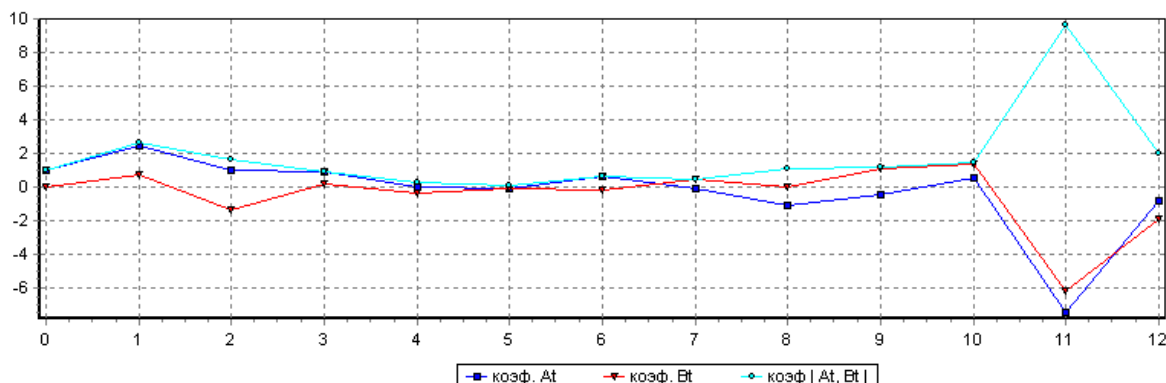


Рисунок 3.4. -Залежність коефіцієнтів Фур'є $A(t)$, $B(t)$ та $|A(t), B(t)|$ від t для відображення [220]

Так як розкладання в ряд Фур'є $h(x)$ та $g(x)$ проведено відносно центра тяжіння, то нульова точка інтервалу розкладання $f(x)$ співпадає з центром тяжіння (першим моментом). Так як внесок у розширення профілю вносять тільки ОКР та мікродеформації, прийнято $B(t) = 0$, і в наступних розрахунках використовують тільки коефіцієнти $A(t)$.

Експериментальний та теоретичний інтервал розкладання можна визначити наступним шляхом:

для відображення [110]:

$$\alpha = 0,0096 \text{ рад};$$

$$\alpha' = \frac{2 \cdot \operatorname{tg} \theta}{l^*} = \frac{2 \cdot \operatorname{tg} 10.13^\circ}{1} = 0.357 \text{ рад};$$

$$n = \frac{0.357}{0.0096} t = 37.1875 t$$

для відображення [220]:

$$\alpha = 0,0125 \text{ рад};$$

$$\alpha' = \frac{2 \cdot \operatorname{tg} \theta}{l^*} = \frac{2 \cdot \operatorname{tg} 20.5^\circ}{2} = 0.37 \text{ рад};$$

$$n = \frac{0.37}{0.0125} t = 29,9 t$$

Користуючись отриманими залежностями $n(t)$, перераховували значення t на значення n , що дозволило визначити значення $A_1(n)$ та $A_2(n)$ при $n = 20 \dots 220$ з кроком 20 (див. табл. 3.6).

Таблиця 3.6 -Значення коефіцієнтів Фур'є в теоретичному інтервалі розкладання (індекс 1 – перший порядок відображення, індекс 2 – другий порядок відображення)

n	20	40	60	80	100	120	140	160	180	200	220
$A_1(n)$	1,66	1,24	0,62	0,5	1,4	1,5	0,47	0,07	0,26	0,24	0,14
$A_2(n)$	0,95	1,14	0,55	0,51	0,36	0	0	0,14	0,33	0,09	-0,2
$\ln A_1(n)$	0,51	0,22	-0,47	-0,69	0,34	0,41	-0,76	-2,66	-1,35	-1,43	-1,97
$\ln A_2(n)$	-0,04	0,13	-0,6	-0,67	-1,0	-	-	-1,97	-1,1	-2,41	-
$A^K(n)$	1,39	1,72	4,22	5,47	1,22	-	-	49,4	11,4	6,68	-
$\ln A^K(n)$	0,33	0,54	1,44	1,7	0,2	-	-	3,9	2,43	1,9	-
$\sqrt{\varepsilon^2}$	0.007	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-

У табл. 3.7 наведено результати визначення розмірів ОКР для зрізків технічно чистого заліза.

Таблиця 3.7 - Середній розмір ОКР, комбіновано деформованих зразків технічно чистого заліза до та після передрекristалізаційної термічної обробки

Режим обробки	Середній розмір ОКР, нм
після комбінованої деформації	149
після комбінованої деформації та термообробки: 500 °С, 10 хв	100
після комбінованої деформації та термообробки: 500 °С, 60 хв	140

Різниця у показниках розміру ОКР у приблизно 20 % між даними, визначеними за формулою Шеррера та методом гармонічного аналізу дифракційного профілю пояснюється тим, що методи, які ґрунтуються на аналізі даних рентгенівської дифракції, мають досить широкий спектр параметрів, які визначаються. Це фазовий склад, будова, середній розмір і морфологічні характеристики наночастинок, точніше областей когерентного розсіювання (ОКР), розподіл ОКР за розміром. Однак, використання даного методу для визначення середнього розміру ОКР по ширині дифракційного максимуму з використанням формули Шеррера може призводити до похибки внаслідок впливу різноманітних факторів на ефект уширення дифракційних максимумів, зокрема, із-за суперпозиції дифракційних ліній від декількох фаз, присутності кристалів різного складу, а отже, з різними параметрами решітки, наявності ґратки, мікродеформацій, мікронапружень тощо [58]. Але похибка є систематичною та суттєво не впливає на порівняльний аналіз. В наступних дослідженнях використано саме цей спосіб, оскільки він є значно простішим.

3.2. Вплив комбінованого деформування на відносну кількість нанорозмірних субзерен

Властивості матеріалів в значній мірі залежать від відносної кількості наноструктурних елементів (субзерен), тому визначенню долі наноструктурної складової приділяється особлива увага що в певній мірі дозволяє прогнозувати властивості матеріалів.

У табл. 3.8 наведено розраховану відносну кількість наноструктурних елементів для деформованих технічно чистого заліза до та після передрекристалізаційної термічної обробки [35].

Таблиця 3.8 - Відносна кількість наномасштабних субзерен у деформованому технічно чистому залізі [35]

Вид обробки	Кількість наномасштабних субзерен, %
комбіноване деформування	54
комбіноване деформування + ПТО, що забезпечує максимальні значення твердості	75
комбіноване деформування + ПТО протягом 60 хв	58

Наведені дані табл. 3.8 свідчать про те, що комбінована деформація та наступна передрекристалізаційна термічна обробка, яка забезпечує максимальні значення твердості, забезпечують збільшення кількості нанорозмірних субзерен на 39 %.

3.3. Вплив комбінованого деформування на середній кут розорієнтування субзерен

Кути розорієнтування субзерен та їх розміри можуть інтерпретуватися на основі представлень про накопичення лінійних дефектів у комірці у вигляді дислокацій. Властивості матеріалів в значній мірі залежать від розміру наноструктурних елементів, таких як розмір та кількість елементів, з якими ототожнюють області когерентного розсіювання (ОКР) рентгеноструктурних променів, кута розорієнтування субзерен. Кут розорієнтування субзерен визначає їх термічну стабільність, чим більший кут, тим вище термічна стабільність.

У табл. 3.9 наведено розраховані середні кути розорієнтування субзерен у деформованих технічно чистому залізі до та після передрекристалізаційної термічної обробки [35].

Таблиця 3.9 - Середні кути розорієнтування субзерен, °, у деформованому технічно чистому залізі до та після передрекристалізаційної термічної обробки [35]

Вид обробки	Середній кут розорієнтування, %
комбіноване деформування	1,4
комбіноване деформування + ПТО, що забезпечує максимальні значення твердості	2,16
комбіноване деформування + ПТО протягом 60 хв	1,8

Наведені дані табл. 3.9 свідчать про те, що максимальний розмір кута розорієнтування забезпечують комбіноване деформування з термічною обробкою, яка забезпечує максимум твердості. При витримці 60 хв кут розорієнтування дещо зменшується (на 17 %), а твердість зменшується на ~5 % відносно максимального значення, але значення цих показників залишаються більшими відносно деформованого стану.

3.4. Висновки

1. Показано, що проведення комбінованого деформування та наступної передрекристалізаційної термічної обробки призводить до уширення та зниження інтенсивності дифракційних максимумів, що свідчить про здрібнення субструктури досліджуваних зразків.

2. Встановлено, що розмір ОКР, розрахований за формулою Шеррера, технічно чистого заліза після передрекристалізаційної термічної обробки при тривалості витримки 10 хв зменшуються у порівнянні з деформованим станом на 33%.

3. Прямі дослідження мікроструктури технічно чистого заліза за допомогою скануючого електронного мікроскопу при збільшеннях у 20000 крат після комбінованого деформування та наступної термічної обробки показали зменшення розміру субструктурних елементів.

4. Показано, що комбіноване деформування та наступна термічна обробка технічно чистого заліза забезпечує збільшення кількості нанорозмірних субзерен на 39 % з одночасним збільшенням кута їх розорієнтування на 54%.

РОЗДІЛ 4. РОЗРОБКА ТЕХНІЧНИХ РЕКОМЕНДАЦІЙ ЩОДО ЗАСТОСУВАННЯ ТЕРМІЧНОЇ СТАБІЛІЗАЦІЇ ПОЛІГОНІЗАЦІЙНОЇ СУБСТРУКТУРИ

4.1 Аналіз умов експлуатації пружин та технологічні вимоги до них та їх поверхні

Оскільки залізо є основною вуглецевих сталей, то висновок щодо ефективності застосування комбінованої деформації з наступного ПТО для заліза можливо застосування і для вуглецевих сталей, які використовують для виготовлення пружинних елементів. Такий підхід підтверджує результат роботи.

Пружини та ресори зазвичай працюють в умовах багатократних повторних навантажень. Такі деталі повинні володіти окрім високої твердості та міцності в умовах статичного, динамічного та циклічного навантажень, високими пружними властивостями та витримувати під час експлуатації велике число повторних навантажень без поломок та без осадження. Це значить, що при знятті навантажень пружина чи ресора повинна повністю відновлювати свої початкові розміри та форму.

Для ефективного та правильного виконання своєї роботи такі елементи конструкції повинні мати високу твердість, міцність, пружність, витривалість та релаксаційну стійкість.

Отримання таких властивостей можливе при дотриманні багатьох факторів, а саме:

- 1) правильний вибір матеріалу;
- 2) точно проведених розрахунків;
- 3) дотримання технології виготовлення.

Якісні пружини повинні відповідати вимогам ГОСТ 16118-70; ГОСТ 14959-69; ГОСТ 50753-95; ГОСТ 18242-72 та технічному завданню замовника.

Згідно зі стандартами якості для пружин передбачено три групи точності по геометричним параметрам: з можливим відхиленням до 5 %, до 10 % та до 20 %.

Важливою вимогою до цих деталей є чистота поверхні, не допускається наявність подряпин, волосовин, раковин, задирок, окалини та інших дефектів, так як вони призводять до зниження твердості, міцності, пружних і циклічних властивостей та надійності загалом, зокрема знеуглецьований шар.

Пружини, які мають скрученість дроту, до експлуатації не допускаються. Інші перераховані дефекти можливо усунути шляхом зачистки.

Для пружин першої групи точності мінімальний розмір перерізу дроту в місці зачистки не повинен виходити за межу мінімального розміру по сортаменту на матеріал. Для пружин II та III груп точності глибина зачистки не повинна перевищувати половини поля допуску на матеріал, розраховуючи з фактичного розміру.

Також на довговічність та надійність пружин впливає якість та чистота обробки поверхні, тому на поверхні готових виробів не допускається наявність бруду, слідів солі, свинцю, мастила тощо. Очистка пружин травленням не допускається.

4.2 Вимоги до матеріалів, які використовуються при виготовленні пружин

На використовувані матеріали для створення пружин повинні бути сертифікати підприємства-виробника, які задовольняють якість матеріалу встановленими у стандартах вимогам (вимогам ГОСТ 16118-70; ГОСТ 14959-69; ГОСТ 50753-95; ГОСТ 7419-74). Незалежно від наявності сертифікату допускається перевірочний контроль матеріалів по об'єму і в порядку, який встановлено згодою заказчика та виробника.

Відповідно до ГОСТ 14959-79 для виготовлення пружин та ресор використовують конструкційні сталі, які володіють характерним комплексом властивостей, найважливішою з яких є опір малим пластичним деформаціям. Опір малим пластичним деформаціям характеризується умовною межею

пружності, яка відповідає появленню залишкової деформації. Величина межі пружності визначає граничні напруження, які не повинні бути перевищені у пружних елементах в процесі експлуатації.

Також до матеріалів пружин та ресор висовуються наступні вимоги: висока релаксаційна стійкість, наявність мінімальної в'язкості, твердості та міцності, висока межа втомлюваності, технологічна пластичність при гарячій та холодній пластичній деформації.

Однак, в першу чергу на надійність та довговічність впливають:

- 1) хімічний склад та структурний стан сталі після термічної обробки, а також його зміна в процесі навантаження;
- 2) металургійна якість сталі (вміст неметалевих включень, неоднорідність складу та структури);
- 3) якість поверхні прокату (дроту);
- 4) наявність знеуглецьованого шару;
- 5) напружений стан, який визначається характером розподілу і величини внутрішніх залишкових напружень;
- 6) мала схильність до росту зерна (субзерна) в процесі термічної обробки;
- 7) глибока прокалюваність;
- 8) низька критична швидкість гартування;
- 9) невелика чутливість до відпускнуї крихкості.

Отже, довговічна безпроблемна експлуатація пружин починається з вибору матеріалу з певним комплексом властивостей. Найбільш широко використовуються для виготовлення пружин, які працюють в циклічних умовах, вуглецеві сталі з вмістом вуглецю 0,5...0,7 % вуглецю, наприклад, сталь 70, а необхідна твердість складає 40..47 HRC.

4.3 Аналіз існуючої технології виготовлення пружин

Для будь-якого виробництва (одиничного, серійного) технологія виготовлення деталей, інструментів тощо має власні особливості. Однак, загальна тенденція розвитку технологій на сьогодні полягає у гнучких

технологічних системах, які забезпечують ефективну обробку як в умовах одиничного, так і серійного виробництва при мінімальних витратах часу на перебудову, налаштування систем при зміні розміру чи форм оброблюваних виробів. Впровадження таких систем буде сприяти типізації технологічних процесів у виготовленні деталей машин та механізмів на базі їх технологічної класифікації з урахуванням класу інструменту та діапазону розмірів.

Будь-який технологічний процес можна розглядати як частину базового технологічного процесу, властивого технологічними особливостями виробництва.

Технологічна схема виробництва пружин мембранних клапанів трубопроводу включає в себе 6 основних циклів.

Перший цикл включає в себе заготівельні операції. Основною задачею операцій цього циклу є підготовка заготовок виробу під наступну обробку. На цих операціях створюються технологічні бази, закладаються основи для виготовлення пружин високої якості. Вихідний матеріал для виготовлення пружин – дріт круглого перерізу, яка надходить у мотках. Зазвичай, для виготовлення пружин використовують zdeформований дріт на 40...60 %. Для збільшення якості виробу дріт чистять, промивають та сушать.

Другий цикл полягає у формотворчі операції, такі як механічна обробка, а саме навивку самої пружини згідно з вимогами заказчика та технічного завдання. Навивку пружини зазвичай виконують на токарному станку або на спеціальних станках-автоматах.

Далі торці кінцевих неробочих витків пружин шліфують для створення плоских опорних поверхонь, перпендикулярних до осі. Такі опорні поверхні дозволяють правильно встановлювати пружини в готовий вибір і забезпечують нормальну деформацію під дією навантаження.

Третій і найбільш важливий цикл включає в себе термічну обробку, зокрема гартування та відпуск. Для забезпечення високих значень твердості та міцності для сталі 70 проводять гартування при температурі 920 °C з

охолодженням у масло. Для зменшення кількості внутрішніх напружень проводять високий відпуск при температурі 500 °С з охолодженням у маслі.

В четвертий цикл входять шліфувально-точильні операції. Для точних пружин після термічної обробки проводять доведення пружин по осьовому зусиллю. Задані границі осьової сили можуть забезпечені елетрополіруванням, в результаті якої може зменшитись діаметр дроту. Також необхідна осьова сила пружини при заданій деформації може бути отримана шляхом шліфування її торців в вільному стані або зменшення числа завитків.

П'ятий цикл полягає у додатковій обробці для стабілізації властивостей за необхідності, хіміко-термічне, фізичне або інше зміцнення.

Стабілізація властивостей здійснюється розгойдуванням (старіння). Механічне старіння здійснюють періодичним стисненням протягом 1...2 год при кількості 30...40 циклів за хв.

Останньою операцією в цьому циклі є нанесення антикорозійного покриття, які повинні задовольняти наступні основні вимоги: висока міцність зчеплення з основним матеріалом та мати дрібнокристалічну структуру, бути без пористим, не повинен збільшувати залишкову деформацію та сприяти створенню тріщин та інших дефектів.

Завершальний, шостий, цикл включає контроль якості, маркування деталей, консервування та упаковку.

Контроль готових пружин включає зовнішній огляд, вимірювання геометричних розмірів. Метою зовнішнього огляду є виявлення поверхневих дефектів. При цьому вимірюють зазвичай вільну довжину пружини, зовнішній діаметр, рівномірність кроку, перпендикулярність опорної площини до осі пружини, діаметр дроту.

4.4 Порівняльний аналіз традиційної технології виготовлення пружин з запропонованою

Для порівняльного аналізу обрано вуглецеву сталь 70. Відпалену сталь 70 комбіновано здеформовано сумарно на 60 % (30 % динамічної та

30 % статичної деформації), що задовольняє вимоги до дроту для виготовлення пружин та ресор. Твердість після деформації складала $HV_5=2,67$ ГПа (56 HRC).

Далі проводили термічну обробку за традиційною технологією: гартування при температурі 920 °С з охолодженням у мастило та високий відпуск при температурі 470 °С з охолодженням у мастило (згідно до ГОСТ 14959-69). Твердість після гартування складала $HV_5=3,31$ ГПа (62 HRC), після відпуску – $HV_5=3,01$ ГПа (46 HRC), що задовольняє вимоги до твердості пружин.

Для відпаленої сталі 70 проводили комбіноване деформування сумарно на 60 % (30 % динамічної та 30 % статичної), твердість після деформації складала $HV_5=2,67$ ГПа (56 HRC). ПТО проводили при температурах 450, 500 та 550 °С. Залежність твердості від тривалості витримки ПТО наведено на рис. 5.2.

В окремих випадках, технологія виготовлення пружин може виключати процес гартування, тобто для виготовлення пружин проводять пластичну деформацію та відпуск. Але така обробка не задовольняє вимоги до виготовлення пружин зі сталі 70, адже після комбінованого деформування сумарно на 60 % та відпуску при температурі 470 °С твердість складає лише 39 HRC.

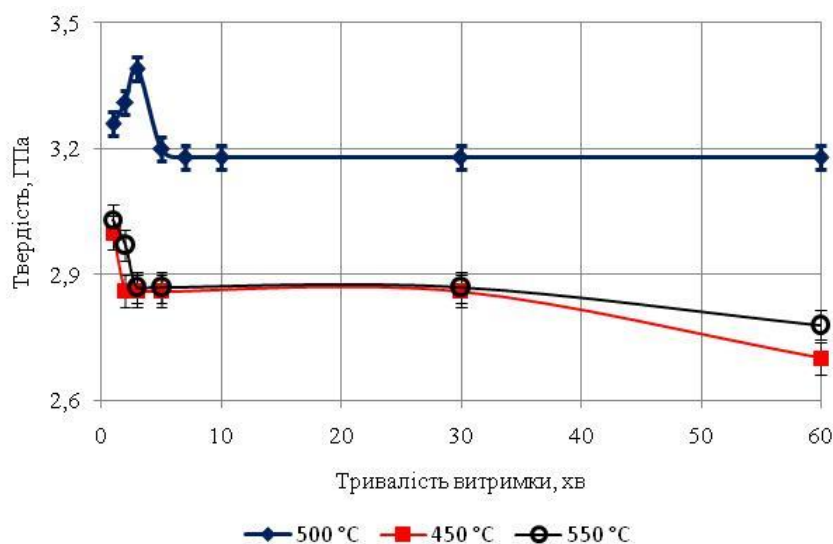


Рисунок 4.1 - Залежність твердості сталі 70 від тривалості часу витримки передрекристалізаційної термічної обробки [35]

Наведені на рис. 4.1 дані свідчать про те, що залежність твердості сталі 70 від тривалості витримки ПТО носить екстремальний характер. При цьому максимальне значення твердості $HV_5=3,39$ ГПа (64 HRC) досягається при витримці 3 хв, що більше від здеформованого, загартованого та відпущеного стану (за традиційною технологією) на 13 % за шкалою Віккерса та на 39 % вище за шкалою Роквелла. Пружність твердих тіл характеризується лінійним співвідношенням між напруженням і деформацією, що, в свою чергу, прямо пропорційне твердості, тобто пружність зростає зі зростанням твердості.

При цьому твердість зі збільшенням тривалості витримки ПТО до 60 хв падає на ~ 6 % ($HV_5=3,19$ ГПа або 60 HRC), але залишається вищою на 19 %, ніж після комбінованого деформування. При цьому твердість після ПТО протягом 60 хв залишається вищою, ніж твердість після традиційної обробки на 30 %, що дозволяє рекомендувати запропоновану обробку як альтернативу традиційній технології виготовлення пружин.

РОЗДІЛ 5. РОЗРОБКА ЗАХОДІВ ЩОДО ОХОРОНИ ПРАЦІ ПРИ ТЕРМІЧНІЙ ОБРОБЦІ

Правила охорони праці при термічній обробці металів регулюються наказом Державного комітету України з промислової безпеки, охорони праці та гірничого нагляду від 18.12.2007 № 314 включеного до НПАОП 28.5-1.02-07. Відповідно до нього при термічній і хіміко-термічній обробці металів можливий вплив на працівників різних небезпечних і шкідливих виробничих факторів, у тому числі:

- незахищені рухливі елементи виробничого устаткування;
- заготовки, готові вироби або деталі, що пересуваються (далі - деталі);
- транспортні засоби, що рухаються;
- аерозолі фіброгенної дії (пилу);
- несприятливий мікроклімат робочої зони;
- підвищена температура поверхонь устаткування і матеріалів;
- знижена температура при обробці деталей холодом;
- підвищена або знижена температура повітря робочої зони;
- небезпечний рівень напруги в електричному ланцюзі, замикання якого може відбутися через тіло людини;
- підвищений рівень електромагнітного випромінювання (ультрафіолетового, видимого, інфрачервоного, лазерного, мікрохвильового, радіочастотного);
- підвищена напруженість магнітного поля;
- підвищений рівень шуму на робочому місці;
- знижена освітленість робочого місця;
- пожежо- і вибухонебезпека;
- хімічні фактори загальнотоксичного, дратівного, канцерогенного впливу на організм працівника;
- важкість і напруженість праці.

5.1. Основні вимоги до виробничих приміщень

1. Виробничі будинки термічних цехів, що стоять окремо, а також термічних цехів і ділянок у загальному комплексі з іншими цехами слід розміщати відносно житлової забудови з підвітряної сторони для вітрів переважного напрямку і будувати з вогнестійкого матеріалу на відстані від житлової забудови, визначеній розрахунком розсіювання шкідливих речовин, але не менше 50 м.

2. Термічні цехи, як правило, повинні розташовуватися в одноповерхових будинках із заскленими вікнами і світлоаераційними ліхтарями і відповідати вимогам СНиП 2.09.02-85. Допускається розміщення термічних цехів, ділянок на нижньому або проміжному поверсі багатоповерхового будинку. У цьому випадку міжповерхові перекриття повинні бути розраховані на дію відповідних статистичних і динамічних навантажень, передбачена теплоізоляція перекриття для зменшення тепловіддачі. Повинний бути також передбачений надійний відвід шкідливих виділень з цих цехів і забезпечена відповідна вентиляція приміщень, розташованих над ними. Розміщення термічних цехів або ділянок на верхньому поверсі багатоповерхового будинку допускається тільки у виняткових випадках.

3. Виробничі приміщення для термічної обробки деталей можуть займати весь будинок або розміщуватися в будинку з іншими цехами (ділянками), при цьому вони повинні розташовуватися біля зовнішньої стіни з віконними прольотами і відокремлюватися від інших цехів (ділянок) капітальною стіною. При цьому безпечність будинків, споруд та приміщень забезпечується дотриманням чинних нормативних документів під час проектування, будівництва та експлуатації відповідно до вимог ГОСТ 12.1.004-91, ГОСТ 12.1.010-76, СНиП 2.11.01-85, ДБН В.1.1.7-2002 Захист від пожежі. Пожежна безпека об'єктів будівництва, затвердженого наказом Держбуду України від 03.12.2002 № 88.

4. Висота цеху залежить від кількості наявних прольотів, габаритів використовуваного устаткування та оброблюваних деталей і повинна бути не

менше 8 м. Для окремих термічних цехів, за узгодженням з органами державного санітарно-епідеміологічного нагляду, допускається зменшення висоти приміщень, але не менше ніж до трьох метрів. У багатопрогонових будинках термічних цехів висота "гарячих" прольотів, де встановлено устаткування з великими тепло- і газовиділеннями, повинна бути збільшена за рахунок світлоаераційних ліхтарів. Ширина світлоаераційних ліхтарів повинна складати не менше 30 % ширини прольоту.

5. цехах і на ділянках термічної обробки слід передбачати проходи і проїзди для руху людей і транспортних засобів. Ширина проїздів повинна забезпечувати безпеку руху транспортних засобів і встановлюється в залежності від максимальних габаритів транспортних засобів з вантажем і при однобічному русі підлогового колісного безрейкового транспорту повинна бути 2,5 - 3 м, при двосторонньому русі підлогового колісного безрейкового транспорту і вантажних машин вантажопідйомністю до 3 т ширина проїзду повинна бути 4 м. Границі проходів і проїздів повинні бути відзначені контрастними світлими смугами шириною не менше 50 мм або іншими технічними засобами. Захаращення проходів і проїздів або використання їх для складування вантажів не допускається.

6. Висота в'їзних воріт цеху повинна бути не менше 5,4 м, ширина – не менше 4,8 м (для залізничного транспорту). У цеху обов'язкова наявність мінімум двох евакуаційних виходів. Двері повинні мати ширину не менше 0,8 м і висоту - не менше 2,0 м. Ворота, двері та інші прорізи в капітальних стінах, зроблені для різних потреб, повинні бути утеплені та обладнані тамбурами або тепловими повітряними завісами. Двері повинні мати пристосування для примусового закривання. Відкриття і закриття важких і великих воріт повинні бути механізовані, для унеможливлення їх мимовільного відкриття або закриття повинні бути фіксатори.

7. Для розміщення допоміжного устаткування (трубопроводів, охолоджувачів масла, насосів, електродвигунів вентиляторів та ін.), транспортних і комунікаційних засобів можуть бути використані підвали і

напівпідвали, обладнані ефективною вентиляцією. Висота цих приміщень від підлоги до виступаючих конструкцій перекриття (покриття) повинна бути не менше 2,2 м. Нижні виступаючі частини комунікацій і устаткування повинні бути розташовані на висоті не менше 1,8 м. Ширина проходів у підвали і напівпідвали повинна бути не менше 1 м.

8. Побутові і допоміжні приміщення повинні бути відділені від виробничих приміщень глухими стінами або перегородками і складати не більше 60 % зовнішнього периметра будинку термічного цеху. Розміщення прибудов і розриви між ними повинні забезпечувати можливість улаштування прорізів для природного припливу повітря у приміщення термічного цеху [33].

5.2 Основні вимоги до організації робочих місць

1. Біля кожного робочого місця повинні бути передбачені площадки для складування деталей до і після термообробки. Складування повинно виконуватися так, щоб деталі не захаращували робоче місце. Не допускається укладання деталей у проходах. На площадках, де остигають деталі, необхідно виключити дотик до металу, тому що він, охолоджений до 400-500 0С, по зовнішньому вигляду не відрізняється від холодного металу. Для захисту від контакту з нагрітими (остигаючими) деталями слід встановлювати огороження з теплоізолювальними екранами, температура на поверхні яких не повинна перевищувати 43 0С (згідно з ДСТУ EN 563-2001).

2. Для захисту працівників від променистої енергії біля джерел теплового випромінювання повинні бути передбачені спеціальні пристрої і пристосування згідно з ДСН 3.3.1.038-99 Підприємства чорної металургії. Державні санітарні правила, затверджені постановою головного державного санітарного лікаря України від 01.12.99 № 38 (далі – ДСН 3.3.1.038-99), і ДСТУ 2894 Пристрої екранувальні для захисту від інфрачервоного випромінювання. Параметри та загальні технічні вимоги.

3. У місцях можливого скупчення газів, які важче повітря, необхідно періодично контролювати вміст кисню в повітрі приладами автоматичної і

ручної дії з дистанційним відбором проб повітря, при цьому об'ємна частка кисню в повітрі робочої зони повинна бути не менше 19 %.

4. Контрольно-вимірювальні прилади і щити управління повинні бути розташовані в легкодоступному місці, при цьому повинні дотримуватися загальні вимоги ергономіки щодо розміщення органів управління, встановлені ГОСТ 22269-76. Манометри повинні бути встановлені так, щоб їх показання були чітко видні обслуговувальному персоналу. При цьому шкала манометра повинна розміщуватись у вертикальній площині або з нахилом уперед до 30 градусів. Діаметр манометрів, що встановлюються на висоті понад 2 м від рівня площадки обслуговування, повинний бути не менше 160 мм. Установка манометрів на висоті більше 3 м не допускається.

5. Поверхні органів управління, призначених для дії в аварійних ситуаціях, повинні бути пофарбовані в червоний колір. Запірна арматура, що встановлюється на посудинах, трубо- і газопроводах, повинна мати чітке маркування (найменування заводу - виготовника, умовний прохід, умовний напрямок потоку середовища). На маховиках запірної арматури повинен бути вказаний напрямок їх обертання у разі відкривання або закривання.

6. Розміщення устаткування і робочих місць у термічному цеху повинно передбачати можливість безпечної евакуації персоналу у випадку аварійної ситуації.

5.3. Основні вимоги до застосування засобів індивідуального захисту працівників

1. Для забезпечення працівників від дії небезпечних і шкідливих виробничих факторів при існуючій технології та умовах робіт необхідне застосування засобів індивідуального захисту. Основними засобами індивідуального захисту при процесах термічної обробки є: спеціальне взуття, спеціальний одяг, окуляри, респіратори.

При роботі з кислотами і лугами слід застосовувати захисні дерматологічні засоби для рук: плівкоутворювальні пасту, крем та рукавички. Для захисту обличчя і очей від бризок розплавлених солей і енергії

випромінювання необхідно застосовувати металеву сітку з осередками 0,8х0,8 мм, у якій на рівні очей вставлене органічне скло розміром 80х80 мм і завтовшки 3 мм, вигнуте по овалу обличчя.

3. Засоби індивідуального захисту, що застосовуються працівниками при термообробці металів, повинні задовольняти вимоги відповідних стандартів безпеки праці по конкретних видах захисту та цих Правил. Засоби індивідуального захисту повинні мати сертифікат виготовлювача. Класифікація і загальні вимоги до засобів захисту працівників наведені в ГОСТ 12.4.011-89.

4. Керівники ділянок повинні періодично інструктувати працівників щодо правильного застосування засобів індивідуального захисту і догляду за ними.

5. Адміністрація зобов'язана забезпечувати збереження, прання, сушіння, дезінфекцію, дегазацію, дезактивацію і ремонт виданих працівникам спеціального одягу, спеціального взуття та інших засобів індивідуального захисту. Для заміни спецодягу, що здається працівниками в прання або ремонт, у організації повинен бути запас комплектів спецодягу.

6. На ділянках ціанування, свинцевих ванн і рідинного азотування термічного цеху слід вживати заходів, що унеможлиблює винесення працівниками спецодягу, спецвзуття та інших засобів індивідуального захисту за межі цеху і вихід працівників цих ділянок у спецодязі.

7. Спецодяг, спецвзуття та інші засоби індивідуального захисту працівників ділянок ціанування, рідинного азотування і свинцевих ванн повинні зберігатися окремо від засобів індивідуального захисту працівників інших ділянок термічних цехів [33].

5.4. Висновки

Таким чином, розглянуто основні небезпечні та шкідливі виробничі фактори при термічній обробці металів. Проаналізовано основні вимоги до виробничих приміщень, організації робочих місць та до застосування засобів індивідуального захисту працівників відповідно до НПАОП 28.5-1.02-07 «Правила охорони праці при термічній обробці металів».

РОЗДІЛ 6. РОЗРАХУНОК ЕКОНОМІЧНОЇ ЕФЕКТИВНОСТІ

Основною перевагою розробленого методу підвищення фізико-механічних властивостей сталей формуванням полігонізаційних наномасштабних субзерен є досягнення подрібнення структури конструкційних сталей при незначних витратах електроенергії та трудових ресурсів. Тому для визначення економічного ефекту потрібно оцінити зростання собівартості деталей та порівняти його із економією, яку можна досягнути за рахунок підвищення фізико-механічних властивостей деталей і, як наслідок, зростання середнього терміну їх експлуатації.

Оцінити собівартість деталей, які зазнали передрекристалізаційну термічну обробку можна за наступною формулою (6.1):

$$SC = MC + EC + UC + DC, \quad (6.1)$$

MC – вартість вихідної деталі, грн/од;

EC – вартість електроенергії, грн/од;

UC – повні витрати на заробітну платню, грн/од;

DC – амортизаційні витрати, грн/од.

При цьому енергетичні затрати будуть складатися із затрат на комбіновану деформацію деталей та на їх наступну термічну обробку.

Розглянемо спочатку собівартість 1 регулюючої пружини для мембранного клапану для трубопроводу. Вихідна пружина для цього клапану має собівартість у 30 грн. та очікуваний термін експлуатації у 5 років. Енерговитрати на ПТО такої деталі складаються з:

- витрат енергії на її статичну деформацію;
- витрат енергії на її динамічну деформацію;
- витрат енергії на термообробку.

Статична деформація виконується на гідравлічному пресі LosenHousenWLRK (Dusseldorf) з навантаженням до 35 т, тому затрати енергії на цьому етапі складаються лише з витрат на роботу сервоприводу та системи керування та контролю, які складають 0,1 кВт·год/од.

Динамічну деформацію доцільно виконувати на карбувальному пресі типу КБ8336 із потужністю основного двигуна 16 кВт. Оскільки динамічна деформація для однієї пружини буде дуже короткотривалою, енергетичні витрати на цю операцію складуть 0,05 кВт·год/од.

Найбільші витрати енергії при використанні запропонованого методу пов'язані із термічною обробкою, яка виконується за допомогою печі СНОЛ-1.6.2.0.08/9-М1 потужністю 2,2 кВт. Операція ТО складається із прогрівання печі протягом 1 години, яке може виконуватись 1 раз за робочий день, та наступного відпалу, повна тривалість якого складає 15 хв. При цьому за один технологічний цикл можливо оброблювати до 4 пружин. Таким чином, продуктивність термообробки складає 16 одиниць пружин за 1 робочу год, або, із урахуванням 1 год прогріву, 112 одиниць пружин за робочий день. Тоді енергетичні витрати на термообробку 1 пружини складуть:

$$8 \text{ годин} \times 2,2 \text{ кВт} / 112 \text{ од.} = 0,15 \text{ кВт} \cdot \text{год} / \text{од.}$$

Тоді загальні енергетичні витрати на ПТО 1 пружини складають 0,3 кВт·год/од. З урахуванням цін на електроенергію станом на 15.08.2020 р. (для ПАТ «Миколаївобленерго», 2-й клас напруги тариф складає 2,62 грн. за 1 кВт·год [98]), вартість електроенергії для ПТО 1 пружини складе $0,15 \text{ кВт} \cdot \text{год} / \text{од.} \times 2,62 \text{ грн} / \text{кВт} \cdot \text{год} = 0,79 \text{ грн} / \text{од.}$

Для оцінки частки амортизаційних витрат та зарплатні у 1 одиниці оброблених пружин потрібно оцінити середню продуктивність устаткування за 1 місяць роботи. Середня кількість робочих днів у місяці складає 20, а кількість робочих годин у дні – 8. При безперервному виробничому циклі максимальна продуктивність буде обмежена лише можливостями цеху термічної обробки, тому продуктивність можна оцінювати як 112 одиниць пружин за робочий день або 2240 од./місяць. Із урахуванням непередбачуваних факторів та технологічних пауз середньомісячну продуктивність варто очікувати на рівні $0,8 \cdot 2240 \text{ од.} = 1792 \text{ од.} / \text{місяць.}$

Станом на 15.08.2020 р. мінімальна з/п в Україні становить 4723 грн/міс. Мінімальна кількість осіб, які напряду зайняті у виробництві пружин, яка

здатна забезпечити їх безперервну обробку, становить 2 – один робітник у цеху обробки металів тиском та 1 робітник у цеху термічної обробки.

У розмір з/п вже входять внески військового збору та податку на доходи фізичних осіб, додатково роботодавець має виплачувати у бюджет єдиний соціальний внесок, величина якого складає 22 %. Таким чином, загальне фінансове навантаження на роботодавця на 1 особу у місяць складає 5762 грн, а повні витрати на заробітну платню 2 осіб, які працюють на устаткуванні, складають 11524 грн/міс. Тоді витрати на з/п на 1 пружину складуть $UC = 11524 \text{ грн.} / 1792 \text{ од.} = 6,43 \text{ грн./од.}$

Для оцінки повних амортизаційних витрат потрібно оцінити амортизаційні витрати на таке обладнання:

- гідравлічний прес LosenHousenWLRK (Dusseldorf);
- карбувальний прес типу КБ8336;
- піч СНОЛ-1.6.2.0.08/9-М1.

Повна вартість гідравлічного пресу LosenHousenWLRK 70 000 грн., а очікуваний термін його служби становить 10 років. Ліквідаційну вартість можна прийняти за 10 000 грн. Таким чином, при використанні лінійного методу амортизації щомісячна амортизаційна вартість буде складати:

$$(70000 \text{ грн} - 10000 \text{ грн}) / 120 \text{ міс} = 500 \text{ грн/міс.}$$

Повна вартість карбувального пресу типу КБ8336 350 000 грн., а очікуваний термін його служби становить 20 років. Ліквідаційну вартість можна прийняти за 50 000 грн. Таким чином, при використанні лінійного методу амортизації щомісячна амортизаційна вартість буде складати:

$$(350000 \text{ грн} - 50000 \text{ грн}) / 240 \text{ міс} = 1250 \text{ грн/міс.}$$

Нарешті, повна вартість печі СНОЛ-1.6.2.0.08/9-М1 30 000 грн., очікуваний термін її служби становить 10 років, а ліквідаційна вартість може бути оцінена як 5000 грн. Тоді при використанні лінійного методу амортизації щомісячна амортизаційна вартість буде складати:

$$(30000 \text{ грн} - 5000 \text{ грн}) / 120 \text{ міс} = 208,50 \text{ грн/міс.}$$

$$\text{Тоді } DC = (500 + 1250 + 208,50) \text{ грн/міс} / 1792 \text{ од /міс} = 1,09 \text{ грн/од.}$$

Повна собівартість 1 пружини становитиме:

$$30 \text{ грн} + 0,79 \text{ грн} + 6,43 \text{ грн} + 1,09 \text{ грн} = 38,31 \text{ грн.}$$

Для коректного розрахунку продажної ціни пружини потрібно додатково врахувати податкові відрахування, рентабельність та непрямі витрати на логістику та маркетинг, а також непрямі цехові витрати (комунальні послуги). Заклавши у ціну межу рентабельності у 25 % та непрямі витрати у 25 % (логістика і маркетинг готових виробів, а також цехові витрати, включаючи комунальні послуги) можна визначити стартову продажну ціну без ПДВ на рівні 57,46 грн/од. Тоді фінальна продажна ціна 1 пружини із врахуванням ПДВ буде становити 68,96 грн/од.

Якщо ж пружини будуть слугувати не в якості окремого товару, а використовуватись на виробництві для виготовлення мембранних клапанів, то їх собівартість для оцінки економічного ефекту буде складатись лише з прямих та непрямих витрат і складати $1,25 \times 38,31 \text{ грн/од.} = 47,89 \text{ грн./од.}$

При цьому досягнене за рахунок застосування ПТО підвищення механічних властивостей, зокрема твердості, у порівнянні з традиційною технологією виготовлення пружин (пластична деформація, гартування та відпуск) на 39 % за шкалою Роквелла дозволяє підвищити ресурс роботи регулюючої пружини мембранних клапанів у 1,5 рази, тоді як собівартість пружини зростає у $47,89 \text{ грн./од} / 30 \text{ грн./од} = 1,6$ разів.

Варто зазначити, що регулююча пружина мембранних клапанів може бути використана при виробництві широкої номенклатури виробів, вартість яких складає від 150 до 5000 грн. Таким чином, зростання вартості регулюючої пружини у 1,5 рази призведе до зростання вартості готового виробу на від 0,4 до 15 %, тоді як очікуване зростання ресурсу роботи клапану становитиме від 1,2 до 1,5 разів. До того ж, збільшення ресурсу роботи крім прямого економічного ефекту за рахунок зменшення кількості необхідних запасних клапанів та збільшення періодичності їх закупівлі дає ще й непрямий економічний ефект за рахунок зменшення витрат на ремонт та заміну клапанів та зменшення часу простою трубопроводів, де встановлені клапани.

Тому економічний ефект від можливого впровадження результатів кваліфікаційної роботи в залежності від моделі клапану, на який буде встановлена пружина після ПТО, може становити від 75 до 2500 грн./од.

6.1. Висновки

Повна собівартість 1 пружини із урахуванням вартості вихідного виробу, енергетичних витрат, оплати праці, амортизації обладнання та непрямих витрат складає 47,89 грн./од. Застосування ПТО дозволяє підвищити ресурс роботи регулюючої пружини мембранних клапанів у 1,5 рази, тоді як собівартість пружини зростає у 1,6 разів. Збільшення ресурсу роботи крім прямого економічного ефекту за рахунок зменшення кількості необхідних запасних клапанів та збільшення періодичності їх закупівлі дає ще й непрямий економічний ефект за рахунок зменшення витрат на ремонт та заміну клапанів та зменшення часу простою трубопроводів, де встановлені клапани. Тому економічний ефект від можливого впровадження результатів дисертаційної роботи є значним і в залежності від моделі клапану, на який буде встановлена пружина після ПТО, може становити від 75 до 2500 грн./од., або до 50 %.

ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ

1. У результаті проведеного аналізу науково-технічної літератури стосовно сучасного стану та шляхів розвитку процесів деформаційно-термічної обробки металів та сплавів встановлено, що перспективним напрямом є передрекристалізаційна обробка, однак її застосування стримується невеликою тривалістю витримки.

2. Встановлена можливість термічної стабілізації полігонізаційної субструктури технічно чистого заліза при ПТО використанням комбінованої деформації.

3. Показано, що комбінування холодної динамічної та статичної деформації (30+30%) забезпечує стабілізацію субструктури технічно чистого заліза при тривалості витримки при 500° від 10 до 30 хвилин, при цьому твердість складає близько 2,1 ГПа.

4. Показано, що проведення комбінованого деформування та наступної ПТО призводить до здрібнення субструктури досліджуваних зразків. Встановлено, що розмір ОКР, розрахований за формулою Шеррера, технічно чистого заліза після ПТО при тривалості витримки 10 хв зменшуються у порівнянні з деформованим станом на 33%.

5. Дослідженнями мікроструктури технічно чистого заліза встановлено зменшення розміру субструктурних елементів після комбінованого деформування та наступної термічної обробки.

6. Розроблені технологічні рекомендації щодо застосування термічної стабілізації полігонізаційної субструктури на прикладі обробки пружин зі сталі

7. Розраховано економічну ефективність запропонованої ПТО на прикладі обробки пружин зі сталі 70, яка складає від 75 до 2500 грн на одиницю продукції.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Дубовий О. М., Лебедева Н. Ю., Казимиренко Ю. О., Янковець Т. А., Бобров М. М., Жданов О. О. Спосіб деформаційно-термічної обробки металів та сплавів. Пат. 95378 Україна, МПК C21D 8/00 C22F 1/00.— № 95378 ; опубл. 25.07.2011, Бюл. № 14. – 5 с.
2. Получение изделий с ультрамелкозернистой структурой / Семашко М. Ю., Экк А. Е. Наука и технологии. Серия технологии и машины обработки материалов давлением. М., РАН, 2005. С. 181–184.
3. Технологии создания конструкционных наноструктурированных сталей / В. В. Рыбин, В. А. Малышевский, Е. И. Хлусова. Металловедение и термическая обработка металлов, 2009. № 6. С. 3-7.
4. Закономерности деформационного измельчения структуры металлов и сплавов / Г. Ф. Сарафанов, В. Н. Перевезенцев. Н. Новгород: Изд-во НГУ им. Н.И. Лобачевского, 2007. 96 с.
5. Мальцев П. П. Нанотехнологии. Наноматериалы. Наносистемная техника: Издательство: Техносфера, 2008. 438 с.
6. Наноматериалы, Классификация, особенности свойств, применение и технологии получения: учеб. пособие / Б. М. Балоян, А. Г. Колмаков, М. И. Алымов, А. М. Кротов. Международный университет природы, общества и человека «Дубна». М., 2007. 125 с.
7. Фостер Л. «Нанотехнологии. Наука, инновации и возможности». Издательство: Техносфера, 2008. 352 с.
8. Материалы и методы нанотехнологий: учеб. пособие / А. А. Ремпель, А. А. Валеева. Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2015. 136 с.
9. Ремпель А. А. Нанотехнологии, свойства и применение наноструктурированных материалов. Успехи химии. 2007. Т. 76, № 5. С. 474–500.

10. Методы получения и физико-механические свойства объемных нанокристаллических материалов / М. И. Алымов, В. А. Зеленский. Москва: МИФИ, 2005. 52 с.

11. Андриевский Р. А. Наноматериалы: концепция и современные проблемы. Российский химический журнал. 2002. № 5. С. 50-56.

12. Андриевский Р. А. Современные проблемы наноструктурного материаловедения. Наноструктурное материаловедение, 2005. № 1. С. 5-13.

13. Наноматериалы и нанотехнологии / Ж. И. Алферов, П. С. Копьев, Р. А. Сурис и др. Нано- и микросистемная техника. 2003. № 8. С. 3-13.

14. Бернштейн, Л.М. Термомеханическая обработка стали / Л.М. Бернштейн, В.А. Займовский, Л.М. Капуткина. – М: Металлургия, 1983. – 480 с.

15. Тушинский, Л.И. Теория и технология упрочнения металлических сплавов / Л.И. Тушинский. – Н.:Наука, 1990. – 306 с.

16. N. P. Lyakishev, S. I. Tishaev, P. D. Odesskiy, and A. V. Rudchenko, *Izvestiya RAN. Metally*, No. 2: 96 (1993)

17. L. I. Efron, D. A. Litvinenko, and A. A. Efimov, *Izvestiya RAN. Metally*, No. 6: 99 (1993)

18. P. D. Odesskiy and D. P. Khromov, *MiTOM*, No. 3: 13 (1992)

19. Yu. D. Morozov, A. M. Stepashin, and S. V. Aleksandrov, *Metallurg*, No. 5: 43 (2002).

20. Юрьев А.Б. Упрочнение строительной арматуры и прокатных валков. – Новосибирск: Наука, 2006. – 227 с.

21. A. B. Yuryev, V. D. Sarychev, V. Ya. Chinokalov, M. V. Zezikov, and V. E. Gromov, *Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya*, No. 2: 38

22. Eh. V. Kozlov, A. V. Plevkov, and A. B. Yuryev, *Izvestiya VUZov. Fizika*, No. 3: 49 (2002)

23. Громов, В.Е. Формирование структурно-фазовых состояний, дефектной субструктуры и свойств поверхности термомеханически упрочнённой низкоуглеродистой стали / В.Е. Громов, Ю.Ф. Иванов, Е.Г. Белов,

В.Б. Костерев, Д.А. Косинов // Металлофизика и новейшие технологии. – 2016. - №17. – С. 303 - 341.

24. V. M. Schastlivtsev, D. A. Mirzaev, and I. L. Yakovleva, *Struktura Termicheskii Obrabotannoi Stali* [The Structure of the Heat-Treated Steel] (Moscow: Metallurgiya: 1994)

25. N. A. Koneva and Eh. V. Kozlov, *Izvestiya VUZov. Fizika*, No. 8: 3 (1982)

26. Яковлева, С. П. Комплексное повышение эксплуатационных свойств низколегированной стали путем объемного наноструктурирования / С. П. Яковлева, С. Н. Махарова, П. Г. Мордовской // Успехи современного естествознания. – 2011. – № 6. – С. 47-48.

27. Яковлева, С. П. Влияние режимов объемного наноструктурирования мегапластической деформацией на свойства конструкционной стали / С. П. Яковлева, С. Н. Махарова, П. Г. Мордовской, М. З. Борисова // Перспективные материалы. – 2011. – № 13 (спец. выпуск). – С. 961-967.

28. Яковлева, С. П. Механические свойства низколегированной стали после объемного наноструктурирования с применением холодной мегапластической деформации / С. П. Яковлева, С. Н. Махарова, М. З. Борисова, П. Г. Мордовской // Тр. междунар. научно-техн. конф. «Нанотехнологии функциональных материалов» (22-24 сентября, 2010, Санкт-Петербург). – С. 294-295.

29. Горелик С. С. Рекристаллизация металлов и сплавов [3-е изд.] / С. С. Горелик, С. В. Добаткина, Л. М. Капуткина. – М.: МИССИС, 2005. – 432 с.

30. Вплив комбінованої деформації та передрекристалізаційної термічної обробки на субструктуру і твердість сталей 40Х та 12Х13 / О. М. Дубовий, Т. О. Макруха. Вісник Харківського національного автомобільно-дорожнього університету, Збірка наукових праць. Харків, 2017. вип. 82. С. 92-97.

31. Вплив виду комбінованого деформування на полігонізаційну субструктуру заліза та сталі У8 / О. М. Дубовий, **Т. О. Макруха**. Збірник наукових праць Національного університету кораблебудування: Миколаїв, 2018. № 3-4 (474). С. 66-74.

32. Спиридонов А. А. Планирование эксперимента при исследовании технологических процессов М.: Машиностроение, 1981. 178 с.

33. Планирование эксперимента при поиске оптимальных условий / Ю.П. Адлер, Е. В.Маркова, Ю. В. Грановский. Москва: Наука, 1976. 279 с.

34. НПАОП 28.5-1.02-07 «Правила охорони праці при термічній обробці металів».

35. О.М. Дубовий Підвищення фізико-механічних властивостей металів і сплавів та напилених покриттів формуванням полігонізаційної наномасштабної субструктури: монографія / О.М. Дубовий, А.А. Карпеченко, М.М. Бобров, Т.О. Макруха. – Миколаїв: НУК, 2023. – 193 с.