

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
Національний університет «Запорізька політехніка»

Інженерно-фізичний факультет
Прикладне матеріалознавство

Пояснювальна записка

до дипломної роботи магістра

на тему: «Визначення технологічної пластичності та режиму відпалу нової штампової сталі з регульованим аустенітним перетворенням при експлуатації»

Виконав: студент 2 курсу, групи Іф-232м

Спеціальність 132 «Матеріалознавство»

Освітня програма (спеціалізація)

«Прикладне матеріалознавство»

ЯРМОШЕНКО Д.В.

Керівник: доцент, к.т.н. ГРАБОВСЬКИЙ В.Я.

Рецензент _____

Запоріжжя

2024

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
Національний університет «Запорізька політехніка»

Факультет Інженерно-фізичний _____
Кафедра фізичне матеріалознавство _____
Ступінь вищої освіти магістр _____
Спеціальність 132 «Матеріалознавство» _____
Освітня програма (спеціалізація) «Прикладне матеріалознавство» _____

ЗАТВЕРДЖУЮ

Завідувач кафедри ІФ

_____ 2024 р

З А В Д А Н Н Я

НА ДИПЛОМНИЙ ПРОЕКТ (РОБОТУ) СТУДЕНТА(КИ)

ЯРМОШЕНКО Дмитро Володимирович

1. Тема проекту (роботи) «Визначення технологічної пластичності та режиму відпалу нової штампової сталі з регульованим аустенітним перетворенням при експлуатації»
керівник проекту (роботи) ГРАБОВСЬКИЙ В.Я., к.т.н, доцент
затверджені наказом вищого навчального закладу від
2. Строк подання студентом проекту (роботи) 08 січня 2024 року
3. Вихідні дані до проекту (роботи) Характеристики та вимоги до виробництва прутків з нової штампової сталі 4Х3Н3Г7М7Ф, технічна література
4. Зміст розрахунково-пояснювальної записки (перелік питань, які потрібно розробити): особливості технологічної пластичності та вибору режимів відпалу високолегованих сталей: дослідження з визначення технологічної пластичності та режимів відпалу сталей з РАПЕ; економічна частина; охорона праці.
5. Перелік графічного матеріалу (з точним зазначенням обов'язкових креслень): хімічний склад та технологія отримання сталей; схема випробувань на гаряче кручення; визначення високотемпературної пластичності сталі 4Х3Н3Г7М7Ф; вплив режимів відпалу на твердість сталі 4Х3Н3Г7М7Ф; зміна твердості при відпалу сталі 6Х3Н3Г7МФ3; мікроструктури сталей після різної термічної обробки.

6. Консультанти розділів проекту (роботи)

Розділ	Прізвище, ініціали та посада консультанта	Підпис, дата	
		завдання видав	прийняв виконане завдання
1, 2, 3	ГРАБОВСЬКИЙ В.Я., доцент		
4	НЕСТЕРОВ О. В., доцент, завідувач кафедри охорони праці і навколишнього середовища		
5	КРУГЛІКОВА В. В., доцент		
нормо-контроль	ТКАЧ Д.В., доцент		

7. Дата видачі завдання «25» вересня 2023 року.

КАЛЕНДАРНИЙ ПЛАН

№ з/п	Назва етапів дипломного проекту (роботи)	Строк виконання етапів проекту (роботи)	Примітка
1	Особливості технологічної пластичності та вибору режимів відпалу високолегованих сталей (літературний огляд)	23.10.2023	
2	Матеріали та методики досліджень	30.10.2023	
3	Характеристики сталей для досліджень	06.11.2023	
4	Визначення технологічної пластичності сталі з РАПЕ	13.11.2023	
5	Результати досліджень та визначення режимів відпалу сталей з РАПЕ	28.11.2022	
6	Рекомендації та висновки за результатами роботи	04.12.2023	
7	Економічна частина	11.12.2023	
8	Охорона праці	18.12.2023	
9	Кінцеве погодження з керівником та завершення оформлення дипломної роботи	25.12.2023	
10	Проходження нормоконтролю	29.12.2023	
11	Виправлення недоліків, отримання рецензії та подання роботи до захисту	08.01.2024	

Студент(ка) _____ Ярмошенко Д.В.
(підпис)Керівник проекту (роботи) _____ Грабовський В.Я.
(підпис)

РЕФЕРАТ

Пояснювальна записка до магістерської роботи: 86 с., 20 табл., 17 рис., 1 дод., 15 джерел.

ШТАМПОВІ СТАЛІ З РАПЕ, ХАРАКТЕРИСТИКИ СТАЛЕЙ, ТЕХНОЛОГІЧНА ПЛАСТИЧНІСТЬ, ВИПРОБУВАННЯ НА КРУЧЕННЯ, УДАРНА ВЯЗКІСТЬ, ТЕМПЕРАТУРА ТА ТРИВАЛІСТЬ ВІДПАЛУ, ТВЕРДІСТЬ, СТРУКТУРА, РЕКОМЕНДОВАНІ РЕЖИМИ ВІДПАЛУ, ТЕХНІКА БЕЗПЕКИ, ЕКОНОМІЧНИЙ ЕФЕКТ.

Об'єкт дослідження – температурні режими гарячої деформації та відпалу нових сталей з РАПЕ.

Мета роботи – визначення режимів нагріву при гарячій обробці тиском та для зменшення твердості при відпалу нових штампових сталей з РАПЕ 4ХЗНЗГ7М7Ф та 6ХЗНЗГ7МФ3 для промислового їх використання.

Розглянуто особливості характеристик сталей 4ХЗНЗГ7М7Ф та 6ХЗНЗГ7МФ3 з РАПЕ. За результатами високотемпературних випробувань на кручення та ударний згин температура гарячої обробки тиском досліджуваної сталі повинна знаходитися в межах 900 – 1150 °С. Встановлено, що зростання тривалості витримки та охолодження після відпалу з піччю порівняно з повітрям забезпечують в усіх випадках меншу твердість. Показано, що при зміні температур відпалу досліджуваних сталей в межах 500 - 830 °С відповідні залежності твердості мають вигляд кривих з мінімумом в області температур 630 - 680 °С. За результатами досліджень впливу температури та часу витримки при одинарному та подвійному відпалах визначені режими відпалу, що забезпечують зниження твердості сталі 4ХЗНЗГ7М7Ф до 33 HRC та сталі 6ХЗНЗГ7МФ3 до 34 HRC.

Розглянуто правила техніки безпеки та охорони оточуючого середовища. Розраховано економічну ефективність інноваційного проекту

ЗМІСТ

	С.
Вступ.....	7
1 Особливості технологічної пластичності та вибору режимів відпалу	
високолегованих сталей	8
1.1 Визначення температури гарячої обробки тиском легованих сталей	8
1.2 Види відпалу сталей	12
1.3 Гомогенізація високолегованих сталей.....	15
1.4 Особливості вибору відпалу з високою стабільністю	
переохолодженого аустеніту	17
1.4.1 Характеристики діаграм розпаду переохолодженого аустеніту	
високолегованих сталей.....	17
1.4.2 Основи вибору температури та часу для відпалу другого роду	
високолегованих сталей.....	22
1.5 Штампові сталі з регульованим аустенітним перетворенням при	
експлуатації (РАПЕ)	26
1.5.1 Сутність структурних перетворень та роль легування	26
1.5.2 Особливості вибору відпалу.....	27
1.6 Мета та постановка задачі дипломної роботи.....	30
2 Матеріали та методики досліджень.....	32
2.1 Хімічний склад та технологія отримання сталей.....	32
2.2 Зразки для механічних випробувань та їх виготовлення	33
2.3 Термічна обробка та вимірювання твердості	36
2.4 Дослідження мікроструктури	36
3 Дослідження з визначення технологічної пластичності та режимів відпалу	
сталей з РАПЕ.....	38
3.1 Характеристики сталей для досліджень.....	38
3.2 Результати випробувань на технологічну пластичність.....	40

3.3 Результати досліджень по визначенню режимів відпалу сталей	43
3.4 Аналіз отриманих даних та рекомендації за результатами роботи.....	49
4 Охорона праці та безпека у надзвичайних ситуаціях.....	53
4.1 Аналіз потенційних небезпек.....	53
4.2 Заходи забезпечення безпеки.....	55
4.3 Заходи забезпечення виробничої санітарії та гігієни праці.....	62
4.4 Заходи пожежної безпеки.....	66
4.5 Заходи безпеки в надзвичайних ситуаціях.....	67
5 Економічна частина.....	69
5.1 Тенденція розвитку світового ринку технологій.....	69
5.2 Послідовний аналіз.....	70
Висновки.....	83
Перелік джерел посилань.....	85
Додаток А Презентація дипломної роботи.....	87

ВСТУП

Сучасні вимоги до якості металевих виробів та конструкцій у загальному обсязі металургійного виробництва, зумовили тенденцію забезпечення стабільності їх виробництва, механічних та експлуатаційних властивостей. Виготовлення металевих деталей різних груп можливо завдяки виконанню їх гарячої обробки тиском, термічної обробки, та відпалу. Це особливо важливо для нового класу штампових сталей з регульованим аустенітним перетворенням при експлуатації (РАПЕ) і дисперсійним твердінням, які поряд з високою стабільністю переохолодженого аустеніту мають низькі значення критичних точок. Вказані сталі відрізняються суттєво більшими характеристиками високотемпературної міцності порівняно з найбільш теплостійкими серійними штамповим сталями мартенситного класу що забезпечує кращу працездатність виготовлених з них інструментів для гарячого деформування металів. Задача забезпечення рівновагової структури та низьких значень твердості таких сталей ще потребує вирішення. Для цього потрібен детальний розгляд сутності та впливу відпалу на стабільність структури і проведення відповідних досліджень. Важливим є забезпечення після відпалу зниження твердості сталей для задовільної обробки різанням при виготовленні виробів. Вказане вимагає досконалого розгляду та використання діаграм ізотермічного та термокінетичного розпаду переохолодженого аустеніту тієї чи іншої сталі. Вирішення таких задач ускладнюється для високолегованих сталей з РАПЕ в зв'язку з підвищенням стабільності переохолодженого аустеніту та відповідних структурних перетворень при охолодженні. З урахуванням викладеного дана дипломна робота присвячена визначенню режимів нагріву при гарячій обробці тиском та для зменшення твердості при відпалу нових штампових сталей з РАПЕ 4Х3Н3Г7М7Ф та 6Х3Н3Г7МФ3 для промислового їх використання.

1 ОСОБЛИВОСТІ ТЕХНОЛОГІЧНОЇ ПЛАСТИЧНОСТІ ТА ВИБОРУ РЕЖИМІВ ВІДПАЛУ ВИСОКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ

1.1 Визначення температури гарячої обробки тиском легованих сталей

Для підвищення пластичності й зменшення опору деформуванню метали та сплави перед обробкою тиском нагрівають до певної температури. Для кожного металу існує температурний інтервал (діапазон температур початку і закінчення обробки). Нагрівання металу супроводжується явищами, які слід враховувати, вибираючи температуру та режим нагрівання. При нагріванні сталі вище 700 °C поверхневий шар окислюється з утворенням окалини, яка складається з оксидів заліза Fe_2O_3 , Fe_3O_4 , FeO . З підвищенням температури до 1330 - 1350 °C окалина плавиться і залізо горить (з утворенням снопа яскраво-блакитних іскор). Витрати металу на окалину (вигар) одне нагрівання в полуменевій печі становлять 1,5 - 2,5%, а при електронагріванні 0,4 - 0,7%. Крім незворотних втрат металу утворення окалини, що має високу твердість, в 1,5-2 рази підвищує інтенсивність спрацювання деформуючого інструмента. При високих температурах поряд з окисленням заліза відбувається знеуглюцювання поверхневого шару внаслідок вигорання вуглецю. Глибина знеуглецьованого шару становить 0,2 - 0,5 мм, а іноді 1,5 - 2 мм. Для зменшення окислення металу застосовують електронагрівання заготовок у захистній атмосфері.

При високих температурах нагрівання інтенсивно зростає зерно. Це явище називається перегріванням. Перегріта сталь характеризується гіршими механічними властивостями - зменшення відносного видовження і ударної в'язкості становить майже 25 %. Структуру перегрітої сталі здебільшого можна виправити відпалюванням. При нагріванні сталі до температури, близької до температури плавлення, відбувається інтенсивна дифузія кисню в глиб металу, утворення оксидів на границях зерен та розплавлення легкоплавких міжзерністих прошарків, що спричинює появу тріщин і втрату пластичності. Це

явище називається перепалюванням. Наслідків його не можна позбутися термічною обробкою, і перепалений метал поводить ся відправляти на переплавлення.

Для найбільшого підвищення пластичності металу температура початку обробки має бути якомога вищою, але не повинна спричинити перегрівання та перепалювання. Температура закінчення обробки має бути вищою за температуру рекристалізації і фазових перетворень [1]. Температурний інтервал гарячої обробки тиском вуглецевих сталей з 0,2 - 0,7 % вуглецю становить 1280-800 °С; з 0,8 - 1,3 % вуглицю – 1100 - 760 °С. Мідні сплави обробляють в інтервалі температур 900 - 700 °С; дуралюмін – 470 - 400°С; титанові сплави 950 - 730 °С; магнієві сплави – 420 - 300 °С; сплави хрому – 1800 - 1000 °С; вольфрамові сплави – 2000 - 1600 °С.

Під час нагрівання збільшуються амплітуди коливань атомів, що призводить до полегшення як міжкристалітної, так інтеркристалітної деформації. Спочатку розм'якшується міжкристалітна речовина, що полегшує переміщення зерен один відносно одного (міжкристалітна деформація), при вищих температурах відбувається інтенсивна інтеркристалітна деформація.

Для металів та сплавів актуальним є визначення температурного інтервалу гарячого штампування. Допустимий інтервал – це інтервал температур, при яких матеріал має достатньо низький опір деформації і достатню пластичність для виготовлення якісних поковок. Для сталей цей інтервал визначає лівий кут діаграми стану Fe-C. Верхня межа гарячого штампування вибирається так, щоб уникнути перегріву та перепалу сталі, а також інтенсивного окислення та зневуглецювання. Високовуглецеві сталі більш схильні до окислення та перепалу, тому t_v має менші значення. Нижня межа має забезпечити відсутність наклепу та мале зерно штампової сталі. Тому t_n має бути вище A_{c3} для доєвтектоїдних сталей, та вище A_{c1} для заєвтектоїдних сталей. Низьковуглецеві сталі (<0,3 % C) можна обробляти нижче температури A_{c3} завдяки більшій пластичності. Крім допустимого розрізняють ще технологічний інтервал гарячого штампування. Технологічний інтервал

температур штампування – це інтервал температур, при якому штампується конкретна поковка. Він має бути в межах допустимого інтервалу. Величина технологічного інтервалу залежить від інтенсивності охолодження і часу обробки, який складається з часу деформування та часу маніпуляцій з заготовкою чи поковкою. Вибір технологічного інтервалу виконує інженер-технолог, користуючись довідниковими даними та особливістю технологічного процесу штампування. Для середньовуглецевих конструкційних сталей технологічний інтервал становить 1250 - 800 °С.

Для визначення кількісного значення умовної пластичності матеріалу при високих температурах найбільшого поширення набули три стандартні (об'єктивні) види випробувань зразків: на ударний згін (визначення ударної в'язкості), на кручення, на розтяг.

Стосовно галузі обробки металів тиском прикладне значення високотемпературних випробувань зразків на ударний згін полягає: в отриманні кількісних відомостей про рівень умовної пластичності різних сталей і сплавів: різних плавів однієї і тієї ж сталі; одного і того ж сплаву; у найбільшому визначенні температурного інтервалу пластичності металу; у проектуванні деформованості тіл (злитків, закруток, поковок) при їх майбутньому куванні, прокатці і призначенні температурного інтервалу, в області якого доцільніше ввести процеси деформування, а також способів і механічних умов.

Особливості деформації і руйнування зразка при крученні роблять цей метод найбільш прийнятним для випробувань матеріалу, призначено для таких процесів деформування, як гаряча прошивка трубної заготовки. Менш придатний цей метод для того, щоб передбачити, наприклад, деформованість заготовки при поздовжній прокатці або куванні, коли основні руйнівні зусилля діють вздовж волокон металу. Результати випробувань зразків даним методом багато в чому залежать від діаметра зразка, швидкості кручення, розрахункової довжини та способу закріплення. Чим більший діаметр зразка, тим менше число оборотів n до руйнування зразка.

Зі зростанням швидкості кручення зразка v до певного для даного матеріалу значення $V_{кр}$ збільшується значення n , а вище $V_{кр}$ значення n зменшується.

Для випробувань використовують зразки трьох типів: зразки з горячекатаних прутків діаметром 8 мм з розрахунковою довжиною 200 мм без механічної обробки; точені зразки діаметром 8 мм з розрахунковою довжиною 100 мм; точені зразки діаметром 8 мм з розрахунковою довжиною близько 40 мм (обидва кінці зразка закріплені жорстко, що виключає переміщення осьове при крученні).

На рис. 1.1 області пластичності деяких сталей, визначені на підставі результатів кручення при високих температурах зразків за трьома методами (швидкість кручення 180 об/хв). У виконаних експериментах зразки виготовляли з катаних прутків діаметром 8 мм, довжиною 380 мм, при довжині камери нагрівальної печі 215 мм. Один кінець зразка був нерухомий, а інший обертався зі швидкістю 180 об/хв. При цьому другий кінець міг здійснювати поздовжньо-поступальний рух, що виключало можливість виникнення в зразку осьових розтягуючих напруг.

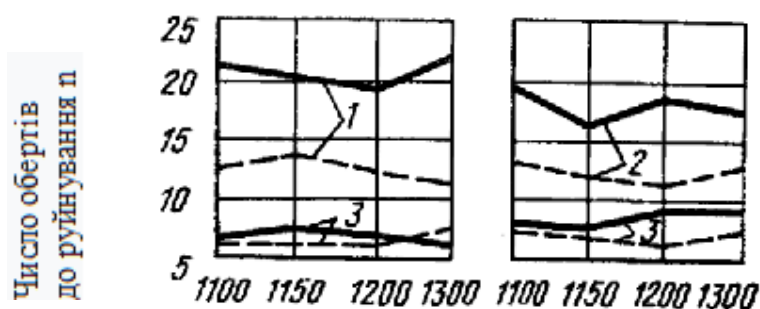


Рисунок 1.1 - Результати випробувань на кручення зразків зі сталі X16H15M3P. Суцільна лінія - зразки з гарною ковкістю, пунктирна лінія - зразки з поганою ковкістю [2].

З трьох порівнюваних методів кручення зразків найбільшою чутливістю має перший, який є найбільш простим з точки зору виготовлення зразків. Другий метод має відносно меншу чутливість і не настільки чітко виявляє відмінність у пластичності металу порівнюваних плавок з хорошою і поганою деформованістю зливків. Третій метод має найменшу чутливість і практично не може надійно виявляти відмінність в умовній пластичності металу плавок з хорошою і поганою деформованістю зливків. Це пояснюється, мабуть, подальшим зменшенням розрахункової довжини зразка і жорстким закріпленням обох кінців, що призводить до виникнення у зразку при його випробуванні додаткових осьових розтягуючих напруг.

1.2 Види відпалу сталей

Відпал - вид термічної обробки, при якому здійснюється нагрів до визначеної температури, витримці у впродовж визначеного часу при цієї температурі та наступному повільному охолодженні до кімнатної температури.

Згідно класифікації розділяють відпал 1-го роду (гомогенізаційний, рекристалізаційний, для зняття напружень) та відпал 2-го роду (повний, неповний сфероїдізація, нормалізація).

Відпал 1-го роду використовують для частково чи повного усунення відхилень від рівноважного стану, що виникають при попередній обробці, причому його проведення не обумовлено фазовими претвореннями в сталях. Обробкою, що передує відпалу 1-го роду, можуть бути лиття, обробка тиском, зварювання, термічна обробка та інші технологічні процеси.

В залежності від того, які відхилення від рівноважного стану усуваються, розрізняють наступні різновиди відпалу 1-го роду:

гомогенізаційний, дорекристалізаційний, рекристалізаційний та для зменшення пружних напружень. Процеси, що усувають відхилення від рівноважного стану, йдуть самочинно, і нагрівання при відпалі 1-го роду проводять тільки для їх прискорення. Основні параметри відпалу 1-го роду — температура нагріву та час витримання. Швидкість нагріву та охолодження мають підпорядковане значення.

Гомогенізаційний відпал — це термічна обробка, при якій головним процесом є усунення наслідків дендритної ліквідації.

Рекристалізаційний відпал застосовують для сталей після холодної обробки тиском - це термічна обробка деформованого металу чи сплаву. Може застосовуватися як остаточна, так і проміжна операція між операціями холодного деформування. Рекристалізацією називають народження та зростання нових зерен з меншою кількістю дефектів кристалічного стану. В результаті рекристалізації утворюються цілковито нові, частіше всього равноосні кристали. Між температурним порогом рекристалізації та температурою плавлення маємо просте співвідношення: $T_R \approx (0,3 - 0,4)T_{пл.}$, що складає для вуглецевих сталей 670 - 700 °С.

Відпал для зняття напружень - це термічна обробка, при якій головним процесом є повна чи часткова релаксація остаточних напружень. Такі напруження виникають при обробці тиском чи різанням, литтям, зварюванням, шліфуванням та інших технологічних процесів. Внутрішні напруження зберігаються в деталях після закінчення технологічного процесу та звуться залишковими. Позбутися від небажаних напружень можливо шляхом нагріву сталей від 150°C до 650°C в залежності від марки сталі та способу попередньої обробки.

Відпал II роду ґрунтується на використанні фазових перетворень сплавів и складається з нагріву вище температури претворення з наступним повільним охолодженням для придбання стійкого структурного стану сплавів.

Для повного відпалу доевтектоїдних сталей сталеву деталь нагрівають вище критичної точки A_3 на 30 - 50°C та після прогріву проводять повільне

охолодження. Як правило, деталі охолоджують разом з піччю зі швидкістю 30 - 100 °С/год. Структура доєвтектоїдної сталі після відпалу складає із фериту та перлиту.

Основна мета повного відпалу:

- усунення пороків структури, виниклих при попередньої обробки (лиття, гаряча деформація, зварювання, термообробка);
- крупнозернистості та видманштетової структури;
- пом'ягшення сталі поперед обробкою різанням;
- зменшення напружень.

Неповний відпал відрізняється від повного тим, що нагрів виконується на 30 - 50 °С вище критичної точки A_1 (лінія PSK на діаграмі «Залізо - цементит»). Неповний відпал доєвтектоїдних сталей проводять для поліпшення обробки різанням. При неповному відпалі відбувається часткова перекристалізація сталі — внаслідок переходу перлиту в аустеніт. Надлишковий ферит тільки частково претворюється в аустеніт. Такий відпал проводиться при температурі 770 — 750 °С з наступним охолодженням зі швидкістю 30 — 60°С/с до 600 °С, далі на повітрі. Неповний відпал широко застосовується для заєвтектоїдних вуглецевих та легованих сталей. Нагрів цих сталей на 10 — 30 °С вище A_{c1} викликає практично повну перекристалізацію сплаву та надає можливість отримати зерністу (сферичну) форму перлиту замість пластинчастої. Такий відпал називають сфероїдизацією. Частинки цементиту, які не розчинилися при нагріванні, чи області аустеніту з підвищеною концентрацією вуглецю за рахунок неповної його гомогенізації після розчинення цементиту, слугують центрами кристалізації для цементиту, що виділяється при наступному охолодженні до температури нижче A_1 і приймає в цьому випадку зерністої форми.

1.3 Гомогенізація високолегованих сталей

Гомогенізація високолегованих сталей при наявності евтектики кристалів у сплаві X_1 змінюється по лінії bc і кристалізація його закінчується при евтектичній температурі (точка m). При закінченні кристалізації сплаву X_1 в дендритних осередках – перерізах гілок дендритів - концентрація легувального елементу мінімальна в середині, а в поверхневому шарі відповідає граничній розчинності при евтектичній температурі (точка a на рис. 1.2). У цьому сплаві, який у рівноважних умовах повинен бути однофазним, внаслідок дендритної ліквідації кристалізується нерівноважна евтектика, кількість якої складає cm/se .

В результаті дендритної ліквідації виникає хімічна мікронеоднорідність всередині кристалів твердого розчину — основи сплаву і може з'явитися нерівноважні надлишкові фази. Наприклад, у сплаві X_1 на рис.1.2 при рівноважній кристалізації склад у всьому об'ємі α -розчин змінюється по кривій bs_1 і кристалізація закінчується у точці рівноважного солідуса s виключаючи утворення евтектики. При нерівноважній кристалізації склад пізніше створившихся шарів α -рідини, збагачених компонентом B , і склад раніше утворених шарів не встигає вирівнятися. Тоді середній склад первинних кристалів у сплаві X_1 змінюється по лінії bc і кристалізація його закінчується при евтектичній температурі (точка m). При закінченні кристалізації сплаву X_1 в дендритних осередках – перерізах гілок дендритів - концентрація легуючого елементу мінімальна в середині, а в поверхневому шарі відповідає граничній розчинності при евтектичній температурі (точка a на рис. 1.2). У цьому сплаві, який у рівноважних умовах повинен бути однофазним, внаслідок дендритної ліквідації кристалізується нерівноважна евтектика, кількість якої складає cm/se .

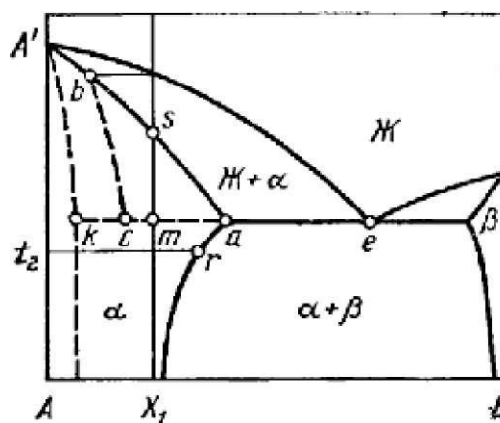


Рисунок 1.2- Нерівноважний солідус у системі евтектичного типу і крива змінення середнього складу твердого розчину bc при дендритній ліквідації сплаву X_1 (схема) [3]

Дуже часто нерівноважна евтектика вироджується у β -фазу евтектичного походження, розміщеної вздовж меж дендритних осередків (α -фаза складу a із евтектики кристалізується, як на підкладці, на первинних α -кристалах і структурно не виявляється). Точка k на діаграмі стану (див. рис. 1.2) — це концентраційна межа появи нерівноважної евтектики у наданих умовах. У діапазоні швидкістей охолодження при кристалізації, який реалізується у виробничих умовах, вирівнююча дифузія у твердому розчині сильно пригнічена, і нерівноважна надлишкова фаза кристалізується при дуже малих концентраціях легованого елементу. Зазвичай гомогенізаційний відпал проводять при температурах не вище $0,9 - 0,95 T_{пл}$ (за абсолютною шкалою), але нижче точки солідуса сплаву. Іноді температура гомогенізації знаходиться в інтервалі $0,8 - 0,9 T_{пл}$.

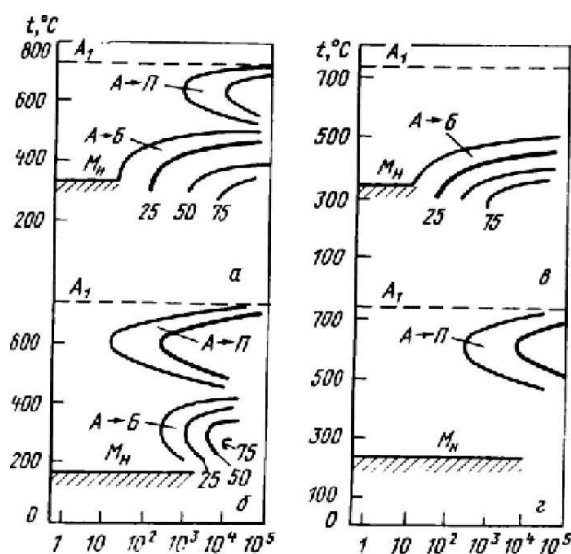
Зливки із вуглецевих сталей зазвичай не підлягають гомогенізаційному відпалу, оскільки в них при нагріванні під гарячу обробку тиском через швидкої дифузії вуглеця в аустеніті дендритна ліквідація встигає зникнути. Леговані сталі для усунення внутрішнокристалітної ліквідації і розчинення нерівноважного надлишку карбідів евтектичного

походження доводиться піддавати спеціальному нагріву — гомогенізаційному відпалу при 1050 - 1250 °С [3]. Високо легованої сталі також піддають іншому типу термічної обробки - ізотермічному відпалу.

1.4 Особливості вибору відпалу сталей з високою стабільністю переохолодженого аустеніту

1.4.1 Характеристики діаграм розпаду переохолодження аустеніту високолегованих сталей.

Для легованих сталей, в яких окрім вуглецю в склад аустеніту входять, зокрема, корбідоутворюючі елементи ізотермічна діаграма має вигляд, наведений на рис. 1.3.



Час, с

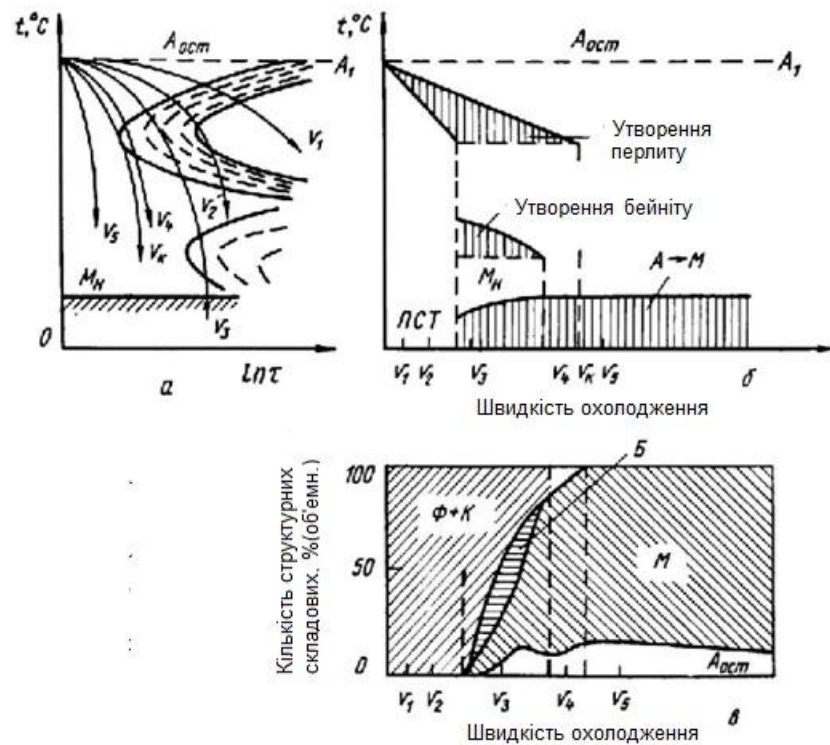
а і б середньолеговані сталі; в — високолеговані сталі; г — високохромісті сталі.

Цифри у кривих. вказують ступень перетворення, % (об'ємн)

Рисунок 1.3 - Діаграми ізотермічного розпаду переохолодженого аустеніту у легованої сталі [4]

На ізотермічній діаграмі для цих сталей спостерігаються два мінімуму стійкості переохолодженого аустеніту, які відповідають перлитному і бейнітному (проміжному) перетворенням. Обидва перетворення розділені областю стійкого аустеніту. У випадку доєвтектоїдної чи заєвтектоїдної легованих сталей на діаграмі ізотермічного розпаду переохолодженого аустеніту, як і у вуглецевій сталі, з'являється додаткова лінія початку виділення надлишкового легованого фериту чи карбїду.

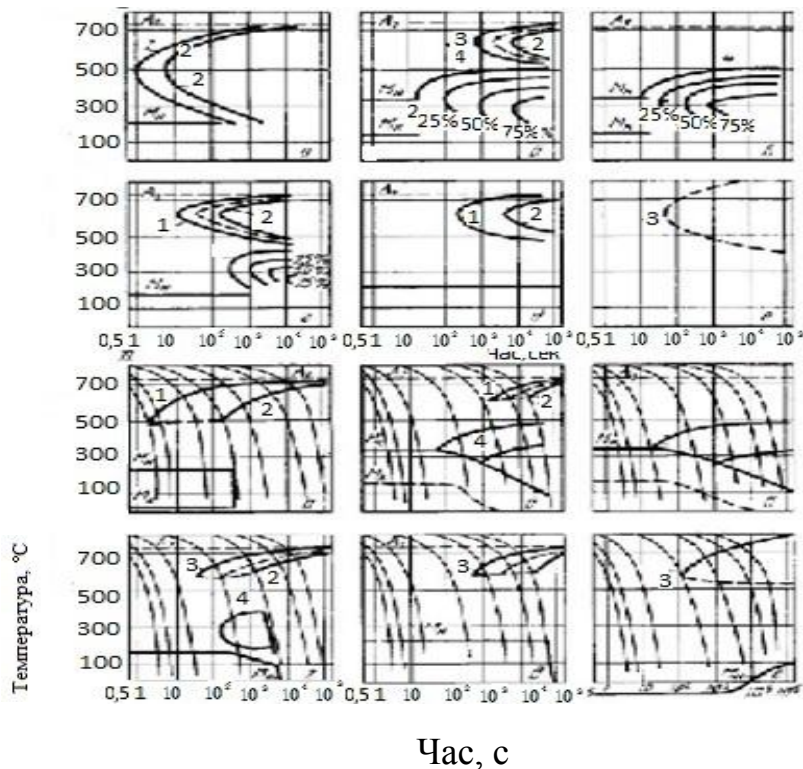
Проміжне перетворення в легованих сталях відбувається до кінця. Частина аустеніту, збагаченого вуглецем, при ізотермічній витримці не розпадеться і при подальшому зниженні температури може тільки частково перетворитися в мартенсит чи навіть не зазнаватиме цього перетворення. Таким чином, в результаті проміжного перетворення легована сталь набуває «структуру» складену із бейніта та деякої кількості мартенситу залишкового аустеніту [5]. При охолодженні легованих сталей із різними швидкостями утворюються більш складні структури (див. рис. 1.4). Якщо розпад аустеніту в перлитній зоні протікає швидше, ніж у проміжній, то при охолодженні з не великою швидкістю утворюється перлит (криві v_1 , v_2). При охолодженні з більшою швидкістю (v_3) поряд з перлитом маємо бейніт; при цьому частина аустеніту яка не зазнала розпаду в перлитній та бейнітній областях, перетворюється в мартенсит. В цьому випадку структура буде складатися із перлиту, бейніту, мартенситу і деякої кількості залишкового аустеніту (див. рис. 1.4, в). Часткове перетворення в бейнітної області змінює склад аустеніту; він збагачується вуглецем, тому знижується температура, відповідної точки $M_{\text{п}}$, і збільшується кількість залишкового аустеніту. При ще більшій швидкості охолодження (див. рис. 1.4, крива v_4) перлитне перетворення відбувається лише частково; більша частина аустеніту переохолоджується до температури, що відповідає точці $M_{\text{п}}$, і перетворюється в мартенсит. Після охолодження сталь буде мати структуру, складену із трооститу, мартенситу і залишкового аустеніту. При швидкості охолодження вище критичної (крива $v_{\text{к}}$), (наприклад v_5) утворюється тільки мартенсит.



- а – кінетика ізотермічного перетворення переохолодженого аустеніту;
 б – вплив швидкості охолодження на температури перетворення;
 в – вплив швидкості охолодження на кількість структурних складових після закінчення перетворення.

Рисунок 1.4 - Перетворення переохолодженого аустеніту легованої сталі, що володіє високою стійкістю при температурах проміжного перетворення [7]

Легуючі елементи, які підвищують стійкість переохолодженого аустеніту, рідко знижують критичну швидкість гартування (див.рис. 1.4). Так, при введенні 1 % Cr у сталь з 1 % C критична швидкість гартування зменшується в 2 рази, а при введенні 0,4 % Mo від 200 $^\circ\text{C}/\text{с}$ до 50 $^\circ\text{C}/\text{с}$. Дуже знижується критична швидкість гартування при введенні марганцю і нікелю та в меншій ступені вольфрама. Для багатьох легованих сталей критична швидкість гартування знижується до 20 — 30 $^\circ\text{C}/\text{с}$ і більше. Кобальт є єдиним легуючим елементом, який знижує стійкість аустеніту і підвищуючим критичну швидкість гартування.

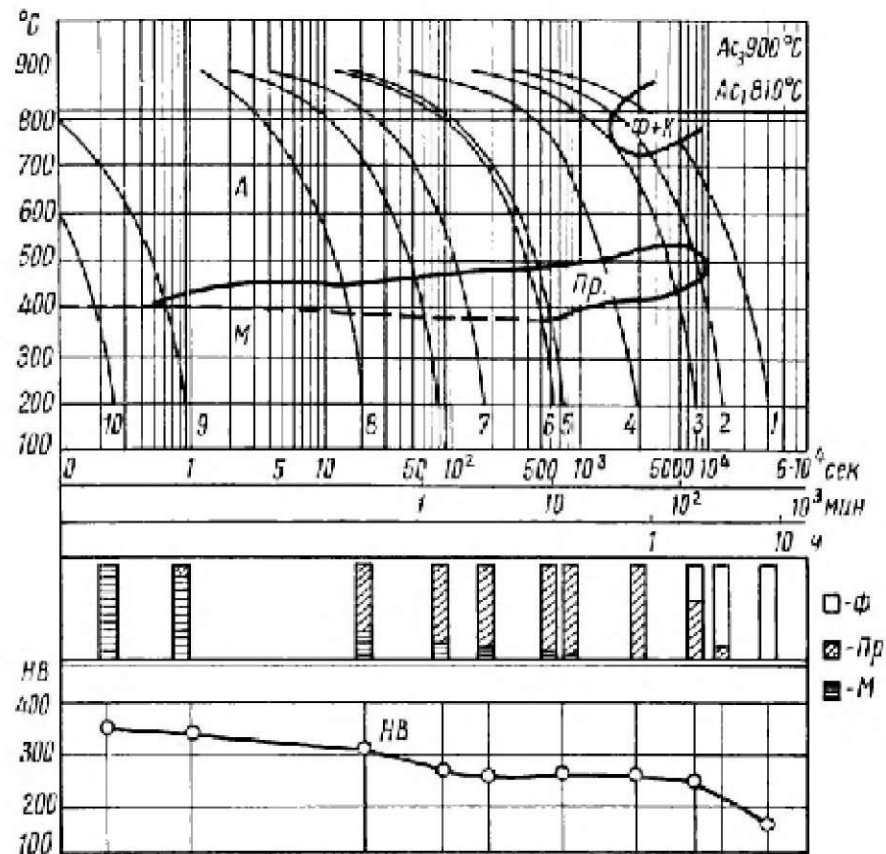


а – сталі що не містять карбідоутворювальних елементів; б – леговані сталі (до 0,4-0,5% С), з карбідоутворювальними елементами; в – леговані з низьким вмістом вуглеця (до 0,2 - 0,25%); г - леговані сталі що містять карбідоутворювальні елементи (не менше 0,4 - 0,5% С); д – сталі з високим вмістом хрому; е - устенітні сталі, 1 – початок перетворення; 2 – кінець перетворення; 3 – початок утворення ФКС; 4 - початок утворення продуктів проміжного перетворення; 5 – початок виділення карбідів.

Рисунок 1.5 - Основні різновиди діаграм (і – ізотермічні; т – термokinематичні) розпаду переохолодженого аустеніту [7]

Термокінетична діаграма для сталі 12Х2МФСР (див. рис. 1.6) показує, що тільки при малих швидкостях охолодження (1 - 5 °С/хвил.) перетворення аустеніту частково відбувається у верхній області з утворенням полігонального фериту, а переважно відбувається у проміжній області. При великих швидкостях охолодження (більше 15 °С/хвил.) перетворення аустеніту спостерігається тільки у проміжній області. При подальшому збільшенні швидкості охолодження разом з

бейнітом з'являються ділянки мартенситу. Як слід видно із цієї діаграми [7] сталь 12Х2МФСР у широкому інтервалі швидкостей охолодження (від 5 до 2000 °С/хвил.) зазнає перетворення з утворенням бейніту (див. рис. 1.6).



Швидкості охолодження, °С/хвил: 1–1; 2–3; 3–7; 4–51; 5–50; 6–300; 7–880; 8–2030; 9 – охолодження в олії; 10 – у воді.

Рисунок 1.6 - Діаграма перетворення аустеніту сталі 12Х2МФСР при безперирвному охолодженні згідно даних [5].

Такого рода кінетика претворення аустеніту пояснюється тим, що сталь 12Х2МФСР містить підвищену кількість молибдену і, крім цього, бор. Із багатьох робіт, звісно відомо, що молибден і бор сприяють скороченню ферито-перлитної області і розширенню проміжної області.

1.4.2 Основи вибору температури та часу відпалу другого роду високолегованих сталей

Виходячи з діаграм перетворення аустеніту при безперервному охолодженні аустеніту, зразки сталей 12X1МФ та 12X2МФСР були термічно оброблені за трьома режимами для того, щоб отримати структуру ферит - перліт, тільки бейніт і тільки мартенсит. З цією метою зразки діаметром 12 мм нагрівали при температурі 980 °С, потім частину зразків охолоджували з піччю зі швидкістю 10 °С/год, іншу - на повітрі і третю - у воді. Мікроструктурний аналіз цих зразків показав, що і в загартованих і в відпущених, а також у нормалізованих і відпущених зразках сталі 12X2МФСР структура складається переважно з продуктів розпаду бейніту, в той час як структура зразків із сталей 12X1МФ відбувалося виділення карбідних частинок, які були дисперсні і розподілені більш рівномірно у продуктах розпаду мартенсита і бейніту.

Зразки піддавали термічній обробці за такими режимами:

- нагрівання 980 °С. 30 хв., охолодження з піччю зі швидкістю 100 °С/год. до 300 °С;
- таке ж нагрівання, охолодження з піччю зі швидкістю 300 °С/год. до 300° С;
- таке ж нагрівання, охолодження ІТ на повітрі + відпуск при 750 °С, 3 год.;
- нагрівання 930 °С, 30 хв., перенесення в піч з температурою 500 °С + відпуск 750 °С, 3 год.;
- нагрівання 980 °С, 30 хв., охолодження в олії + відпуск 750 °С, 3 год.;
- те саме, охолодження вода - олія + відпуск 750 °С, 5 год.

При обробці зразків за першим або другим режимом отримана феритна структура з невеликими ділянками перліту та межами зерен; за третім чи четвертим режимом — структура відпущеного бейніту різного

ступеня дисперсності. Більш тонко дисперсний бейніт було отримано при безперервному охолодженні (третій режим), а не при ізотермічній обробці четвертого режиму [4]. При обробці зразків за 5 або 6 режимом структура їх відповідала відпущеному мартенситу. З урахуванням отриманих даних можна обирати найбільш доцільну термічну обробку вказаних сталей для потрібної структури для їх обробки. Розглянемо вплив термічної обробки на оброблення різанням сталей з різним вмістом вуглецю [5].

Основні фактори, що впливають на оброблюваність різанням сталі певного хімічного складу – твердість та мікроструктура. Вміст вуглецю в сталі, визначаючи властивості міцності і пластичності, дуже впливає на оброблюваність різальним інструментом. Сталі із вмістом $< 0,15\%$ С у відпаленому стані погано оброблюються різанням, причому метал нерідко налипає на інструмент. Поліпшення оброблюваності цієї сталі досягається при нагартовці або гартуванні з високим відпуском, який з економічних міркувань застосовується дуже рідко [5]. Види термічної обробки сталей в залежності від вмісту вуглецю наведено у табл. 1.1.

З табл. 1.1 видно, що в сталях, що мають в мікроструктурах значну кількість фериту, наявність пластинчастого перлиту (навіть у змішаній структурі) – обов'язкові умови. Згідно деяким дослідженням присутність частин цементиту (у перлиті) попереджує налипання металу на різальний інструмент. В той же час у структурі сталей з підвищеним вмістом вуглецю не повинно бути пластинчастого перлиту, оскільки він призводить до швидкого зносу інструменту і погіршує якість оброблюваної поверхні.

Леговані сталі перлитного, бейнітного та мартенситного класів мають підвищення твердості і зазвичай не піддаються обробці різанням у гарячекатаному стані. Такі сталі піддають повному відпалу або високому відпуску. Леговані інструментальні сталі піддають пом'якшувальній термічній обробці - відпалу або рідше високому відпалу для зниження твердості, поліпшення оброблення різанням обумовлює зняття внутрішніх напружень.

Таблиця 1.1 – Види пом'якшувальної термічної обробки вуглецевої сортової сталі, що поліпшують оброблення різанням [4]

Вміст вуглецю C, %	Оптимальна структура стану (вид механічної обробки)
0,06 – 0,20 >0,20 – 0,30	Гарячекатане Прокат діаметром і товщиною < 76 мм – нормалізація, > 75 мм – гарячекатаний стан. Оптимальна структура: пластинчастий перлит + ферит.
>0,30 – 0,40	Відпал: структура - грубо пластинчастий перлит + ферит.
>0,40 – 0,60	Високий відпал. Структура - грубопластинчастий перлит з великими сфероїдами + ферит
>0,60 – 1,00	Ізотермічний ісфероїдизуючий відпал. Структура – повністю сфероїдизований перлит (від дрібнозернистого до грубозернистого).

Багато сталей у аустенітному стані містять важкорозчинні карбіди, що відіграють при подальшому охолодженні роль центрів кристалізації, полегшуючи формування зернистого перлиту. Легуючі елементи сприяють підвищенню стійкості аустеніту, тому його розпад відбувається при відносно низьких температурах відпалу з утворенням дисперсної ферито-цементитної структури підвищеної твердості (порівняно з вуглецевими сталями).

Неповний відпал – ефективніший метод зниження твердості, ніж високий відпуск, оскільки багатьом високолегованим сталям з вихідною високої твердістю її зниження досягається менш тривалий час. Недоліки неповного відпалу в порівнянні з високим відпуском - окислення та зневуглецювання, що в ряді випадків викликає необхідність застосування захисних атмосфер. Технологічний процес неповного відпалу відрізняється ступенем нагріву, в даному випадку він на 30 – 50 градусів вище A_1 . Температура нагріву досягає 770 °C, повільне охолодження відбувається зі швидкістю 60 °C/год.: в печі до 600 °C, а далі на

відкритому повітрі. Така термообробка також застосовується для заевтектоїдної і легованої сталі. Вони підлягають нагріву на $10 - 30\text{ }^{\circ}\text{C}$ вище критичної точки A_{c1} . В результаті такого нагріву відбувається перекристалізація сплаву, яка, у свою чергу, сприяє утворенню сферичної форми перлиту. Цей процес ще називають сфероїдизацією.

Ізотермічний відпал – ефективний спосіб пом'якшення сталі. Застосовують ізотермічний відпал з нагріванням вище A_{c3} і наступною витримкою при $650 - 680\text{ }^{\circ}\text{C}$, 4 - 6 год. Ізотермічний відпал проводять, як правило, у прохідних печах.

1.5 Штампові сталі з регульованим аустенітним перетворенням при експлуатації (РАПЕ)

1.5.1 Сутність структурних перетворень та роль легування

За основу при створенні високостійких штампових сталей з РАПЕ для роботи при температурах вище $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ було прийнято обов'язкове дотримання наведених далі положень.

По-перше, у вихідному стані (після відпалу) сталі повинні мати феритну основу, що є визначальною умовою доброї обробки різанням.

По-друге, температура $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення сталей повинна бути на $100 - 200\text{ }^{\circ}\text{C}$ нижче температури розігріву інструменту при експлуатації, тобто сталь з вихідною феритною основою повинна працювати в аустенітній області. Це положення є принциповим, оскільки з нього випливає новий підхід до легування та зміцнювальної обробки штампових сталей. Під впливом високих температур і тисків, що виникають при кожному формоутворювальному циклі, відбувається пластична деформація тонкої поверхневої кулі інструменту. Деформація за таких високих температур не викликає помітного зміцнення штампових сталей з ОЦК граткою, але може призвести до істотного підвищення властивостей міцності сталі з ГЦК граткою (при відповідному хімічному складі аустеніту). Необхідність

зниження температури $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення непрямым чином змінює роль нікелю, магранцю та інших елементів, які розширюють γ - область. У традиційних штампових сталях на феритній основі вміст цих елементів зазвичай не перевищує 1-2%, що обумовлює їх негативний вплив на теплостійкість.

По-третє, такі штампові сталі в аустенітному стані при робочих температурах мають бути схильними до деформаційного, дисперсійного чи комплексного зміцнення. При цьому зміцнений стан повинен мати підвищену термічну стійкість. Чим інтенсивніше зміцнюється сталь і чим вища термічна стійкість зміцненого стану при робочих температурах, тим більшу стійкість буде мати інструмент.

Однією з перших штампованих сталей з РАПЕ була сталь 4X2H5M3K5Ф (ЭП930). Автори сталі ЭП930 вважають, що її високотемпературна міцність в аустенітному стані забезпечується твердорозчинним та деформаційним зміцненнями. Однак аналіз її хімічного складу та рівня механічних властивостей свідчить про можливість підвищення високотемпературної міцності завдяки більш ефективному легуванню [6]. В даний час вже розроблені та впроваджені у виробництво для виготовлення інструментів гарячого деформування штампові сталі нового класу з регульованим аустенітним перетворенням при експлуатації (сталі з РАПЕ). Такі сталі у вихідному стані (після відпалу) мають феритну основу, а при нагріванні до температур експлуатації зазнають $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення і надалі зберігають аустенітну структуру протягом усього періоду високотемпературної експлуатації інструменту. Ці сталі технологічні у металургійному виробництві, задовільно оброблюються різанням і забезпечують значне підвищення стійкості інструменту, який працює при температурах 650 - 800 °C [8].

1.5.2 Особливості вибору відпалу

За результатами виконаних досліджень були розроблені та впроваджені у виробництво сталі з РАПЕ марок ЭП930 та ЕК92, призначені відповідно для роботи при температурах до 750 °С та 800 °С. Фазовий склад сталей після відпалу включає твердий розчин карбідів типів МВС (переважно в сталі ЭП930) і МС (в сталі ЕК92). Рациональні температури аустенізації сталей (на зерно не більше 8 – 9 номерів по ГОСТ 5639-82) та 950 - 1000 °С - для сталі ЭП930 та 1100 - 1150 °С - для сталі ЕК92. Сталі мають високу стійкість переохолодженого аустеніту, в перлитній області - перетворення не спостерігається при витримках до 8 годин (див. рис.1.7). У зв'язку з цим традиційні режими відпалу стосовно сталей з РАПЕ є не ефективними.

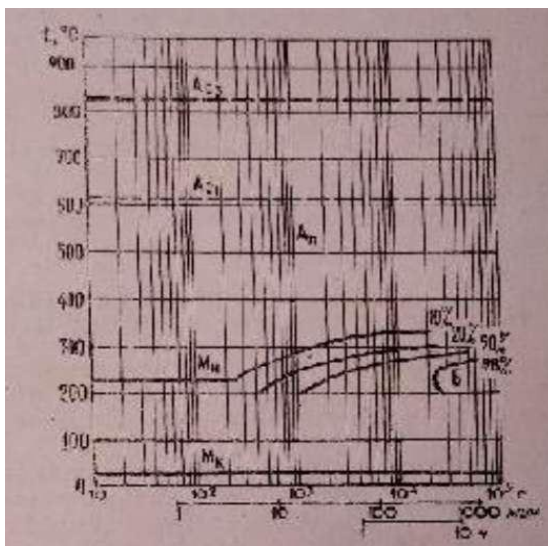


Рисунок 1.7 - Діаграма ізотермічного перетворення сталі ЭП930 [9]

Досить повний розпад переохолодження аустеніту може бути досягнутий при ізотермічній витримці в проміжній області. Однак бейніт, що утворився, має підвищену твердість (HRC 44 – 50) і сталь у такому стані погано оброблюється різанням. Отже, бейнітна структура має бути піддана додатковій тепловій обробці [10] з метою отримання мінімальної твердості. Для визначення температурного режиму такої обробки зразки піддавали нагріванню при

температурах 530 - 830 °С протягом 2 - 5 годин, а потім охолоджували з піччю до кімнатної температури. Паралельно, за допомогою високотемпературного рентгеноконструкторського аналізу, визначали кількість аустеніту у структурі сталі при зазначених температурах нагріву (див. табл.1.2).

Немонотонний характер зміни твердості у разі підвищення температури нагрівання обумовлений наступним. При температурах нижче A_{c1} протікають процеси відпуску вихідної бейнітної структури, а при нагріванні до 630 - 830 °С поряд з відпуском бейніту відбувається часткове $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення до 90%. Відпуск бейніту, що веде до зниження твердості сталі, надає превалюючу дію при температурах. Кількість аустеніту в структурі сталі не перевищує 28%.

Таблиця 1.2 - Зміна кількості аустеніту та твердості сталі ЭП930 залежно від температури нагріву [11].

Температура нагріву, °С	530	590	630	680	700	750	830
Кількість γ , %	13	13	15	24	29	56	90
Твердість після охолодження, HRC	44	41	31	28	20	37	41

Аустеніт, що знову утворився в міжкритичному інтервалі температур, при подальшому охолодженні перетворюється на бейніт або мартенсит і сприяє підвищенню твердості сталі [11]. Переважна дія цього процесу проявляється при нагріванні вище 700 °С.

За результатами пошуку більш ефективного легування сталей з РАПЕ, була розроблена та запропонована нова штампова сталь з РАПЕ марки 4ХЗНЗГ7М7Ф [12]. Важливою її відмінністю від інших сталей з РАПЕ є здатність до дисперсійного твердіння. Зміцнювальна термічна обробка сталі 4ХЗНЗГ7М7Ф полягає у гартуванні (обробці на пересичений твердий розчин) від температури 1150 °С та наступного старіння 725 °С, 2 години. Це забезпечує зростання високотемпературної (750 °С та вище) міцності цієї сталі - у 2-3 рази порівняно з теплостійкими серійними штамповими сталями мартенситного

класу. Однак, як і для інших сталей з РАПЕ, важливим завданням є пошук режимів її відпалу для отримання структури з якомога меншою твердістю і, відповідно, кращою оброблюваністю різанням. Труднощі такого пошуку обумовлені тим, що сталі з РАПЕ мають високу стійкість переохолодженого аустеніту (більше 30 годин) в області перлітного перетворення. Значно швидше повний розпад переохолодженого аустеніту відбувається у бейнітній області. Однак, як було попередньо встановлено для сталі 4X2H5M3K5Ф (ЭП930), такий бейніт має досить високу твердість (не менше 44 HRC), що робить важку механічну оброблюваність сталі різанням. Необхідним є додатковий термічний вплив на бейнітну структуру для зменшення твердості таких сталей.

1.6 Постановка задачі та мета дипломної роботи

Для виготовлення інструментів гарячого пресування металів перспективним є використання нового типу штампових сталей з РАПЕ. До них відносяться розроблені сталі такого типу 4X3H3Г7М7Ф та 6X3H3Г7МФ3, які здатні зміцнюватись за рахунок дисперсійного твердіння. Їх виробництво та використання потребує, зокрема, знання правильних температурних режимів гарячої обробки тиском та відпалу. Температурний інтервал нагріву заготовок при гарячій обробці тиском повинен забезпечувати задовільну деформовність сталей та технологічну пластичність для запобігати утворенню тріщин в процесі деформації. Визначення правильного режиму відпалу важливо для забезпечення задовільної обробки різанням, що передбачає отримання рівновагової структури з якомога меншою твердістю. Зазвичай для цього в легованих сталях намагаються отримати після відпалу структуру перлітного типу (сорбит або зернистий перлит). Вирішення цього питання для сталей з РАПЕ є непростим внаслідок високої стійкості переохолодженого аустеніту і, відповідно,

складністю отримання такої рівновагової структури. Все це свідчить про необхідність виконання відповідних дослідів для вирішення таких питань.

З урахуванням викладеного, метою роботи є визначення режимів нагріву при гарячій обробці тиском та для зменшення твердості при відпалу нових штампових сталей з РАПЕ 4ХЗНЗГ7М7Ф та 6ХЗНЗГ7МФЗ для промислового їх використання. Відповідно поставленій меті в дипломній роботі обрано вирішення наступних задач:

- розгляд характеристик сталей з РАПЕ та дисперсійним твердінням 4ХЗНЗГ7М7Ф та 6ХЗНЗГ7МФЗ;
- вибір методів оцінки технологічної пластичності сталей;
- проведення випробувань для вибору інтервалу температур задовільної гарячої обробки тиском обраних сталей;
- визначення інтервалів варіювання температур та часу витримки і способів відпалу сталей;
- дослідження впливу різних режимів відпалу на зниження твердості обраних сталей;
- вибір режимів відпалу, що забезпечує найменшу твердість сталей 4ХЗНЗГ7М7Ф та 6ХЗНЗГ7МФЗ.

2 МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕНЬ

2.1 Хімічний склад та технологія отримання сталей

В роботі досліджені дві нові штампові сталі з РАПЕ для гарячого деформування металів з марочними позначеннями 4Х3НЗГ7М7Ф та 6Х3НЗГ7МФЗ. Схеми їх легування обрані за результатами попередніх досліджень [13, 14]. Рекомендовані границі вмісту в сталях компонентів наведені в табл. 2.1.

Таблиця 2.1 – Хімічний склад сталей

Марочне позначення сталі	Масова частка легувальних елементів, %						
	C	Cr	Ni	Mn	V	Mo	Si
4Х3НЗГ7М7Ф	0,37- 0,45	2,65- 3,55	2,53- 3,45	6,05- 7,45	1,15- 1,75	6,25- 7,15-	0,22-0,58
6Х3НЗГ7МФЗ	0,53- 0,61	2,75- 3,95	2,75- 3,65	6,25- 7,25	2,25- 2,95	0,75- 1,45	0,22-0,58

Сталі отримували виготовленням у відкритій індукційній печі та розливали в зливки квадратного перерізу масою 40 кг. За вмістом легувальних елементів плавки сталей знаходилися в межах, вказаних в табл. 2.1. Визначення технологічної пластичності проводили в ливарному стані. Для досліджень режимів відпалу зливки піддавали куванню на прутки квадратного перерізу зі стороною 40 мм. Температура кування знаходилась в межах 1150-950 °С.

2.2 Зразки для механічних випробувань та їх виготовлення

В роботі виконували випробування на кручення, ударний згин та вимірювали твердість.

Виготовлення зразків для випробувань на кручення та ударний згин виконували зі зливок сталей. Спочатку зливки в поздовжньому напрямку розрізали на плити товщиною 15 мм, а потім розпускали на прутки квадратного перерізу зі стороною 15 мм. З таких прутків виготовляли зразки для вказаних випробувань.

Відповідно до ДЕСТУ 3565-80 для випробування на кручення виготовляли циліндричні зразки діаметром 10 мм та робочою довжиною 100 мм. Вигляд зразків показано на рис. 2.1.

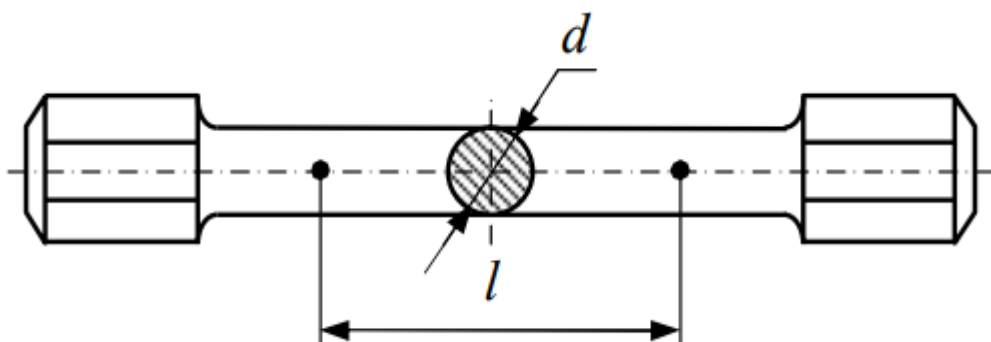


Рисунок 2.1 - Ескіз зразка для випробування на кручення

Сутність випробувань полягала в тому, що один кінець зразка закріплювали нерухомо, а до другого прикладали пару сил у площині, що перпендикулярна до вісі зразка. В результаті виникав крутний момент, що складає:

$$M_{кр} = F \cdot d,$$

де F - діюча сила;

d - діаметр зразка,

Кручення зразків здійснювали на випробувальній машині КМ-50, що показана на рис. 2.2. Вона має механічне навантажування зразка і важільно-маятниковий силовимірювач. При випробуваннях на кручення зразок повинен бути закріплений у

захватах машини таким чином, щоб не виникали перекоси. Навантаження на зразок повинно передаватися плавно й безупинно з невеликою швидкістю.

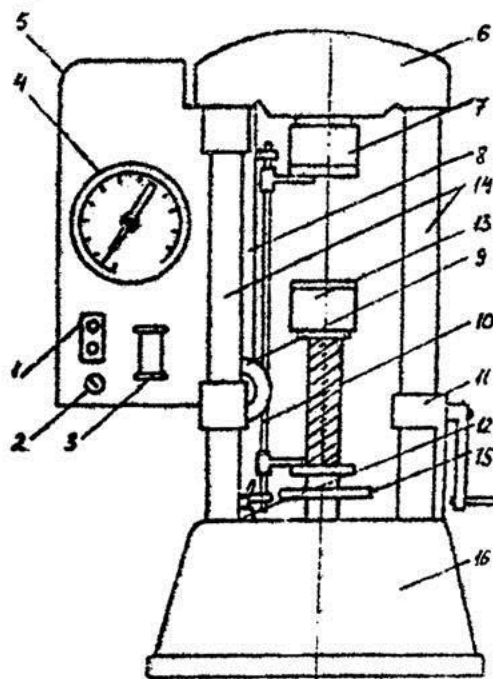


Рисунок 2.2 – Випробувальна машина КМ-50 для здійснення кручення зразків [13]

Станина машини для випробувань на кручення являє собою тверду раму, утворену чавунним корпусом привода 16, двома колонами 14 і головкою навантажування 6. Крім механічного приводу машина має також ручний привод 11. При роботі від електродвигуна, залежно від перестановки перемикача 12, захват 13 робить задану кількість обертів за хвилину. Для створення врівноважуючого моменту приводу призначена головка навантажування, у нижній частині якої встановлений верхній захват 7. Врівноважуючий момент створюється за допомогою маятника 8, що має знімні вантажі 9. Для виміру крутного моменту машина обладнана маятниковим сило-вимірювачем із шкалою 4 і механізм, поряд з пакетним вимикачем 2 для підключення машини до мережі й кнопковою станцією 1 керування електродвигуном, змонтовано в алюмінієвому корпусі 5. Для виміру крутного моменту машина обладнана маятниковим сило-вимірювачем із шкалою 4 поряд з пакетним вимикачем 2 для підключення машини до мережі і кнопкою 1 керування електродвигуном,

змонтованих в алюмінієвому корпусі 5. В області розташування зразка встановлена піч опору для його розігріву до температур випробування.

Випробування зразків на кручення виконували зі швидкості 20 обертів за хвилину при температурах 950 – 1150 °С з доведенням їх до руйнування. За результатами випробувань визначали число обертів до руйнування зразків при певних величинах крутного моменту $M_{кр}$.

Для випробування на ударний згин (визначення ударної в'язкості) використовували стандартні зразки Менаже квадратного перерізу зі стороною квадрату 10 мм та довжиною 55 мм. Зразки мали посередині U-подібний надріз (концентратор напруги) радіусом 1 мм. Випробування виконували на маятниковому копрі за схемою, що зображена на рис. 2.3.

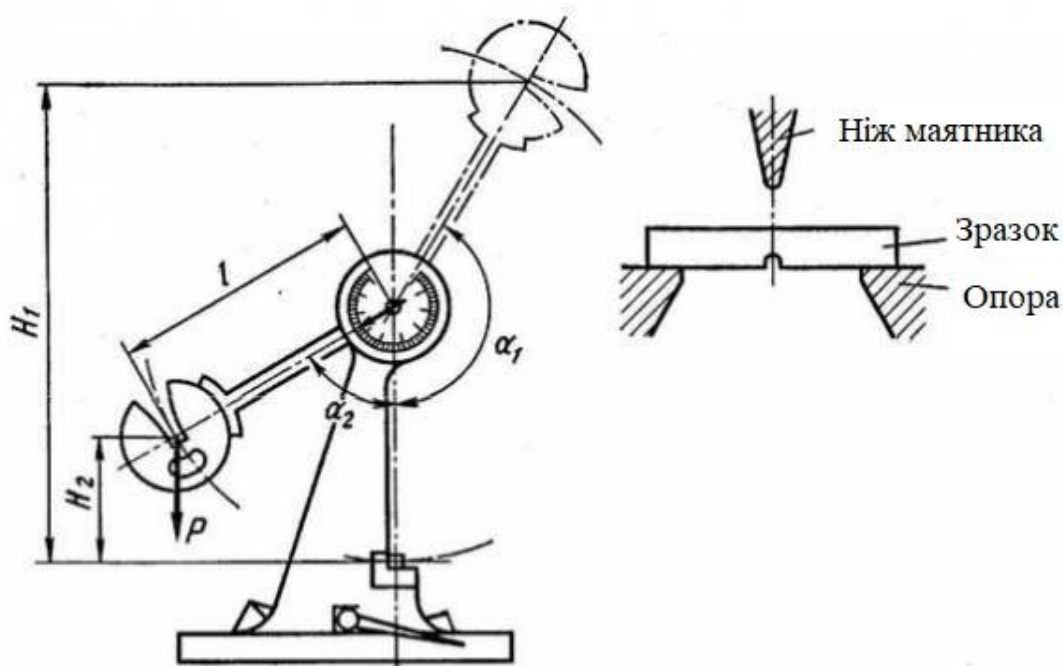


Рисунок 2.3 – Схема випробувань на ударний згин на маятниковому копрі [14]

Перед випробуванням зразки нагрівали в камерній печі до обраних температур, потім швидко встановлювали їх між опорами в маятниковому копрі, і виконували ударне випробування за схемою що зображена на рис. 2.3.

Величину ударної в'язкості КСУ розраховували, як роботу, витрачену на ударне руйнування віднесену до початкової площі поперечного перерізу зразка в області надрізу.

2.3 Термічна обробка та вимірювання твердості

Видом термічної обробки, що виконувалась в роботі був відпал. Це робили в камерних електричних печах. Зразки мали кубічну форму зі стороною куба 20 мм. Температуру відпалу змінювали в межах 500 - 880 °С, а тривалість витримки - від 2-х до 6-ти годин. Охолодження від температури відпалу проводили або на повітрі, або з піччю. Застосовували як одинарний так і подвійний відпал з урахуванням значень критичних точок сталі.

Твердість вимірювали на твердомірі ТК2 за Роквелом за шкалою С (в одиницях HRC) згідно [15] з використанням алмазного конусного індентора. Статистичну обробку отриманих даних виконували за результатами не менше 5-ти вимірів твердості на точку. Похибка результатів не перевищувала 2%.

2.4 Дослідження мікроструктури

Мікроструктуру вивчали методами металографії та електронної мікроскопії. Для проведення досліджень звичайним чином готували мікрошліфи зразків (шліфування та механічне полірування).

Для металографічних досліджень зразки сталей щавили хімічно в реактиві складу: 5 г FeCl + 5 мл HCl + 100 мл H₂O тривалістю длизько 20 с. Дослідження мікроструктури виконували на оптичному мікроскопі МИМ-8 при збільшеннях x500 та x800.

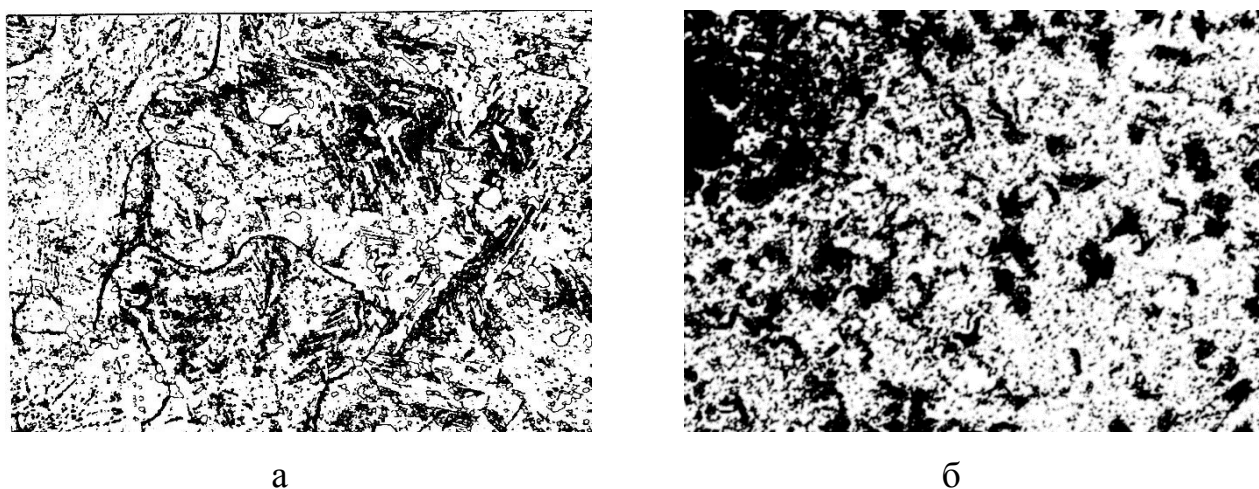
Електронно-мікроскопічне дослідження мікроструктури виконували з використанням вуглецевих реплік на електронному мікроскопі «Тесла BS-540» при збільшенні $\times 12500$. Щавлення зразків проводили як і для металографічних досліджень, але при більшій тривалості витримки, що потрібно в цьому випадку. Напилення щавлених зразків вуглецем виконували на вакуумному пості ВУП-3К, а відділення вуглецевих реплік здійснювали електролітично в розчині: 10% HNO_3 в етиловому спирті.

3 ДОСЛІДЖЕННЯ З ВИЗНАЧЕННЯ ТЕХНОЛОГІЧНОЇ ПЛАСТИЧНОСТІ ТА РЕЖИМІВ ВІДПАЛУ СТАЛЕЙ З РАПЕ

3.1 Характеристики сталей для досліджень

Вміст компонентів в обраних для досліджень сталей марочних складів 4ХЗНЗГ7М7Ф та 6ХЗНЗГ7МФЗ наведено в табл. 2.1. Відповідно вмісту легувальних елементів за класифікацією в рівноваговому стані вони є заевтектоїдними, а в нерівноваговому - мартенситного класу. Сталі призначені для виготовлення інструментів гарячого пресування металів, що може розігріватись при експлуатації вище 700-750 °С. Головною метою їх легування було зниження критичних точок порівняно з серійними гарячештамповими сталями до значень: $A_{c1}=530$ °С, $A_{c3}=795$ °С, $A_{r3}=220$ °С. Тобто сталі набувають переважно аустенітну структуру при нагріванні до температур вище 700 °С, яка відрізняється більшим опором тепловому знеміцненню порівняно з феритною. Це забезпечує пресовим інструментам з таких сталей зростання стійкості проти пластичної деформації (зміни форми) при вказаному нагріві в процесі експлуатації. Водночас, феритна основа сталей при кімнатній температурі обумовлює кращу оброблюваність їх різанням. Крім того, сталі 4ХЗНЗГ7М7Ф та 6ХЗНЗГ7МФЗ відрізняються від інших сталей з РАПЕ здатністю зміцнюватися за рахунок дисперсійного твердіння [11]. Для цього їх піддають термічній обробці, що полягає в гартуванні (обробці на пересичений твердий розчин) та наступному старінні. Відповідна зміцнювальна термічна обробка сталей полягає в гартуванні від температурах 1150 - 1180 °С з охолодженням в маслі та наступного старіння при температурі 710 - 725 °С протягом 2-х годин. В результаті при температурі випробувань 750 °С сталі набувають значення $\sigma_{0,2}$ до 674 МПа та σ_B до 697 МПа і зберігають високу стійкість проти знеміцнення до 900 °С. Сталь 4ХЗНЗГ7М7Ф має дещо більшу міцність, але сталь 6ХЗНЗГ7МФЗ відрізняється економічністю. За досягнутими характеристиками високотемпературної міцності ці сталі вдвічі перевищують найбільш теплостійку серійну штампову сталь 5ХЗВЗМФС

(ДИ23). Це забезпечує можливість ефективного використання сталей 4X3H3Г6M7Ф та 6X3H3Г7MФ3 замість серійних теплостійких штампових сталей мартенситного класу при температурах експлуатації вище 700 °С. В зістареному стані обидві сталі зберігають аустенітну структуру при високих температурах, а при охолодженні нижче 200 °С претерпають $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення за мартенситною кінетикою ($M_n = 120 - 130$ °С, $M_k = 30 - 40$ °С) і набувають твердість біля 49 HRC. Мікроструктура сталі 4X3H3Г6M7Ф після охолодження на повітрі до кімнатної температури наведена на рис. 3.1.



а - металографічне зображення, х500; б – електронно-мікроскопічне зображення (вуглецева репліка), х12500

Рисунок 3.1- Мікроструктури сталі 4X3H3Г6M7Ф після термічної обробки: гартування + старіння 750 °С, 2 години, охолодження на повітрі

На металографічному зображенні (рис. 3.1, а) видно голчасту (пластинчасту) структуру мартенситного типу, яка і обумовлює підвищену твердість, та ділянки залишкового аустеніту. Електронно-мікроскопічне зображення дозволяє розрізнити частинки зміцнювальних фаз, що виділилися при старінні. Подібну структуру в аналогічному стані має і сталь 6X3H3Г7MФ3. Умовою схильності сталей до дисперсійного твердіння є отримання в загартованому стані

переважно аустенітної структури. Такі особливості вказаних сталей забезпечуються відповідним підбором компонентів. Так, для отримання потрібної структури матриці в сталях збалансовано вміст таких ферито та аустенітоутворювальних елементів як хром, нікель, марганець, вуглець. Введення молібдену до 7% робить можливим зміцнення сталі дисперсними частинками інтерметалідної сполуки фази Лавеса типу Fe_2Mo , а введення 3% ванадію - зміцнення частинками карбіду типу VC.

3.2 Результати випробувань на технологічну пластичність

При виборі високотемпературних випробувань для оцінки технологічної пластичності сталей враховували, що потрібно визначити температурний інтервал найбільшої пластичності з найменшим опором деформації та прогнозуванні найкращої деформовності куванням. Тобто перш за все необхідно правильно обрати інтервал температур нагріву заготовок. Для визначення цього отримують та використовують результати випробування при високих температурах на кручення та ударний згин. Сутність випробування на гаряче кручення викладена в підрозділі 2.2. При крученні зразка, згідно даним [2], спочатку (після перших обертів) волокна металу, що мали повздовжню орієнтацію, набувають орієнтацію перпендикулярну до вісі зразка. Далі деформація відбувається шляхом інтенсивних зсувних процесів між волокнами в площині нормальній до вісі зразка. Руйнується зразок між волокнами в площині, нормальній до його вісі шляхом зрізу. Зазвичай діаметр зразка при крученні збільшується досить значно і різко скорочується довжина його розрахункової частини. При виборі умов випробування враховували, що їх результати залежать від діаметра зразка, розрахункової довжини, швидкості закручування та способу закріплення. Чим більше діаметр зразка тим менше число обертів до його руйнування. При зростанні швидкості кручення число обертів до

руйнування спочатку зростає, потім зменшується. Зменшення розрахункової довжини зразка погіршує чутливість цього методу випробувань. З цих міркувань обрані, як найбільш відповідні поставленій задачі, циліндричні зразки діаметром 10 мм та робочою довжиною 100 мм. Швидкість кручення складала 180 обертів за хвилину. При цьому один кінець зразка був нерухомим, а інший обертався з обраною швидкістю. Тобто другий кінець зразка мав можливість виконувати повздовжні поступові переміщення, що виключало можливість утворення в зразку осьових напружень розтягу.

Випробування на ударний згин використано для визначення в'язкості матеріалу зразка при ударному прикладенні напруги. В'язкість - це властивість матеріалу, що визначає його здатність до поглинання механічної енергії при поступовому збільшенні пластичної деформації аж до руйнування. В'язкий матеріал має одночасно і пластичність і міцність. Відсутність пластичності різко знижує в'язкість матеріалу навіть при високому значенні міцності так само, як і відсутність міцності навіть при високій пластичності. Важливою умовою застосування випробувань на ударний виріб для визначення рівня умовної пластичності матеріалу є необхідність доведення завершення, тобто до руйнування. Таким чином особливості механізму деформування та руйнування ударних зразків дозволяють використовувати цей метод випробування для отримання кількісних даних про рівень пластичності сталей.

Виконані в роботі випробування на кручення та ударний згин зразків сталі 4ХЗНЗГ7М7Ф проводили в інтервалі температур 900 - 1225 °С. Отримані залежності представлені на рис. 3.2. Видно, що при випробуваннях на кручення величина крутного моменту монотонно зменшується по мірі зростання температури (від 2590 Н*м при 900 °С до 739 Н*м при 1225 °С), що відповідає природній температурній залежності опору сталі пластичній деформації. Водночас температурна залежність числа обертів має вигляд кривої з максимумом в області температур 1150...1175 °С при значенні біля 5 обертів. Схожий вигляд має крива температурної залежності ударної в'язкості, максимальне значення якої (біля 92 Дж/см²) відповідає випробуванню при температурах 1100 - 1150 °С. Це

свідчить про те, що при нагріві до температур 1200 °С та більше відбуваються структурні зміни, які суттєво знижують технологічну пластичність сталі і можуть призводити до руйнування металу при обробці тиском.

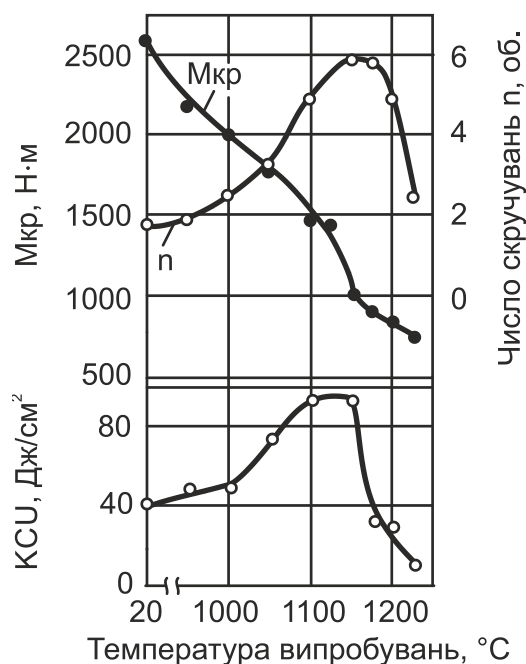


Рисунок 3.2 – Залежність крутного моменту (Мкр), числа скручувань (n) та ударної в'язкості (КСУ) сталі 4ХЗНЗГ7М7Ф від температури випробувань

Таким чином можна стверджувати, що максимальна температура нагріву заготовок (зливків) при гарячій обробці тиском сталі 4ХЗНЗГ7М7Ф не повинна перевищувати 1150 - 1175 °С. Нижнє значення температури нагріву може бути біля 900 °С і уточнюватися в залежності від потужності штампового устаткування та розміру поковок. З урахуванням отриманих результатів запропонована схема нагріву заготовок сталей при куванні, що наведена на рис. 3.2. Нагрів виконується в камерних або методичних печах сходинковим чином. Спочатку заготовку завантажують в піч з температурою 800 °С і після повного прогріву витримують протягом 1 години для завершення поліморфного перетворення, враховуючи, що $A_{c3} = 795$ °С. Далі заготовку нагрівають зі швидкістю 50 °С за годину до температури кування 1150 °С, витримують 1 годину і піддають

куванню. Температура завершення кування повинна бути не нижче 950 °С. В процесі кування можливий проміжний підігрів до 1150 °С.

3.3 Результати досліджень по визначенню режимів відпалу сталей з РАПЕ

Як відзначалося в підрозділі 2.1, особливістю сталей з РАПЕ являється те, що вони, набуваючи аустенітну структуру при високих (вище 700 - 800 °С) температурах експлуатації мають основу з ОЦК кристалічною ґраткою у відпаленому стані. Це повинно забезпечувати їм істотно меншу трудомісткість механічної оброблюваності різанням в порівнянні з жароміцними сталями і сплавами аустенітного класу зі стабільною ГЦК основою. Такі особливості властиві для сталей з РАПЕ 4Х3НЗГ7М7Ф та 6Х3НЗГ7МФЗ, що розглядаються в даній дипломній роботі. Зазвичай при відпалу легованих заевтектоїдних сталей найменші значення твердості і, відповідно, задовільну обробку різанням забезпечує рівновагова ферито-цементитна або перліто-цементитна структура. Зниження твердості проведені для сталі 4Х3НЗГ7М7Ф з урахуванням порівняно низьких значень її критичних точок A_{c1} (530 °С), A_{c3} (795 °С) та A_{r3} (220 °С).

Поряд зі звичайним одинарним нагріванням та витримкою при певних температурах застосовували подвійний спосіб відпалу зразків з послідовним зниженням температури. Доцільність другого відпалу, температура якого була нижче A_{c1} , обумовлена тим, що при охолодженні з аустенітної області (вище A_{c3} , або з області A_{c1} - A_{c3}) важко виключити отримання небажаної бейнітної, або навіть частково мартенситної структури. Тоді при другому відпалі можна очікувати перехід від бейнітної до більш рівновагової структури. Охолодження після відпалу виконували або на повітрі, або уповільнено, тобто з піччю. Послідовність зниження температури, що відповідала охолодженні з піччю від 880 °С до 300 °С наведена в табл. 3.1. Нижче 300 °С охолодження до кімнатної температури виконували на повітрі.

Таблиця 3.1 - Послідовність зниження температури при охолодженні зразків з піччю

Час витримки, години	0	30	90	180	210	270	300
Температура, °C	880	700	590	450	410	350	330

Дослідження виконували на зразках сталі 4X3H3Г7М7Ф, вихідним станом яких було охолодження з піччю після кування на квадратний пруток 35 мм. В такому стані сталь мала переважно мартенситну структуру з твердістю близько 44 HRC, що забагато для задовільної обробки різанням.

Спочатку вирішили дослідити зміну твердості таких зразків після витримки при температурах 500 - 880 °C (не вище A_{c3}) протягом 2-х годин. Охолодження виконували як на повітрі так і з піччю. Отримані залежності наведені на рис. 3.3.

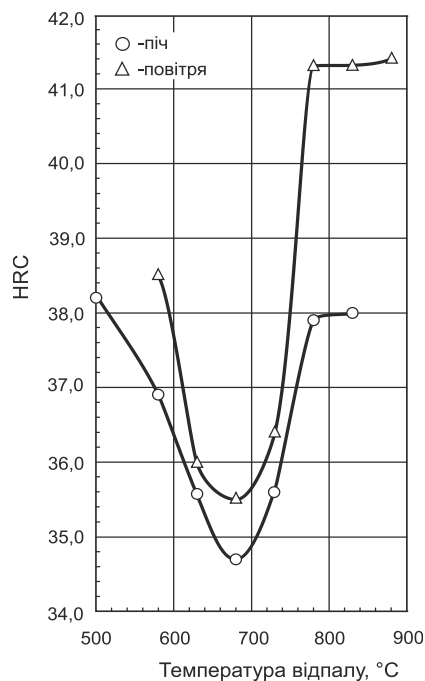


Рисунок 3.3 – Вплив температури відпалу (витримка 2 години) на твердість після різного охолодження сталі 4X3H3Г6М7Ф

Видно, що для обох способів охолодження отримані залежності мають вигляд кривих з мінімумом при температурі 680 °С. При чому крива, що відповідає охолодженню з піччю розташована нижче порівняно з охолодженням на повітрі. Відповідно, якщо в першому випадку мінімальне значення твердості складає 34,7 HRC, то в другому - 35,6 HRC. Такий вигляд кривих можна пояснити наступним чином. Зниження твердості до температур витримки 680 °С обумовлено розпадом бейнітно-мартенситної складової структури, що утворилася після охолодження від температури завершення кування (біля 900 °С). Однак треба враховувати, що по мірі зростання температури від 530 °С (A_{c1}) до 795 °С (A_{c3}) в сталі збільшується частка аустенітної складової. Якщо припустити, що таке зростання у вказаному інтервалі температур відбувається лінійно, то при температурах вище 680 °С кількість аустеніту зросте більше 50%, тобто буде переважною. Тоді наступне охолодження до кімнатної температури буде призводити до $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення такої частки структури. Оскільки для сталі властива велика стійкість переохолодженого аустеніту, то отримання структури перлитного типу стає неможливим навіть при охолодженні з піччю і $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення відбувається з утворенням бейнітно-мартенситної структури. Зростання твердості за рахунок утворення такої структури при охолодженні буде переважати зменшення твердості при розпаді вихідної бейнітно-мартенситної складової структури в процесі витримки. Чим ближче до температури A_{c3} (795 °С) тим більша п в охолодженому стані буде частка бейнітно-мартенситної структури, якій властива підвищена твердість. При зростанні температури нагріву до 800 °С і вище сталь буде мати повністю аустенітну структуру (внаслідок завершення $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення) і, відповідно, твердість припиняє зростати, досягаючи максимально можливих значень.

Надалі вирішено дослідити зміну твердості сталі 4X3H3Г6M7Ф після подвійного відпалу. Перший відпал виконували з нагрівом в інтервалі температур 800 – 900 °С (тобто вище A_{c3}) з витримкою 2 години і охолодження до кімнатної температури з піччю, а другий – при температурах 580 - 730 °С та такого ж охолодження. Передбачалось, що після першого відпалу структура буде

переважно бейнітною, а другий відпал призведе до перетворення її в більш рівноважну і, відповідно, зменшить твердість сталі. Результати такого експерименту наведені на рис. 3.4. Кожна крива отримана після попереднього першого відпалу при температурах, вказаних на графіку.

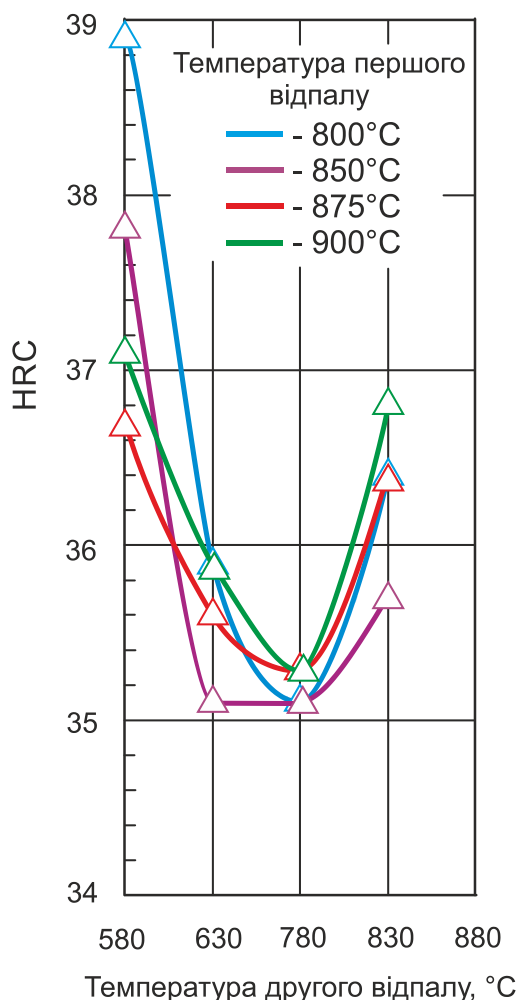


Рисунок 3.4 - Залежність твердості від температури другого відпалу сталі 6ХЗНЗГ7М7Ф після різних температур першого відпалу, які вказані для кожної кривої на графіку

Твердість після першого відпалу знаходиться в межах 39-41 HRC і тим більша, чим вище температура відпалу. Це пояснюється зростанням концентрації вуглецю та легувальних елементів в твердому розчині внаслідок більш повного розчинення надлишкових карбідних фаз при збільшенні температури нагріву. Усі отримані

криві мають мінімум при температурі другого відпалу в області 680 °С. Зростання твердості при більшій температурі має те ж пояснення, що і у випадку рис. 3.2. Значення такого мінімуму для різних температур першого відпалу хоч і незначно, але відрізняються. Найменше значення твердості після другого відпалу дорівнює 35,1 HRC. Воно отримано для зразків, які піддавали попередньому (першому) відпалу при температурах 800 °С та 900 °С.

Таким чином, згідно даних рис. 3.3 та 3.4, найменшу твердість сталі 4X3H3Г6М7Ф, що дорівнює 34,7 HRC, забезпечує одинарний відпал при температурі 680 °С при обраному часі витримки (2 години) і наступному охолодженні з піччю. З урахуванням цього вирішено дослідити можливість досягнення ще меншої твердості шляхом збільшення часу витримки до 6-ти годин та варіювання температур відпалу, близько до 680 °С, тобто 630 °С та 700 °С. Результати таких досліджень наведені в табл. 3.2.

Згідно них зниження твердості при обраному варіюванні температури та часу відпалу відбувається в межах від 35,2 HRC до 32,5 HRC. Для усіх температур відпалу після охолодження на повітрі твердість на 0,8 – 1,5 одиниць HRC вище порівняно з охолодженням з піччю. Тобто охолодження від температури відпалу краще проводити уповільнено. Найбільш доречним є одинарний відпал при температурі 680 °С протягом 4 - 6 годин та охолодження з піччю, який і забезпечує найменшу твердість на рівні 32,5 – 32,6 HRC. Мікроструктура сталі 4X3H3Г6М7Ф після такого відпалу наведена на рис. 3.5. Вказану структуру можна характеризувати як дрібнодисперсний перлит, що відповідає 1 балу. Методом рентгенівського фазового аналізу встановлено, що після вказаного режиму відпалу основою сталі є α -залізо, а кількість залишкового аустеніту не перевищує 6%. Фазовий аналіз показав наявність у відпаленому стані карбідів типу Me_6C , $Me_{23}C_6$ (у меншій кількості) та MeC .

Розглянемо результати пошуку раціонального режиму відпалу сталі 6X3H3Г7МФЗ. Спочатку, як і для попередньої сталі дослідили вплив на твердість подвійного відпалу: перший відпал при температурах 800 – 900 °С (в аустенітній

області) з витримкою 2 години та охолодженням з піччю, а другий при 580 - 730 °С (в інтервалі A_{c1} - A_{c3}) протягом такого ж часу та способу охолодження.

Як видно з рис. 3.6 вигляд отриманих кривих подібний для сталі 4ХЗНЗГ6М7Ф (рис. 3.3), тобто з мінімумом і має те ж пояснення.

Таблиця 3.2 Значення твердості сталі 4ХЗНЗГ6М7Ф після різних температур та часу відпалу

Температура відпалу, °С	Час витримки, години	Спосіб охолодження	Твердість, HRC
1	2	3	4
650	2	з піччю	34,5
		на повітрі	35,2
	4	з піччю	34,1
		на повітрі	34,5
	6	з піччю	32,8
		на повітрі	33,5
680	2	з піччю	33,8
		на повітрі	35,1
	4	з піччю	32,6
		на повітрі	34,3
	6	з піччю	32,5
		на повітрі	33,3
700	2	з піччю	34,5
		на повітрі	35,1
	4	з піччю	33,5
		на повітрі	34,7
	6	з піччю	34,1
		на повітрі	34,0

3.4 Аналіз отриманих даних та рекомендації за результатами роботи

Але температура мінімуму другого відпалу для сталі 6Х3Н3Г7МФ3 на 50 °С нижча, тобто складає 630 °С. Значення мінімальної твердості знаходиться в межах 34,0 – 35,0 HRC, при чому менша твердість (34,0 HRC) відповідає першому відпалу при температурах 875 °С та 900 °С.

Виконано також дослідження зміни твердості при одинарному відпалу в області температур 630 - 800 °С (не вище A_{c3}) тривалістю від 2 до 6 годин з наступним охолодженням як на повітрі так і з піччю. Отримані залежності наведені на рис. 3.7.



Рисунок 3.5 - Мікроструктура сталі 4Х3Н3Г6М7Ф після відпалу за режимом: 680 °С, витримка 6 годин, охолодження з піччю; х 800

Порівняння рис. 3.7, а та б свідчить, що для усіх температур відпалу після охолодження з піччю сталь має менші значення твердості ніж при охолодженні на повітрі, що співпадає з результатами, отриманими для сталі 4Х3Н3Г6М7Ф (рис. 3.3 та табл. 3.2). Збільшення часу витримки практично в усіх випадках призводить до поступового зменшення твердості.

Важливо, що чим більша температура відпалу тим вище ідуть криві твердості. Відповідно, найменші значення твердості відповідають кривій для

температури відпалу 630 °С, знижуючись до 35,4 HRC при збільшенні часу витримки до 6 годин. Вказана твердість є найменшою серед усіх інших значень, отриманих при проведенні даного дослідження.

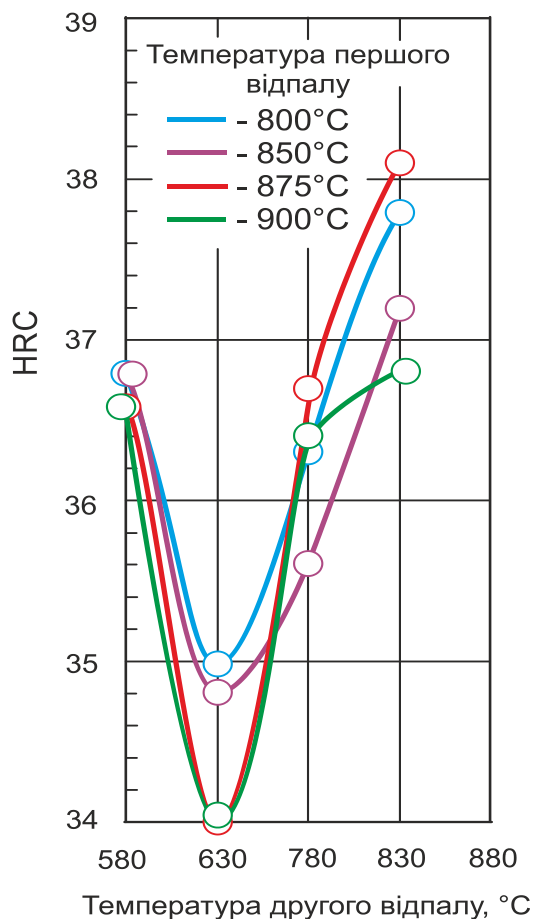
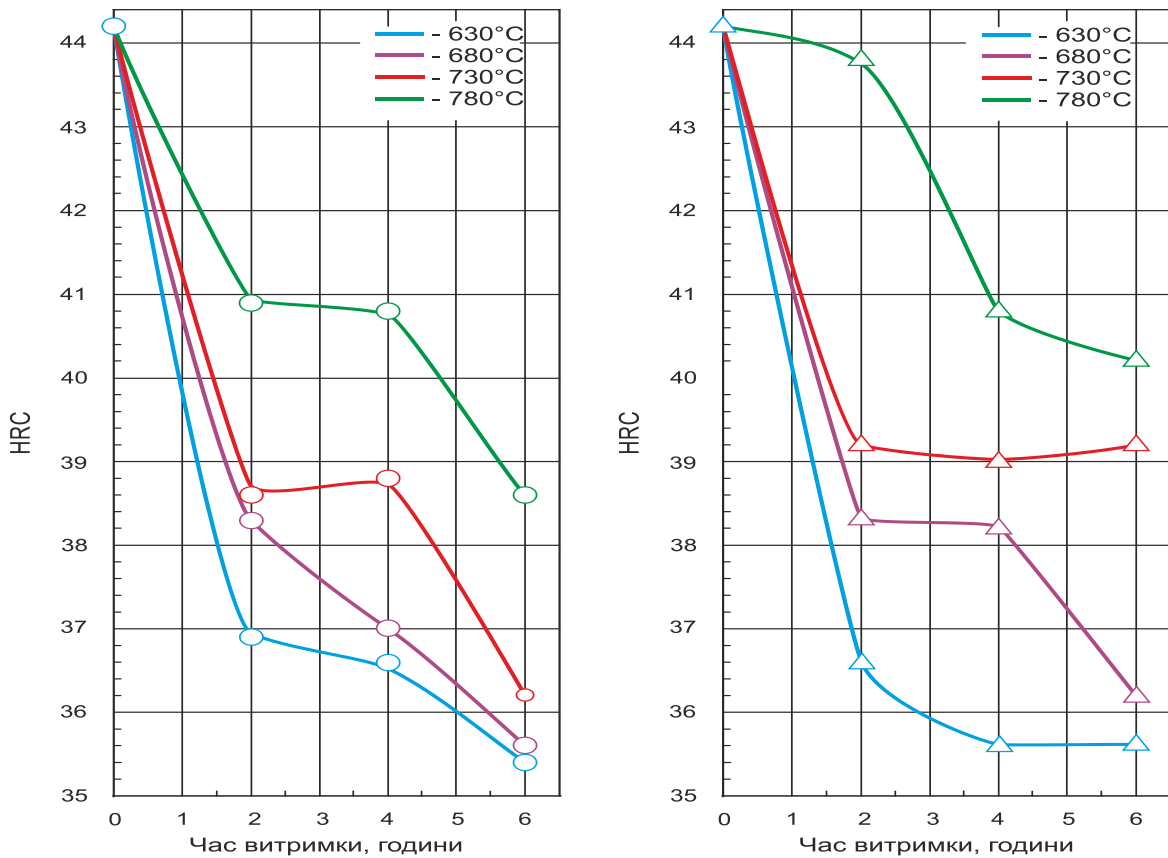


Рисунок 3.6 - Залежність твердості від температури другого відпалу сталі 6ХЗНЗГ7МФ3 після різних температур першого відпалу, які вказані для кожної кривої на графіку

Таким чином в даному розділі розглянуті можливості зниження твердості досліджених сталей при подвійному та одинарному відпалах. Оскільки подвійний відпал передбачає попередню витримку при температурах вище A_{c3} , тобто повну перикристалізацію (аустенітизацію), то це сприяє більш отриманню однорідної та дрібнозернистої структури для наступного відпалу нижче A_{c3} . Одинарний відпал, що виконується в інтервалі температур A_{c1} - A_{c3} , є більш економічним і раціональністю його використанні замість подвійного обумовлюється вимогами

до структури та твердості відпаленого стану наступних обробок. В табл. 3.3 наведені підсумкові дані по режимам відпалу, що забезпечують найменшу твердість досліджених сталей. Величини твердості наведені з округленням до цілочисельних значень.



а – охолодження з піччю;

б – охолодження на повітрі

Рисунок 3.7 – Вплив режимів відпалу при температурах не вище A_{c3} на твердість сталі 6X3H3Г6МФ3

Таблиця 3.3 – Режими відпалу для забезпечення найменших значень твердості досліджених сталей

Сталь	Подвійний відпал		Одинарний відпал	
	Режим	Твердість, HRC	Режим	Твердість, HRC
4X3H3Г6М7Ф	900 °C, 2 години, охолодження з піччю + 680 °C, 2 години, охоло-	35	680 °C, 6 годин, охолодження з піччю	33

	дження з піччю			
6ХЗНЗГ6МФ3	900 °С, 2 години, охолодження з піччю + 630 °С, 2 години, охоло- дження з піччю	34	630 °С, 6 годин, охолодження з піччю	35

З наведених даних видно, що за рекомендованими режимами відпалу на найменшу твердість відмінність для досліджених сталей 4ХЗНЗГ6М7Ф та 6ХЗНЗГ6МФ3 полягає в температурах другого (при подвійному відпалі) та одинарного відпалу.

Для сталі 4ХЗНЗГ6М7Ф така температура на 50 °С вище, що можна пояснити легуванням її біля 7% молібдену, який знижує дифузійні процеси більше, ніж 3% ванадію в сталі 6ХЗНЗГ6МФ3. А оскільки структурні перетворення при відпалі мають дифузійну природу то це потребує нагріву сталі 4ХЗНЗГ6М7Ф до більш високої температури для прискорення таких перетворень. Зниження механічної обробки різанням, за рахунок зниження твердості після запропонованих режимів відпалу, підвищить ефективність і зробить більш доступним використання досліджених сталей з РАПЕ для виготовлення інструментів гарячого пресування металів.

4. ОХОРОНА ПРАЦІ ТА БЕЗПЕКА У НАДЗВИЧАЙНИХ СИТУАЦІЯХ

В розділі надані основні заходи з охорони праці при виборі хімічного складу нової штампової сталі.

4.1 Аналіз потенційних небезпек

а) Небезпеки які пов'язані з порушеннями роботодавцями вимог НПАОП 0.00–7.11–12 «Загальні вимоги стосовно забезпечення роботодавцями охорони праці працівників», а саме: вимог щодо облаштування виробничих приміщень, що може бути пов'язано з втратою конструктивної міцності будівель та споруд, незабезпеченням придатних метеорологічних умов, перевищенням гранично-допустимих концентрацій шкідливих речовин, недостатнього рівня освітлення.

б) Можливість ураження електричним струмом, при виконанні службових обов'язків внаслідок порушення правил з електробезпеки, несправності енергоспоживаючого обладнання, відсутності групових або індивідуальних засобів захисту, що може призвести до електричних травм або летального наслідку.

в) Можливість отримання механічних травм при підготовці зразків або дослідницьких виробів до термічної обробки, що може бути пов'язано з порушеннями правил охорони праці під час роботи з абразивним інструментом (НПАОП 28.0-1.30-12 «Правила охорони праці під час роботи з абразивним інструментом») зокрема: використання абразивного інструменту який не пройшов випробування, порушення правил експлуатації, що може призвести до тяжких травм.

г) Небезпеки, які пов'язані з безпосереднім проведенням термічної обробки зразків або дослідницьких виробів, а саме:

- негативний вплив теплового випромінювання при завантаженні садки в піч, що може бути пов'язаний з відсутністю індивідуальних засобів захисту;

- можливість отримання термічних опіків внаслідок виплесків гартувального мастила при гартуванні.

г) Небезпеки які пов'язані з дослідженням структури металу методом оптичної металографії з використанням оптичних мікроскопів зокрема: ушкодження органів зору при хибній комбінації світлофільтрів, об'єктивів та окулярів.

д) Небезпеки які пов'язані з дослідженням структури металу методом електронної металографії з використанням електронних мікроскопів зокрема: негативний вплив потужного електронного випромінювання на клітинному рівні, що може призвести до зниження імунітету та розвитку імунних захворювань.

е) Можливість отримання механічних травм внаслідок порушень правил з охорони праці при підготовці зразків для випробування твердості, механічних та технологічних властивостей та при безпосередніх випробуваннях. Основними небезпеками можуть бути: використання застарілого та небезпечного обладнання, порушення умов проведення випробувань.

є) Небезпеки які пов'язані із обробкою результатів досліджень із використанням ПК, зокрема ушкодження кістково-м'язового апарату внаслідок довготривалої роботи в однотипній позі, що може призвести до зниження працездатності та розвитку професійних захворювань.

ж) Невідповідність вимогам ДБН В.2.5-28-2006 «Природне і штучне освітлення» освітлення робочих зон дослідницької лабораторії внаслідок виходу з ладу освітлювальних приладів або хибного розрахунку їх кількості та потужності, що може призвести до погіршення зору.

з) Незадовільні параметри мікроклімату які повинні відповідати фізіологічним потребам організму працюючих, із врахуванням енергетичних

витрат на виконувану роботу згідно з ДСН 3.3.6.042-99 «Санітарні норми мікроклімату виробничих приміщень» внаслідок неефективної роботи систем опалення та повітрообміну, що може призвести до загальних захворювань;

и) Можливість загоряння внаслідок порушень правил пожежної безпеки, які зазначені в НАПБ А.01.001-2014 «Правила пожежної безпеки в Україні», а саме хибне визначення видів та кількості первинних засобів пожежогасіння відносно категорій приміщень с пожежної безпеки, що може привести до пожежі.

4.2 Заходи по забезпеченню техніки безпеки

а) Виробничі приміщення повинні мати достатню площу і висоту, для раціонального планування робочих місць відповідно до СНиП 2.09.04–87 «Административные и бытовые здания» та СНиП 2.09.02–85 «Производственные здания».

Конструкція робочого місця дослідника в науково-дослідній лабораторії повинна відповідати сучасним вимогам ергономіки, забезпечувати оптимальне розташування обладнання та документів, необхідних для дослідження, на робочій поверхні.

Висота робочої поверхні робочого столу ВДТ має регулюватися в межах 680...800 мм, а ширина і глибина – забезпечувати можливість виконання операцій у зоні досяжності моторного поля (рекомендовані розміри: 600 - 1400 мм, глибина – 800 - 1000 мм).

Робочий стіл повинен мати простір для ніг заввишки не менше ніж 600 мм, завширшки не менше ніж 500 мм, завглибшки (на рівні колін) не менше ніж 450 мм, на рівні простягнутої ноги - ніж 650 мм. Робочий стілець має бути підйомно-поворотним, регульованим за висотою, з кутом і нахилу сидіння та спинки і за відстанню від спинки до переднього краю сидіння поверхня сидіння має бути

плоскою, передній край - заокругленим. Регулювання за кожним із параметрів має здійснюватися незалежно, легко і надійно фіксуватися. Шаг регулювання елементів стільця має становити: для лінійних розмірів – 15 - 20 мм, для кутових – 2 - 5 град. Зусилля регулювання має не перевищувати 20 Н.

Висота поверхні сидіння має регулюватися в межах 400 - 500 мм, а ширина і глибина становити не менше ніж 400 мм. Кут нахилу сидіння - до 15 град. вперед і до 5 град. назад.

Висота спинки стільця має становити (300 ± 20) мм, ширина - не менше ніж 380 мм, радіус кривизни горизонтальної площини - 400 мм. Кут нахилу спинки має регулюватися в межах 1 - 30 град. від вертикального положення. Відстань від спинки до переднього краю сидіння має регулюватися в межах 260 - 400 мм.

Для зниження статичного напруження м'язів верхніх кінцівок слід використовувати стаціонарні або змінні підлокітники завдовжки не менше ніж 250 мм, завширшки 50 - 70 мм, що регулюються за висотою над сидінням у межах 230 - 260 мм і відстанню між підлокітниками в межах 350 - 500 мм.

Поверхня сидіння і спинки стільця має бути напівм'якою з нековзним, повітронепроникним покриттям, що легко чиститься і не електризується.

Робоче місце має бути обладнане підставкою для ніг завширшки не менше ніж 300 мм, завглибшки не менше ніж 400 мм, що регулюється за висотою в межах до 150 мм і за кутом нахилу опорної поверхні підставки до 20 град. Підставка повинна мати рифлену поверхню і бортик по передньому краю заввишки 10 мм. Для запобігання кістково-м'язових порушень у зв'язку з тривалим статичним напруженням м'язів спини, шиї, рук і ніг необхідно виконувати фізичні вправи 2-3 рази протягом робочого часу по 5-10 хвилин. Передбачено використання регульованого за висотою стільця з підлокітниками та спинкою.

б) Для виключення можливості ураження електричним струмом у відповідності до НПАОП 40.1-1.21-98 «Правила безпечної експлуатації електроустановок споживачів» передбачається, що усі дослідники повинні пройти навчання та перевірку знань з електробезпеки (періодичністю не рідше

одного разу на рік). При позитивному складанні перевірки знань досліднику присвоюється кваліфікаційна група з електробезпеки (II-III кваліфікаційні групи при використанні обладнання, яке споживає струм з напругою до 1000 В або IV при напрузі більше 1000 В). В процесі навчання обов'язковим є проведення тренувань.

Основним заходом запобігання ураження електричним струмом в дослідницьких лабораторіях є устрій захисного заземлення або занулення (принцип дії заземлення полягає у спрямуванні електричного току шляхом найменшого опору). ПУЕ-19 передбачає опір заземлення для електрообладнання до 1000 В не більше 4 Ом, а при напрузі більше 1000 В – до 10 Ом. Справність заземлювачів перевіряється щорічно з оформленням акту перевірки.

Усі ремонтні роботи на електрообладнанні виконуються тільки спеціалістами.

Обов'язковим є використання індивідуальних засобів захисту. Наприклад, при роботі на електронному мікроскопі використовується діелектричний килимок, що обов'язково зазначається в інструкції з експлуатації. Перевірка опору килимків здійснюється не рідше ніж раз на рік.

в) Для запобігання механічних травм при виготовленні зразків з використанням металообробного обладнання або абразивного інструменту передбачені наступні заходи безпеки у відповідності до НПАОП 28.0-1.30-12 «Правила охорони праці під час роботи з абразивним інструментом» і НПАОП 0.00-1.71-13 «Правила охорони праці під час роботи з інструментом та пристроями»:

- дотримання всіх вимог відповідної інструкції з обладнання;
- забороняється експлуатація цього обладнання при виході з ладу будь-якої частини обладнання;

- в робочій зоні обов'язково використовувати прозорий захисний екран, а також використовувати засоби індивідуального захисту (захисні костюми, головний прибор, захисні окуляри).

Заходи безпеки при роботі на шліфувальних верстатах та металообробному обладнанні у відповідності до НПАОП 28.0-1.30-12 «Правила охорони праці під час роботи з абразивним інструментом» і НПАОП 0.00-1.71-13 «Правила охорони праці під час роботи з інструментом та пристроями» полягають в наступному:

- установка абразивних кіл виконується тільки спеціалістами;
- використання абразивних інструментів з дефектами заборонено;
- абразивні кола повинні мати штамп або наклейку про випробування (порядковий номер кола і підпис особи, відповідальної за випробування);
- біля кожного верстата необхідно вивісити табличку із зазначенням допустимої роботи колової швидкості використовуваних кіл і частоти обертання шпинделя верстата в хвилину;
- при обертанні абразивного кола, виступаючі кінці шпинделя і кріпильні деталі захистити захисними кожухами;
- підручники повинні мати достатній за величиною майданчик для стійкого положення оброблюваного виробу.
- зазор між краєм підручника і робочою поверхнею шліфувального круга повинен бути не більше 3 мм;
- заборонено працювати без підручника, захисного екрана або окулярів, якщо верстат не заземлений і не обладнаний установкою для відсмоктування абразивного пилу, ГОСТ 12.3.028–82 «Процесс обработки абразивными и эльборовым инструментом».

г) Основні заходи безпеки при проведенні термічної обробки металів, у відповідності до НПАОП 28.51-1.40-90 «Правила безпеки праці при термічній обробці металів», полягають у наступному:

- для уникнення негативного впливу теплового випромінювання від нагрітих поверхонь обладнання або при інтенсивному тепловому потоці від робочої зони печей використовуються повітряні потоки (завіси), які спрямовані перпендикулярно напрямку теплового потоку;

- використання індивідуальних засобів захисту, у відповідності до ДСТУ 7239:2011 «Система стандартів безпеки праці. Засоби індивідуального захисту», а саме повстяного костюму, головного убору, бот, азбестових фартухів, прозорої маска на обличчя;

- при гартуванні основною небезпекою є загоряння мастила для виключення чого використовується барботаж (об'єм гартувального мастила повинен бути в 5-7 разів більше, ніж об'єм садки);

- при загорянні випаровувань мастила використовують азбестову кошму.

Основним заходом є перехід на сучасні технології термічної обробки, зокрема вакуумна термічна обробка.

г) Для визначення структури досліджуваного матеріалу можна використовувати метод оптичної металографії. Оскільки основна небезпека оптичної металографії полягає в тому, що вона може пошкодити органи зору під впливом сильного світлового випромінювання, необхідно використовувати конструктивні елементи мікроскопа, тобто набір світлофільтрів. Крім того, дуже важливий правильний підбір біокулярних насадок та об'єктивів.

Горизонтальний металографічний мікроскоп МІМ-8 використовується для визначення типу структури з метою вивчення мікроструктури металів та інших непрозорих об'єктів при прямому і відбитому освітленні, а також у темному полі та поляризованому світлі. Мікроскоп оснащений монокулярним і біокулярним приладдям для візуального спостереження об'єктів. Біокулярна насадка фактично збільшує в 2,5 рази.

Освітлення, згідно ДБН В.2.5-28-2018 «Природне і штучне освітлення», здійснюється електролампами розжарювання потужністю 170 Вт, 17 В, що живляться від освітлювальної мережі 220 В, а яскравість напруги лампи регулюється через понижуючий трансформатор, обладнаний секційним перемикачем.

Тільки розумне поєднання об'єктів і окулярів може використовувати мікроскоп правильно. При вживанні їх треба враховувати, тому що збільшення повинно знаходитися в межах від 500 до 1000 апертур.

Крім правильного поєднання об'єктів і окулярів, важливо також правильне використання фільтрів. Як правило, при використанні об'єтивів-ахроматів слід використовувати світлофільтри, а об'єктиви-апохромати можна використовувати без них.

Об'єктиви-ахромати коректують лише проміжні кольори у видимій частині спектра, тому вони створюють зображення з розмитими контурами під білим світлом, які в основному пофарбовані по краях поля зору. Жовто-зелений фільтр використовують, щоб усунути всіх невідкорегованих кольорів. Оскільки об'єктиви-апохромати можуть коригувати майже всі кольори у видимій частині спектра, жовто-зелені фільтри для них зайві.

д) При визначенні структури дослідницьких матеріалів може бути використан метод електронної мікроскопії.

При роботі на електронних мікроскопах, наприклад, «Tesla BS 540» можливі три варіанта аварійної ситуації:

- аварійне відключення електроживлення;
- припинення подачі охолоджуючої води;
- прорив повітря у вакуумну систему.

У цьому випадку пріоритет надається охолодженню печі дифузійного насоса та підтримці вакууму в системі, де це можливо. У всіх випадках слід, в першу чергу, відключити високу напругу, піч диф. насоса і вимкнути головний автомат на стінці. Якщо подача води погана, спробуйте обернути піч диф. насоса вологою тканиною і увімкнути вентилятор для обдування. Гарячі вологі ганчірки слід замінювати до тих пір, поки вакуум в системі не почне падати. Після охолодження потрібно усунути несправності. Коли повітря потрапляє в колону мікроскопа, зазвичай спрацьовує автоматика, яка відсікає дифузійний насос від решти обсягу і вимикається катодна і висока напруги. Потрібно переконатися, що форвакуумний насос не працює «на повітрі» і переключити його на закритий обсяг.

е) Для уникнення механічних травм при виготовленні зразків необхідно дотримуватись вимог НПАОП 0.00-1.71-13 «Правила охорони праці під час роботи з інструментом та пристроями», а саме:

- працювати на справному станку;
- своєчасно проводити заміну деталей, термін експлуатації яких вже закінчився;
- для виключення травмування органів зору передбачено застосування захисних окулярів, згідно ГОСТ 12.4.011-89 «Засоби захисту працюючих. Загальні вимоги та класифікація», які служать для захисту очей від ушкоджень частками твердих тіл, що летять попереду, знизу і збоку;
- використовувати захисні рукавиці;
- застосовувати прозорий екран для захисту очей робітника від поранень частками, що відлітають.

є) Основними причинами погіршення здоров'я користувачів ПК, є: незадовільні ергономічні характеристики моніторів і санітарно-гігієнічних умов праці, а також неправильна організація робочих місць користувачів ПК.

Роботодавці повинні проаналізувати робочі місця, для оцінки умов безпеки і гігієни праці працівників. Особливу увагу слід звернути на виявлення можливих ризиків, пов'язаних із зором, фізичним станом та психічним стресом. За результатами аналізу роботодавець повинен вжити всіх необхідних заходів для усунення виявлених ризиків.

Директива ЄС 90/270/ЄЕС «Про мінімальні вимоги безпеки та гігієни праці при роботі з екранними пристроями» та НПАОП 0.00-7.15-18 «Вимоги щодо безпеки та захисту здоров'я працівників під час роботи з екранними пристроями» суворо регламентують безпечні умови роботи і вимоги по захисту здоров'я осіб, що працюють з комп'ютерами.

Вона передбачає, що використання комп'ютерної техніки не повинно бути джерелом ризику для працівників. З цією метою визначено такі основні вимоги до дисплеїв (екранних пристроїв):

- символи на екранних пристроях мають бути чіткими, добре розрізнятися та відповідного розміру;

- між символами і рядками символів має бути належна відстань; - зображення на екрані має бути стабільним, без миготінь;

- яскравість та/або контрастність символів має легко регулюватися працівником під час роботи з екранними пристроями, а також швидко адаптуватися до навколишніх умов;

- екран не має відблискувати або відбивати світло, щоб не викликати дискомфорту у працівника під час роботи з екранними пристроями.

- усе випромінювання, за винятком видимої частини електромагнітного спектра, має бути зведене до незначного рівня з погляду безпеки і охорони здоров'я працівників;

- екран повинен легко і вільно повертатися і нахилитися в залежності від потреб працівника.

Іншою важливою умовою забезпечення безпеки при використанні дисплея є відповідність його технічними характеристиками вимогам охорони праці та гігієни праці при використанні екранного обладнання.

4.3 Заходи по забезпеченню виробничої санітарії та гігієни праці

ж) Виробниче освітлення організується і нормується згідно вимог ДБН В.2.5-28-2018 «Природне і штучне освітлення», залежно від:

- розряду зорової роботи, тобто її характеристики (найменшого розміру об'єкта який різниться, світлості фону, контрасту об'єкта з фоном);

- виду і системи освітлення.

Також необхідно врахувати, що передбачається оптимальне (необхідне) освітлення виробничих приміщень і робочих місць:

- природне (бокове або верхнє);
- штучне (робоче; аварійне; евакуаційне; охоронне; чергове).

У виробничих та адміністративних громадських місцях, якщо основна робота полягає в оформленні документів, допускається комбінована система освітлення. Тобто окрім системи загального освітлення додатково встановлюється обладнання місцевого освітлення.

Значення освітленості на поверхнях робочих столів, в зоні розміщення документів, має становити 300-500 лк.

Якщо система загального освітлення не може забезпечити необхідне значення освітленості, допускається місцеве освітлення. У цьому випадку слід встановити місцеві освітлювальні прилади, щоб уникнути відблисків на поверхні екрану, а яскравість екрану не повинна перевищувати 300 лк.

У якості джерел штучного освітлення переважно повинні застосовуватися люмінесцентні лампи типу ЛБ. Допускається використання ламп розжарювання у світильниках місцевого освітлення.

Система загального освітлення має становити суцільні або переривчасті лінії світильників, розташованих збоку від робочих місць (переважно ліворуч), паралельно лінії зору працюючих.

Для загального освітлення допускається використання світильників наступних класів світлорозподілу: - «П» – прямого світла; - «ПРО» – переважно відбитого світла.

Яскравість світлових поверхонь (вікна, джерела штучного освітлення тощо), розташованих в поле зору, не повинна перевищувати 200 кд/м².

Яскравість відблисків на екрані дисплея не повинна перевищувати 40 кд/м², а яскравість стелі, при використанні системи відбитого освітлення, не повинна перевищувати 200 кд/м².

з) Відповідно до вимог ДБН В.2.5-67:2013 «Опалення, вентиляція та кондиціонування», визначається оптимальний склад і тип систем вентиляції, кондиціонування та опалення, які забезпечують підтримку передбачених

параметрів мікроклімату і усунення шкідливих речовин, які знаходяться в повітрі.

Оптимальними параметрами для лабораторії за ГОСТ 12.1.005-88 «Загальні санітарно-гігієнічні вимоги до повітря робочої зони» є наступні:

- в холодний і перехідний період: температура 18 - 20 °С, відносна вологість 40 - 60%, швидкість руху повітря 0,2 м/с;

- в теплий період температура 21 - 23 °С, відносна вологість 40 - 60%, швидкість руху повітря 0,3 м/с.

Відповідність цих параметрів мікроклімату досягається за рахунок використання централізованої подачі підігрітого повітря для припливно-витяжної вентиляції. Найефективнішим способом мінімізації надходження шкідливих речовин (пилу) в повітря робочої зони є механічна вентиляція місцевого типу, яка встановлюється на робочих місцях, де утворюються шкідливі речовини. З цієї причини робочу зону необхідно обладнати витяжною вентиляцією згідно з ГОСТ 12.4.021-75 «Системы вентиляции. Общие требования».

Нижче приведені розрахунки для забезпечення оптимальних фізичних параметрів повітряного середовища у виробничих приміщеннях без виділення шкідливих речовин методами природної вентиляції, місцевої штучної вентиляції та методом кондиціювання.

1. Метод природної вентиляції:

1.1 Продукт природної вентиляції L , м³/год

$$L = k \cdot V_n = 2 \cdot (600 \cdot 8) = 9600$$

Таблиця 4.1 – Вихідні дані

Площа цеху, м ²	600
Висота, м	8

1.2 Необхідний повітрообмін в приміщенні, де не виділяється надлишкове тепло:

$$L = l \cdot n = 30 \cdot 5 = 150 \text{ м}^3/\text{год}$$

$$V = \frac{3 \cdot 3 \cdot 3}{5} = \frac{27}{5} = 5,4 - \text{тоді } l = 30 \text{ м}^3/\text{год}$$

Таблиця 4.2 – Вихідні дані для розрахунку необхідного повітрообміну

Розміри приміщення, м	3×3×3
Кількість працівників	5

1.3 Кількість зовнішнього повітря необхідного для асиміляції надлишкового тепла у приміщенні L , $\text{м}^3/\text{год}$

$$L = \frac{Q}{C \cdot \gamma \cdot (t_{\text{вн}} - t_{\text{зовн}})} = \frac{10000}{1 \cdot \frac{353}{273 + 27} \cdot (38 - 27)} = 772,6$$

Запобігання викидам шкідливих газів, паро- та пило-виділень передбачає місцеве витяжне обладнання, яке використовується для безпосереднього відсмоктування токсичних речовин з місця їх утворення. Місцевий витяжний пристрій інтегрований в конструкцію обладнання та заблокований паралельно, так що агрегат не може бути запущений, коли пристрій відсмоктування повітря закритий.

2. Метод місцевої штучної вентиляції:

2.1 Об'єм повітря, що відсмоктується витяжним зонтом L , $\text{м}^3/\text{год}$:

$$L = a \cdot b \cdot V \cdot 3600 = 0,45 \cdot 0,68 \cdot 3600 \cdot 1 = 1101,6$$

2.2 Розрахунок витяжних шаф.

Об'єм повітря, що видаляється від витяжних шаф L , $\text{м}^3/\text{год}$:

$$L = F \cdot V \cdot 3600 = 6 \cdot 1,1 \cdot 3600 = 23760$$

2.3 Розрахунок кількості повітря, що видаляється від шліфувальних та полірувальних верстатів L , м³/год

$$L = k \cdot d_{\text{кр}} \cdot n = 0,250 \cdot 1,6 \cdot 2 = 0,800$$

3. Метод кондиціонування:

3.1 Необхідний повітрообмін в приміщенні L , м³/год:

$$L = \frac{Q}{c \cdot \gamma \cdot (t - t_{\text{пр}})} = \frac{10000}{1 \cdot \frac{353}{273 + 19} \cdot (33 - 19)} = 590$$

4.4 Заходи з пожежної безпеки

и) Заходи з пожежної безпеки визначаються відповідно до вимог НАПБ А.01.001-2014 «Правила пожежної безпеки в Україні».

Категорію виробництва за пожежною небезпекою (А, Б, В, Г, Д) споруд (приміщень) цеху (ділянки, підстанції) визначають на основі аналізу речовин і матеріалів, що використовуються у виробництві, відповідно до вимог ДСТУ Б В.1.1-36:2016 «Визначення категорій приміщень, будинків та зовнішніх установок за вибухопожежною та пожежною небезпекою» і СНиП 2.09.02-85 «Производственные здания».

Відповідно до категорії виробництва з пожежної небезпеки та вимогами ДБН В.1.1-7:2016 «Пожежна безпека об'єктів будівництва. Загальні вимоги», визначають ступінь вогнестійкості приміщення цеху (дільниці, підстанції).

Шляхи евакуації працівників на випадок пожежі (переходи, евакуаційні виходи) передбачають згідно вимог ДБН В.1.1-7:2016 «Пожежна безпека об'єктів будівництва. Загальні вимоги».

Максимальну відстань від найбільш віддаленого робочого місця до найближчого евакуаційного виходу визначають згідно п. 2.29 СНиП 2.09.02-85 «Производственные здания».

Відповідність обладнання, силових і освітлювальних мереж вимогам пожежної безпеки в першу чергу залежить від відповідності ступеня захисту їх оболонок (ІР) класу пожежанебезпечної зони (П-I, П-II, П-IIa и П-III) визначених згідно НПАОП 40.1-1.32-01 «Правила будови електроустановок. Електрообладнання спеціальних установок».

Засоби виявлення займань та пожеж передбачаються згідно вимог ДБН В.2.5-56:2014 «Системи протипожежного захисту».

В даний час можуть використовуватися:

- охоронно-пожежна сигналізація (ОПС) неадресного типу;
- порогова охоронно-пожежна сигналізація;
- адресно-порогова охоронно-пожежна сигналізація.

4.5 Заходи безпеки в надзвичайних ситуаціях

к) Укриття населення в захисних спорудах цивільного захисту.

До захисних споруд цивільного захисту належать:

- сховища;
- протирадіаційні укриття (ПРУ);
- швидкоспоруджувані захисні споруди цивільного захисту.

Також для захисту людей від небезпек, що виникають внаслідок надзвичайних ситуацій у мирний час або у разі впливи засобів ураження в особливий період – використовуються споруди подвійного призначення та найпростіші укриття.

Для вирішення питань щодо укриття населення в захисних спорудах цивільного захисту, завчасно створюють фонд захисних споруд. Цей фонд створюють центральні органи виконавчої влади, місцеві державні адміністрації, органи місцевого самоврядування та суб'єкти господарювання.

Проектування, будівництво, пристосування і розміщення захисних споруд та об'єктів подвійного призначення здійснюються згідно з нормами, які розробляються відповідно до Закону України «Про будівельні норми».

Вимоги щодо утримання та експлуатації захисних споруд визначаються Державною службою України з надзвичайних ситуацій.

5 ЕКОНОМІКО-ОРГАНІЗАЦІЙНА ЧАСТИНА

5.1 Актуальність теми з позиції маркетингу

Інтеграція України в європейський та світовий бізнес-простір вимагає адаптації вітчизняних реалій до правил господарювання та імплементації основоположних принципів діяльності в практику українського підприємництва. Добрі і стійкі відносини зі стейкхолдерами є основою сталого розвитку компаній. І якщо відносини з клієнтами українські компанії навчилися цінувати вже давно, то відносини зі стейкхолдерами в ширшому розумінні не сприймаються як такі, що вимагають окремої стратегії або окремого підходу. В той час як для провідних міжнародних компаній системний підхід до взаємодії зі стейкхолдерами є загальною практикою. Адже врахування впливу (інтересів) стейкхолдерів при прийнятті рішень дозволяє компаніям отримати достовірну оцінку своєї діяльності та краще розуміти власні ризики й можливості.

Використання нової сталі з регульованим аустенітним перетворенням при експлуатації у конструкціях при виготовленні штампового оснащення, призведе до втілення при виробництві більш стійкого до зношення штампового оснащення з можливістю підвищення ресурсу його роботи. При цьому нове оснащення має бути економічним і високовиробничим. Основні напрямки майбутніх досліджень:

- регулювання стійкості оснащення під час виготовлення з метою використання розробленої нової штампової сталі за рахунок отримання оптимальної структури, що призводить до підвищення механічних властивостей;
- розробка сталей, що реалізують переваги існуючих та нових процесів;
- розробка нового високопродуктивного та більш економічного оснащення для виготовлення його деталей зі сталей з регульованим аустенітним перетворенням при експлуатації.

Рівень механічних властивостей, розробленої сталі з регульованим аустенітним перетворенням при експлуатації, залежить від структури, тобто від

розміру зерна, морфології карбідів та їх розподілу, розміру та можливості аустенітного перетворення структури при експлуатації. Однак виробничі обмеження, складна форма та великі розміри деталей із сталей з регульованим аустенітним перетворенням при експлуатації часто впливають на кошторис виготовлених деталей. Механічні властивості зразків, вирізаних із деталей оснащення, мають властивості, які дозволяють зайняти спеціально розробленої сталі гідне місце при гарячій штамповці виготовляємих деталей. Таким чином, значне збільшення кількості виготовляємих деталей може бути отримано шляхом використання розробленої нової штампової сталі за рахунок її високої стійкості.

В даному розділі розраховується економічна ефективність від впровадження у виробництво деталей оснащення з нової штампової сталі 4X3H3Г7M7Ф з регульованим аустенітним перетворенням при експлуатації замість використовуємої 5X3B3MФ (ДИ23).

5.2 Послідовний аналіз

В межах завдання до дипломного проекту «Визначення технологічної пластичності та режимів відпалу нової штампової сталі з регульованим аустенітним перетворенням при експлуатації» слід послідовно проаналізувати та подати у вигляді таблиці:

- зміст ідеї, що пропонується (табл.1);
- можливі напрямки застосування;
- основні вигоди, що може отримати користувач товару (за кожним напрямком застосування);
- здійснити підбір команди;
- розробити концепції реалізації проекту;
- визначити перспективи ринкової реалізації проекту.

Таблиця 5.1 - Опис ідеї

Зміст ідеї	Напрямки застосування	Вигоди для споживачів (користувачів)
Використання при виробництві металевих деталей для виготовлення оснащення з нової штампової сталі	1 Виготовлення деталей складного профілю у різноманітних галузях промисловості	Підвищення надійності штампової сталі
	2 Підвищення ефективності гарячого деформування на машинобудівних підприємствах	Підвищення строку експлуатації та міжремонтного ресурсу оснащення

(на підставі даних табл.1 надано цілісне уявлення про зміст ідеї та можливі базові потенційні ринки, в межах яких потрібно шукати групи потенційних клієнтів)

- проаналізувати ринкові можливості запуску реалізації ідеї;

В межах завдання послідовно проаналізовано та надано характеристику потенційного ринку яка надана у вигляді табл.5.2:

Таблиця 5.2 - Попередня характеристика потенційного ринку

№ №	Показники стану ринку (найменування)	Характеристика
1	Головні конкуренти	Підприємства машинобудування України
		Підприємства машинобудування Європи
2	Динаміка ринку (якісна оцінка)	Стагнue, велика конкуренція
3	Наявність обмежень для входу (вказати характер обмежень)	Потрібні великі інвестиції
4	Специфічні вимоги до стандартизації та сертифікації	Необхідна сертифікація оснащення

Визначені потенційні групи клієнтів, їх характеристики, сформований орієнтований перелік вимог до товару для кожної групи (табл. 5.3).

Таблиця 5.3 – Попередня характеристика потенційних клієнтів

Потреба, що формує ринок	Цільова аудиторія (цільові сегменти ринку)	Відмінності у поведінці різних потенційних цільових груп клієнтів	Вимоги споживачів (користувачів)
Гарячештам пові сталі	Підприємства машинобудування України та Європи	Робота в умовах циклічного навантаження	Надійність, підвищення строку експлуатації та міжремонтного ресурсу

- здійснення SWOT- аналізу середовища реалізації інноваційного проекту (табл. 5.4)

Таблиця 5.4 - SWOT- аналіз

Сильні сторони:	Слабкі сторони:
- Підвищення продуктивності виробництва; - зниження собівартості виготовлення деталей за рахунок підвищення ресурсу оснащення; - підвищення якості та експлуатаційних властивостей на відповідальних деталях з одночасним забезпеченням розмірної та чистової точності	- Дорогоцінне обладнання - Складність в налаштуванні обладнання - Потреба в висококваліфікованих наладчиках
- збільшення обсягу виробництва; - вихід на нові ринки; - зменшення енерговитрат	- Необхідність зміни параметрів процесу при зношенні обладнання - Частіший вихід зі строю обладнання - Необхідність знайти кваліфікований персонал

Таблиця 5.5 – Вибір цільових груп потенційних споживачів

Опис профілю цільової групи потенційних клієнтів	Готовність споживачів сприйняти продукт	Орієнтовний попит в межах цільової групи (сегменту)	Інтенсивність конкуренції в сегменті	Простота входу у сегмент
Придбання нових зразків	Зацікавлені у підвищеному строку експлуатації	1.000	Конкуренція зростає	Пов'язана з великими інвестиціями
Ремонт раніше придбаного	Зацікавлені у вдосконаленні матеріалів	10.000	Монополісти	Пов'язана з великими інвестиціями

Ідентифіковано стейкхолдерів, здійснено їх пріоритизацію та побудовано Карту стейкхолдерів, яка дозволить візуалізувати картину взаємозв'язків стейкхолдерів.

Створення карти має відбуватись у 4 етапи у наступному порядку;

- ідентифікація – окреслення актуальних груп стейкхолдерів;
- аналіз – дослідження впливу та інтересів стейкхолдерів;
- візуалізація – візуальна ілюстрація взаємодії зі стейкхолдерами;
- пріоритезація – вибір ключових стейкхолдерів, які найкраще відповідали б істотним питанням, визначеним на попередньому етапі.

З метою відображення взаємозв'язків стейкхолдерів на Kartі має бути видокремлено три концентричних області, в яких розміщено всіх зацікавлених осіб інноваційного проекту за можливостями впливу на них ініціатора проекту. Область внутрішніх стейкхолдерів – область повноважень/відповідальності ініціатора. Внутрішні зацікавлені сторони знаходяться в прямій підлеглих ініціатора, що дозволяє використовувати досить прості методи адміністрування проекту.

Залежні зацікавлені сторони формально ініціатору проекту не підлеглі, проте тісні ділові стосунки потребують на пошук взаємовигідних рішень та компромісів. На периферії ж знаходяться зовнішні зацікавлені сторони. Це область стейкхолдерів опосередкованого впливу на успішність реалізації інноваційного проекту. Карту стейкхолдерів подано на рисунку 5.1



Рисунок 5.1 – Карта стейкхолдерів

Визначимо витрати на оплату праці з урахуванням балансу робочого часу одного працівника. Витрати за цією статтею складаються із планового фонду зарплати усіх категорій працівників, які задіяні у проведенні досліджень (табл. 5.6).

Розрахунок вартості матеріалів. До цієї статті належать витрати на придбання основних матеріалів для проведення дослідження, а також для виготовлення макетів та дослідних зразків (табл. 5.7).

Таблиця 5.6 – Склад, чисельність та фонд заробітної плати

Посада	Кількість осіб	Посадовий оклад, грн.	Преміальний відсоток до окладу, %	Сума премій, грн.	Місячна заробітна плата, грн.	Річний фонд оплати праці, грн.	ЄСВ, грн.
1	2	3	4	5	6	7	8
Науковий керівник	1	25000	20	5000	30000	360000	79200
Старший науковий співробітник	1	20000	20	4000	24000	288000	63360
Молодший науковий співробітник	1	15000	20	3000	18000	216000	47520
Лаборант	2	12000	20	2400	(14400) 288000	345600	76032
Разом	5	84000	—	16800	100800	1209600	266112

Таблиця 5.7 – Розрахунок матеріальних витрат

Матеріальні витрати	Обсяг сировини	Ціна за одиницю, грн.	Сума, грн.
1	2	3	4
Папір	10 блоків	120	1200
Ручка	50 одиниць	20	1000
Олівець	50 одиниць	10	500
Зразки	200 кг	600	120000

Реактиви	10 кг	120	1200
Змінні лінзи	10 одиниць	3200	32000
Тара зразків	15 одиниць	50	750
Разом	—	—	48700

Розрахунок вартості спожитих послуг. До цієї статті належать витрати на електропостачання, водопостачання тощо (табл. 5.8).

Таблиця 5.8 – Розрахунок вартості спожитих послуг

Вид послуг	Обсяг послуг	Тарифи	Сума, грн.
1	2	3	4
Електропостачання	5000 кВт	2,64 грн./ кВт	13200
Водопостачання	50 м ³	25 грн./м ³	1250
Теплопостачання	3,42 Гкал	1380 грн./Гкал	4720
Охоронна система	1	5000 грн.	5000
Утилізація реактивів	20 кг	50 грн./кг	1000
Разом	—	—	25170

Визначимо річну суму амортизації з урахуванням первісної вартості основних засобів та норми амортизації при терміні експлуатації у 5 років (табл. 5.9).

Таблиця 5.9 – Розрахунок амортизації

Група основних засобів	Кількість	Первісна вартість ОЗ, грн.	Вартість обладнання, грн.	Річні амортизаційні відрахування, грн.	Витрати на поточний ремонт, грн.
1	2	3	4	5	6
Металографічний	1	650000	650000	130000	13000

мікроскоп					
Електронний Мікроскоп «Тесла BS-540»	1	1200000	1200000	240000	24000
Прилад для контролю хімічного складу сталей	1	1650000	1650000	330000	33000
Твердомір ТК-2	1	20000	20000	4000	400
Установка для циклічного стиснення	1	2000000	2000000	400000	40000
Комп'ютер	2	25000	50000	10000	1000
Принтер	1	15000	15000	3000	300
Разом	—	5560000	5560000	1117000	111700

В таблиці 5.10 наведемо кошторис витрат на проведення науково-дослідницьких робіт.

Таблиця 5.10 – Кошторис витрат

Калькуляційні статті	Витрати, грн.
Фонд заробітної плати, рік	1209600
ЄСВ, рік	266112
Матеріальні витрати, рік	48700
Вартість спожитих послуг, рік	25170
Амортизація обладнання, рік	1117000
Поточний ремонт, рік	111700
Виробнича собівартість	1999970
Адміністративні витрати, 50%	604800

Інші витрати, 80%	967680
Повна собівартість	2967650

Таблиця 5.11 – Склад штампових сталей

Марочне позначення сталі	Масова частка легувальних елементів, %						
	C	Cr	Ni	Mn	V	Mo	W
4X3H3Г7M7Ф	0,37-0,45	2,65- 3,55	2,53- 3,45	6,05- 7,45	1,15- 1,75	6,25- 7,15-	-
5X3B3MФ (ДИ23)	0,5	3,0	-	0,3- 0,58	1,0	1,0	3,0

Таблиця 5.12 - Орієнтовна ціна матеріалів для виготовлення сталей

Назва матеріалу	Ціна, грн/кг	Вміст % 5X3B3MФ	Ціна 1 кг 5X3B3MФ	Вміст % 4X3H3Г7M7Ф	Ціна 1 кг 4X3H3Г7M7Ф
1	2	3	4	5	6
Нікель Ni	1600	-	-	3,0	48
Хром Cr	1800	3,0	54	3,0	54
Молібден Mo	3000	1,0	30	7,0	210
Кремінець Si	250	0,3	0,75	0,45	1,125
Магній Mn	40	0,45	0,18	9,0	3,6
Ванадій V	4000	1,5	60	1,5	60
Вольфрам W	3000	3,0	90	-	-
Вуглець C	70	0,5	0,35	0,4	0,28
Лег. частини	—	9,75	235,28	24,45	377,01
Домішки	—	0,55	—	0,55	—
Залізо FeO	6*	89,7	5,38*	75	4,5*
Разом		100%	240,66	100%	381,61
Примітка: *- з урахуванням кошторису переплавленого металобрухту.					

Приймаємо припущення що кошторис виплавлення наведених сталей

однаковий. Розрахункова вартість одного кілограму легувальних матеріалів (C_1) для промислової сталі марки 4X3H3Г7M7Ф становить:

$$C_1 = 381,61 \text{ грн.}$$

Розрахункова вартість одного кілограму легувальних матеріалів (C_2) для промислової серійної сталі марки 5X3B3MФ становить:

$$C_2 = 240,66 \text{ грн.}$$

Збільшення собівартості матеріалів (ΔC) сталі 5X3B3MФ в порівнянні з вартістю матеріалів сталі 4X3H3Г7M7Ф становить:

$$\Delta C = (C_1 - C_2) / C_2$$

Розрахуємо збільшення собівартості:

$$\Delta C = (381,61 - 240,66) / 240,66 = 0,586 = 58,6\%$$

Вартість деталей складається з сумарної вартості сталі, яка враховує: лиття; технологічні операції по усуненні ливарних дефектів (пори, мікротріщини та ін.); термічну обробку; механічну обробку; контрольні операції та ін. При цьому, питома вага обробки (r) в ціні готової деталі становить:

$$r = 15\%$$

Таким чином, враховуючи змінення вартості сталі (ΔC), коефіцієнт вартості ($k_{ЗВ}$) легованої сталі і її питому вагу (r) в готовій деталі, збільшення собівартості складає:

$$\Delta C = C_2 \cdot r \cdot k_{ЗВ};$$

$$\Delta C = C_2 \cdot 0,15 \cdot 1,586 = 0,238 C_2,$$

де C_2 – собівартість готової деталі зі сталі 5X3B3MФ.

Отже, собівартість (C_2) виробу, виготовленого зі сталі 4X3H3Г7M7Ф становить:

$$C_1 = C_2 + \Delta C;$$

$$C_1 = C_2 + 0,238 \cdot C_2 = (1 + 0,238) \cdot C_2 = 1,238 \cdot C_2;$$

$$C_1 = 1,238 \cdot C_2.$$

З розрахунків видно, що собівартість (C_2) одного виробу, виготовленого з розробленої сталі 4X3H3Г7M7Ф на 24% вище собівартості (C_1) виробу, виготовленого з промислової сталі 5X3B3MФ.

Вартість з таблиці 5.12 виготовлення одного кілограму оснащення зі сталі 4X3H3Г7M7Ф розробленого з відсутнім вмістом вольфраму, незважаючи на наявність підвищеного вмісту ванадію та молібдену, складає 381,61 гривень, відмінно від вартості виготовлення одного кілограму оснащення зі сталі 5X3B3MФ – 240,66 гривень.

Розглянемо те, що розроблена сталь 4X3H3Г7M7Ф по використаним матеріалам коштує в 1,24 разів дорожче ніж сталь 5X3B3MФ, вона має у 5 разів більшу стійкість (без урахування того, що зменшується виконання операцій з механічної обробки штамів, їх контролю (час виготовлення), відрахування на додаткову заробітну платню працівників, використання енергетичних і матеріальних ресурсів та пов'язаних з ними витрат) з підвищенням економічного ефекту тільки за рахунок кошторису використаних матеріалів по виготовленню штамів буде складати:

$$E = (n_1 \cdot C_1 - n_2 \cdot C_2) / C_2,$$

де n_1 – кількість виготовляємих штамів із використовуваного матеріалу, шт.;

n_2 – кількість виготовляємих штамів із розробленого матеріалу, шт.;

C_1 – кошторис раніше використовуваного матеріалу, грн.;

C_2 – кошторис розробленого нового матеріалу, грн.;

$$E = (5 \cdot 240,66 - 1 \cdot 381,61) / 381,61 = 2,15 \text{ разів, тобто } 215\% / \text{кг.}$$

У ряді випадків при поліпшені якості продукції її собівартість зростає, а ціна залишається незмінною, хоча збільшується термін служби нового виробу. У такому випадку річний економічний ефект може бути розрахований за формулою:

$$E_r = (C_c - C_n * T_c / T_n) * N, \text{ грн., де}$$

де C_c , C_n – собівартість одиниці старого та нового виробу, грн.;

T_c , T_n – термін служби старого та нового виробу;

N – річний випуск виробів, шт.

В результаті використання легованої штампової сталі 4Х3НЗГ7М7Ф з підвищеним опором зминанню при гарячому пресуванні ми збільшуємо термін служби нового штампу в 5 разів. Гарантійний ресурс штампа збільшується з 10000000 ударів до 50000000 ударів, а собівартість залишається незмінною.

Річний економічний ефект використання одного штампа при його середній коштовності 70000 грн. для виготовлення 1000 деталей буде складати:

$$E_r = (70000 - 70000 * 10000000 / 50000000) * 1000 = 56000000,0 \text{ грн.}$$

Науково-технічна продукція користується попитом, оскільки вона безпосередньо пов'язана, з одного боку, з вдосконаленням і розвитком діючих виробництв з метою підвищення їх технічного рівня та економічної ефективності, а з іншого боку, з оновленням випускної продукції, з налагодженням виробництва нових конкурентно-спроможних виробів.

При розробці науково-дослідної роботи були послідовно проаналізовані: зміст ідеї, що пропонується, можливі напрямки застосування ідеї та основні вигоди для споживачів; характеристики потенційного ринку; потенційні групи клієнтів, їх характеристики, орієнтований перелік вимог до товару; середовище реалізації інноваційного проекту; цільові групи потенційних споживачів. Виконана ідентифікація та пріоритизація стейкхолдерів з побудовою карти стейкхолдерів.

При розрахунку витрат на науково-дослідну роботу було враховано кількість усіх основних матеріалів; допоміжних матеріалів; вартості спожитих послуг; спеціальне устаткування; металографічні дослідження та випробування, а також на заробітну плату для працівників.

Згідно з даними розрахунків, що актуальні на момент написання дипломної роботи магістра, було встановлено цінність матеріалів використаних в дослідженні (основних і допоміжних) та інших витрат та розраховано загальну вартість витрат в ході проведення науково-дослідної роботи, що в підсумку становить 2967650 грн., а при виготовленні партій деталей у кількості 1000 одиниць, річний економічний ефект може складати 56000000,0 грн.

ВИСНОВКИ

1. Розглянуто особливості характеристик сталей з РАПЕ 4Х3НЗГ7М7Ф та 6Х3НЗГ7МФЗ, обраних для досліджень.

2. Встановлено, що криві температурних залежностей числа скручувань при випробуванні на кручення та ударної в'язкості сталі з РАПЕ мають максимум в області температур 1150 - 1175 °С, що свідчить про недоцільність більш високого нагріву досліджуваних сталей при гарячій обробці тиском. Нижня границя нагріву повинна бути не менше 900 °С.

3. Обґрунтована необхідність зменшення твердості сталей 4Х3НЗГ7М7Ф та 6Х3НЗГ7МФЗ для задовільної обробки різанням, оскільки після кування та повільного охолодження вони мають твердість близько 44 HRC, що забагато для такої обробки.

4. Показано, що при зміні температур відпалу досліджуваних сталей в межах 500 - 830 °С (в області A_{c1} - A_{c3}) відповідні залежності твердості мають вигляд кривих з мінімумом (при 33 - 35 HRC) в області температур 680 °С для сталі 4Х3НЗГ7М7Ф та 630 °С для сталі 6Х3НЗГ7МФЗ. Зростання твердості праворуч мінімуму пояснено збільшенням частки аустенітної складової по мірі наближення до температури A_{c3} і, відповідно, утворенням бейнітно-мартенситної структури при охолодженні.

5. При подвійному відпалі твердість після першого відпалу (800 – 900 °С, тобто вище A_{c3}) знаходиться в межах 39-41 HRC, а після другого відпалу (500 – 830 °С) має мінімальні значення при тих же температурах, що і у випадку одинарного відпалу.

6. Охолодження після відпалу з піччю порівняно з охолодженням на повітрі та при зростанні тривалості часу відпалу в межах 2 - 6 годин забезпечує в усіх випадках меншу твердість.

7. Для отримання найменших значень твердості сталь 4Х3НЗГ7М7Ф рекомендовано піддавати відпалу за режимом 680 °С, 6 годин, охолодження з

піччю (33 HRC), а сталь 6ХЗНЗГ7МФЗ - 900 °С, 2 години, охолодження з піччю + 680 °С, 2 години, охолодження з піччю 900 °С, 2 години, охолодження з піччю + 680 °С, 2 години, охолодження з піччю (34 HRC), або 630 °С, 6 годин, охолодження з піччю (35 HRC).

8. Розглянуто питання охорони праці та безпеки у надзвичайних ситуаціях.

9. Оцінена економічна ефективність виконаних досліджень.

ПЕРЕЛІК ДЖЕРЕЛ ПОСИЛАНЬ

1. Сологуб М. А. Технологія конструкційних матеріалів: підручник / М. А. Сологуб, І. О. Рожецький, О. І. Некоз. – Київ : Вища школа, 2002. – 374 с.
2. Дзугутов М. Я. Пластическая деформация высоколегированных сталей и сплавов/ М.Я. Дзугутов. – М. : Металлургия, 1977. – 480 с.
3. Кузін О. А. Металознавство та термічна обробка металів / О. А. Кузін, Р. К. Яцюк : підручник. - Київ : Афіша, 2002. - 304 с.
4. Черненко В. Металознавство. / В. Черненко, О. Бялік, В. Писаренко, Ю. Москаленко. - Київ: Політехніка, 2018. - 384 с.
5. Таран Ю.М. Металознавство і термічна обробка металів і сплавів / Ю.М. Таран, Є.П. Калінушкін та інші. – Дніпропетровськ. : Дніпрокнига, 2002.– 360с.
6. Озерский А. Д., Кругляков А. А. Штамповые стали с регулируемым аустенитным превращением при эксплуатации. Л.: ЛДНТП, 1988. 28 с.
7. Гарнець В. А. Конструкційне матеріалознавство / В. А. Гарнець, В. К. Коваленко. - Київ : Либідь, 2003. - 384 с.
8. Перепьолкіна М.В. Вибір ефективного легування нових штампових сталей з аустенітним перетворенням при експлуатації / М.В. Перепьолкіна, В.Я. Грабовський// - Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. - 2016.- №1.- С. 11-15.
9. Грабовський В.Я. До здатності дисперсійного твердіння нової штампової сталі з регульованим аустенітним перетворенням / В.Я. Грабовський, О.В. Лисиця Металознавство та обробка металів. - 2023. № 3. С.9-11.
10. Грабовський В.Я. Дослідження характеристик різних рівней легування нової штампової сталі з РАПЕ та дисперсійним зміцненням. [Електронний ресурс] / В.Я. Грабовський //Тиждень науки: щоріч. наук - практ. конф., 19-23 квітня 2022 р.: тези доп. / Редкол.: В.В. Наумик (відпов. ред.) Електрон. дані.- Запоріжжя : ЗНТУ, 2022. – С . 273-274.

11. Грабовський В.Я. Особливості структури та властивостей штампової сталі аустенітно-мартенситного класу / В.Я. Грабовський, О.П. Колісник, А.Е. Островська // Металознавство та обробка металів. – 2008. № 1. С. 35-38.
12. Ярмошенко Д.В., Грабовський В.Я. «Визначення режиму відпалу нової штампової сталі 4ХЗНЗГ7М7Ф з регульованим аустенітним перетворенням при експлуатації та дисперсійним твердінням» [Електронний ресурс]/ Д.В. Ярмошенко, В.Я. Грабовський //Тиждень науки: щоріч. наук - практ. конф., 19 -21 квітня 2023 р.: тези доп. / Редкол.: В.В. Наумик (відпов. ред.) Електрон. дані.- Запоріжжя : ЗНТУ, 2023. - С. 264-265.
13. Єршов С.В. Методичні вказівки до практичних робіт з дисциплін "Фізичні процеси при пластичній деформації металів" та "Фізичні процеси руйнуванні металів" для студентів спеціальності 136 «Металургія». / С.В. Єршов., С.Ю. Гаврилін. - Кам'янське: ДДТУ, 2016. - 59 с
14. Дяченко С.С. Фізичні основи міцності та пластичності металів: навч. посібник / С.С. Дяченко. – Харків: ХНАДУ, 2003. – 226 с.
15. ДСТУ EN ISO 6508-1:2013 (EN ISO 6508-1:2005, IDT) Металеві матеріали. Визначення твердості за роквеллом. – Київ: Держспоживстандарт України, 2007. – 21 с.