

СХІДНОУКРАЇНСЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ УНІВЕРСИТЕТ  
імені ВОЛОДИМИРА ДАЛЯ

Факультет інженерії

Кафедра Машинознавства та обладнання промислових підприємств

ПОЯСНЮВАЛЬНА ЗАПИСКА  
до магістерської роботи

освітньо-кваліфікаційного рівня *магістр*

спеціальності *131 прикладна механіка*  
спеціалізації - *технології машинобудування*

на тему «Удосконалення технології виготовлення штампів для гарячої деформації за рахунок підбору режимів термообробки штампової сталі»

Виконав: студент групи ТМ-16дм

Топчий Д.С.  
(прізвище, та ініціали)

\_\_\_\_\_ (підпис)

Керівник Сергієнко О.В.  
(прізвище та ініціали)

\_\_\_\_\_ (підпис)

Завідувач кафедри Архипов О.Г.  
(прізвище та ініціали)

\_\_\_\_\_ (підпис)

Рецензент Шевченко О.В.  
(прізвище та ініціали)

\_\_\_\_\_ (підпис)

СХІДНОУКРАЇНСЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ УНІВЕРСИТЕТ  
імені ВОЛОДИМИРА ДАЛЯ

Факультет *Інженерії*  
Кафедра *Машинознавства та обладнання промислових підприємств*  
Освітньо-кваліфікаційний рівень *магістр*  
Спеціальність *131 Прикладна механіка*  
Спеціалізація *Технології машинобудування*

ЗАТВЕРДЖУЮ  
Завідувач кафедри МОПП

\_\_\_\_\_ д.т.н., проф. *Архипов О.Г.*  
16 березня 2018 р.

ЗАВДАННЯ

НА МАГІСТЕРСЬКУ РОБОТУ

*Топчий Дмитро Сергійович*

виконавець

1. Тема проекту *Удосконалення технології виготовлення штампів для гарячої деформації за рахунок підбору режимів термообробки штампової сталі.*

Керівник проекту (роботи) *к.т.н., доц. Сергієнко О.В.*

затверджені наказом вищого навчального закладу від *13 березня 2018 року № 62/78-02*

2. Строк подання студентом проекту (роботи) *01.06.2018 р.*

3. Вихідні дані до проекту (роботи) *у відповідності до наукового напрямку роботи кафедри МОПП «Ресурсозберігаючі технології обробки металів»*

---

4. Зміст розрахунково-пояснювальної записки (перелік питань, які потрібно розробити)  
*Вступ. Аналітичний огляд. Мета та задачі досліджень. Методика дослідження. Експериментальна частина. Обробка результатів експериментів. Охорона праці та техніка безпеки при проведенні науково-дослідних робіт. Висновки та рекомендації.*

---

---

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

*5.1. Вплив легуючих елементів на структуру та властивості штампових сталей – 1 аркуш формату А1.*

*5.2. Вплив термічної обробки на властивості штампових сталей – 1 аркуш формату А1.*

*5.3. Методика дослідження - 1÷2 аркуша формату А1.*

*5.4. Графіки (або інший ілюстраційний матеріал) за результатами досліджень - 1÷4 аркуша формату А1.*

---

6. Консультанти розділів проекту (роботи)

7. Дата видачі завдання 16.03.2018 р.

КАЛЕНДАРНИЙ ПЛАН

| № з/п | Назва етапів дипломного проектування  | Строк виконання етапів | Примітка   |
|-------|---|------------------------|--|
| 1.    | <i>Аналітичний огляд</i>  | <i>18.03.2018 р.</i>   |  |
| 2.    | <i>Мета та задачі досліджень</i>  | <i>22.03.2018 р.</i>   |  |
| 3.    | <i>Методика дослідження</i>   | <i>15.04.2018 р.</i>   |  |
| 4.    | <i>Експериментальна частина</i>   | <i>10.05.2018 р.</i>   |  |
| 5.    | <i>Обробка результатів експериментів</i>  | <i>18.05.2018 р.</i>   |  |
| 6.    | <i>Охорона праці та техніка безпеки при проведенні науково-дослідних робіт</i>              | <i>22.05.2018 р.</i>   |  |
| 7.    | <i>Висновки та рекомендації</i>   | <i>25.05.2018 р.</i>   |  |
|       | <i>Графічний матеріал:</i>  | <i>29.05.2018 р.</i>   | <i>Графічний матеріал виконується поетапно під час проробки розділів поз.3÷7</i> |
|       | <i>Вплив легуючих елементів та температури на структуру та властивості штампових сталей</i> |                        |  |
|       | <i>Методика дослідження</i>   |                        |  |
|       | <i>Графіки ( або інший ілюстраційний матеріал)</i>  |                        |  |

Студент \_\_\_\_\_ *Топчий Д.С.*  
(підпис) (прізвище та ініціали)

Керівник проекту (роботи) \_\_\_\_\_ *Сергієнко О.В.*  
(підпис) (прізвище та ініціали)

## РЕФЕРАТ

Магістерська робота на тему:

### **Удосконалення технології виготовлення штампів для гарячої деформації за рахунок підбору режимів термообробки штампової сталі**

Пояснювальна записка містить: сторінок – 82, ілюстрацій – 34, таблиць – 24, посилань – 28, графічного матеріалу – 16 аркушів формату А4.

Об'єкт дослідження – технологічний процес термічної обробки штампової сталі для виготовлення штампів для гарячої деформації.

Метою даної магістерської роботи є удосконалення технології виготовлення штампів для гарячої деформації за рахунок підбору режимів термообробки штампової сталі.

У першому розділі досліджено вплив легуючих компонентів та термічної обробки на властивості і структуру штампової сталі.

У другому розділі обґрунтовано вибір напрямку та методів дослідження.

У третьому розділі виконано експериментальні дослідження щодо впливу температури та різних режимів термічної обробки на структуру та властивості обраної штампової сталі.

В останньому розділі розглянуто вимоги охорони праці та техніки безпеки при проведенні науково-дослідних робіт.

Методи дослідження – аналітично-чисельний метод, оптична мікроскопія, повний факторний експеримент, методи математичної статистики.

**Ключові слова:** штамп, штампова сталь, технологія виготовлення, гартування, відпуск, мартенсит, залишковий аустеніт, твердість, апроксимація, експериментальне дослідження.

## **Зміст пояснювальної записки магістерської роботи**

**Тема:** Удосконалення технології виготовлення штампів для гарячої деформації за рахунок підбору режимів термообробки штампової сталі.

**Виконавець роботи:** Топчий Д. С.

|  |           |
|--|-----------|
| <b>ВСТУП</b>   | <b>7</b>  |
| <b>1 Аналіз впливу легуючих компонентів та термічної обробки на структуру та властивості штампових сталей.....</b> | <b>9</b>  |
| 1.1 Вплив легуючих елементів на структуру та властивості штампових сталей.....                                     | 9         |
| 1.1.1 Вплив хрому.....   | 9         |
| 1.1.2 Вплив вольфраму і молібдену.....   | 12        |
| 1.1.3 Вплив ванадія.....   | 14        |
| 1.1.4 Вплив кремнію і кобальту.....  | 15        |
| 1.1.5 Вплив нікелю та марганцю.....  | 16        |
| 1.2 Термічна обробка штампових сталей для гарячого деформування.....   | 18        |
| 1.2.1 Попередня обробка.....   | 20        |
| 1.2.2 Сталі в стані поставки.....  | 22        |
| 1.2.3 Режимы загартування і відпуску.....  | 23        |
| 1.3 Вплив термічної обробки на властивості штампових сталей....  | 25        |
| 1.4 Патентний пошук.....   | 30        |
| 1.5 Мета та задачі дослідження.....  | 32        |
| <b>2 Вибір напрямку і методів дослідження.....</b>   | <b>34</b> |
| 2.1 Матеріал і обробка.....  | 34        |
| 2.2 Методи експерименту.....   | 35        |
| 2.2.1 Виявлення мікроструктури.....  | 35        |
| 2.2.2 Методика вимірювання твердості на приладі Роквелла....   | 36        |
| 2.2.3 Методика вимірювання мікротвердості.....   | 36        |
| 2.2.4 Методика визначення глибини знеуглецьованого шару...   | 38        |
| 2.2.5 Виявлення і визначення величини аустенітного зерна.....  | 38        |

|          |   |           |
|----------|---|-----------|
| 2.2.6    | Визначення зносостійкості.....  | 41        |
| 2.2.7    | Вивчення карбідної фази.....  | 42        |
| 2.2.8    | Визначення кількісного співвідношення структурних складових в сплавi.....           | 44        |
| 2.2.9    | Методика обробки результатів експериментальних досліджень.....                      | 44        |
| <b>3</b> | <b>Експериментальна частина.....</b>  | <b>47</b> |
| 3.1      | Вплив температури гартування на структуру і твердість сталі 4X5MФ1С.....            | 47        |
| 3.2      | Вплив температури відпуску на твердість сталі 4X5MФ1С.....                          | 49        |
| 3.3      | Вплив режиму термічної обробки на карбідну фазу.....                                | 51        |
| 3.3.1    | Вплив температури гарту на карбідну фазу.....                                       | 52        |
| 3.3.2    | Визначення об'ємної частки карбідних включень.....                                  | 55        |
| 3.3.3    | Будова карбідних фаз.....   | 56        |
| 3.4      | Вплив температури гартування на глибину знеуглецьованого шару.....                  | 57        |
| 3.5      | Вплив температури гартування на аустенітне зерно.....                               | 61        |
| 3.6      | Вплив температури відпуску на зносостійкість.....                                   | 67        |
| <b>4</b> | <b>Охорона праці та техніка безпеки при проведенні науково-дослідних робіт.....</b> | <b>71</b> |
| 4.1      | Загальні заходи щодо безпеки життєдіяльності.....                                   | 71        |
| 4.2      | Заходи безпеки при проведенні технологічних процесів термообробки металів.....      | 75        |
|          | <b>ВИСНОВКИ.....</b>  | <b>77</b> |
|          | <b>ВИКОРИСТАНА ЛІТЕРАТУРА.....</b>  | <b>79</b> |
|          | <b>ДОДАТКИ</b>  | <b>82</b> |

## ВСТУП

Для обробки металів тиском застосовують інструменти - штампи, пуансони, ролики, валики тощо, що деформують метал. Сталі, що використовуються для виготовлення інструменту такого роду, називають штамповими.

Штампові сталі діляться на дві групи: що деформують метал в холодному стані або в гарячому стані. Умови їх роботи сильно розрізняються між собою.

З огляду на численні і різноманітні вимоги, що пред'являються до штампів в залежності від призначення, для їх виготовлення застосовують сталі різних марок, починаючи від простих вуглецевих і закінчуючи складнолегованими.

Основні вимоги, що пред'являються до штампових сталей для холодного деформування, - високі міцність і зносостійкість. Решта властивостей, зокрема, в'язкість і прожарюваність визначаються умовами роботи, розмірами і формою виробів з них.

Сталі для штампів, що деформують метал в гарячому стані, повинні мати високі механічні властивості при підвищених температурах і витримувати багаторазові нагріви і охолодження без утворення тріщин (сітки розпалу). Крім того, ці сталі повинні мати високу прожарюваність і бути нечутливими до відпускнуї крихкості.

Створення високопродуктивних і стійких в експлуатації інструментів пов'язано, в першу чергу, з проблемою отримання і обробки таких матеріалів, які могли б протистояти жорстким умовам роботи. Високі механічні властивості інструменту і його теплостійкість (красностійкість) досягаються спеціальним легуванням і термічною обробкою. Таким чином, певний інтерес представляє розробка і коригування методів термічної обробки.

У даній роботі були проведені дослідження штампової сталі 4X5MФ1С після різних режимів термічної обробки. Обрана сталь використовується для виготовлення штампів і ножів для гарячої і холодної деформації.

Характерною особливістю сталі 4X5MФ1С є комплексне легування і схильність до дисперсійного тверднення. Високий рівень легування сприятливо

впливає на міцність, прожарюваність, теплостійкість сталі і дає можливість використовувати її для інструментів, що розігріваються в процесі роботи до 600°C. Дисперсійне тверднення забезпечує хороші ріжучі властивості інструменту.

Проведені випробування дозволили виявити оптимальні режими гартування та відпуску, які забезпечують не тільки отримання заданих властивостей інструменту, але і дають певний економічний ефект за рахунок зниження виробничих витрат.



# 1 АНАЛІЗ ВПЛИВУ ЛЕГУЮЧИХ КОМПОНЕНТІВ ТА ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ШТАМПОВИХ СТАЛЕЙ

## 1.1 Вплив легуючих елементів на структуру та властивості штампових сталей

Легування є одним з основних способів впливу на структуру і властивості інструментальних сталей і сприяє підвищенню працездатності інструменту.

Штампові сталі легують такими елементами як хром, вольфрам, молібден, ванадій, кремній і кобальт. В останні роки з'явилися сталі з добавками титану, цирконію, ніобію і ін.

Розглянемо вплив основних легуючих елементів на властивості штампових сталей.

### 1.1.1 Вплив хрому

Хром позитивно впливає на ряд характеристик штампових сталей (прожарюваність, схильність до вторинного тверднення, теплостійкість тощо). У міру підвищення його концентрації в твердому розчині істотно зростає стійкість аустеніту як в перлитній, так і в проміжній областях, якісно змінюється вигляд С-образних кривих.

У хромистих сталях поряд з цементитом утворюється два спеціальних карбідів: гексагональний (трігональну)  $Me_7C_3$  і кубічний  $Me_{23}C_6$  (рис. 1.1). Хром підвищує стійкість цих карбідів проти розчинення при нагріванні і сприятливо впливає на чутливість до перегріву сталей, що містять незначні кількості вольфраму і молібдену. У комплекснолегованих сплавах хром внаслідок підвищення фазового наклепу при загартуванні та безпосередньої участі у формуванні зміцнюючої фази сильно підсилює ефект вторинного твердіння [4].

Хром сприяє збереженню високого опору пластичній деформації при нагріванні до 400-500°C. Межі міцності і плинності складають 80% від їх значень при 20°C. Крім того, хром підвищує стійкість проти окислення при

нагріванні до 600-650°C і проти дії ряду середовищ, що роз'їдають.

При зниженні вмісту хрому з 5 до 3% змінюється склад карбідних фаз; в сталі з 3% хрому присутні карбіди  $Me_3C$  поряд з карбідами  $Me_{23}C_6$  і  $Me_6C$ , що трохи зменшує теплостійкість і межу плинності при температурах вище 400-500°C.

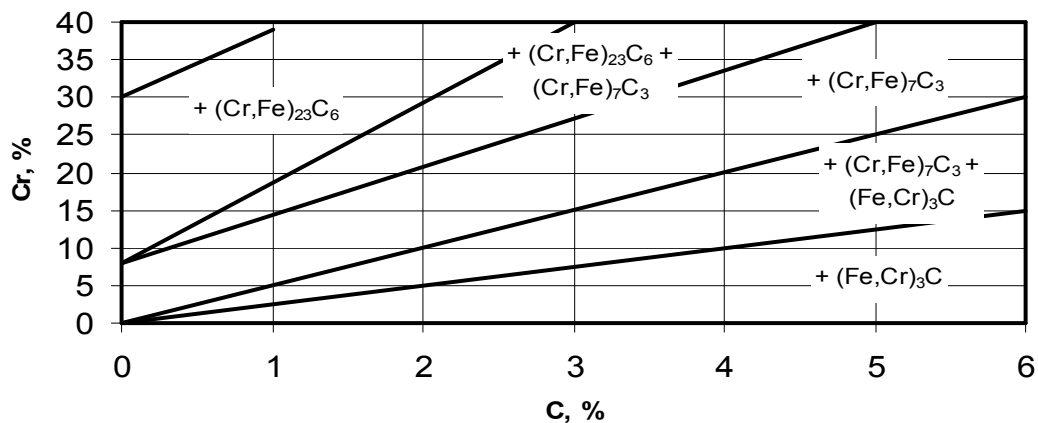


Рисунок 1.1 – Перетин діаграми стану системи Fe – Cr – C при 20°C [5]

Збільшення кількості хрому з 5 до 8% дещо підвищує окалиностійкість, але знижує теплостійкість; твердість не нижче 45HRC у сталі 4X8B2C зберігається при відпусканні до 580°C, а у сталі 4X5B2ФС (з такою ж кількістю вольфраму) - до 600°C. Крім того, через зростання карбідної неоднорідності, неминучого зі збільшенням хрому, знижуються в'язкість і пластичність штампів у великих перетинах.

Найбільш помітний вплив на окалиностійкість, а отже, на зносостійкість хром впливає при вмісті з 2,5 до 3,5–4% (рис. 1.2).

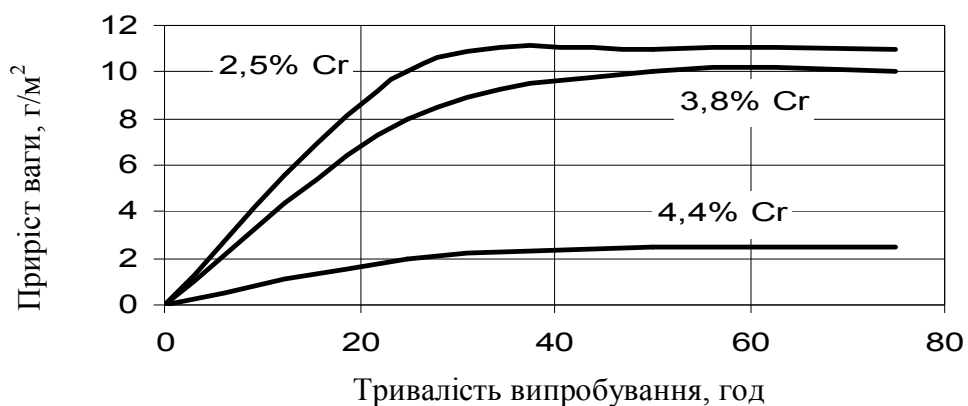


Рисунок 1.2 – Вплив хрому на окалиностійкість при 600°C сталі з 0,4% C; 8%W и 0,5% V [1]

До обмежень використання хрому в якості легуючого елемента відноситься перш за все різке збільшення карбідної неоднорідності при введенні його в кількостях, що перевищують 4-5%. Наявність грубих рядків і залишків сітки первинних карбідів в сталях з 6-12% Cr поряд з труднощами технологічного характеру (зниження пластичності при підвищених температурах, зростання небезпеки локальних оплавлень при нагріванні злитків під деформацію і ін.) істотно знижує їх експлуатаційні властивості. Нерівномірність розподілу «внутрішніх» концентраторів напружень, особливо зростає при термічній обробці внаслідок утворення навколо скупчень карбідів збагачених вуглецем і легуючими елементами зон, призводить до помітного зменшення міцності, пластичності, опору втомної пошкоджуваності і зносостійкості високохромистих сталей в умовах динамічного навантаження.

Слід зазначити, що збільшення вмісту хрому вище 5% поряд з посиленням карбідної неоднорідності викликає також підвищення чутливості до перегріву. Цей недолік властивий сталям, легованим 1-2% W (Mo) і 0,3-0,8% V [1].

У штампових сталях для гарячого деформування необхідне жорстке регламентування вмісту хрому, так як він прискорює їх знеміцнення, починаючи з 2-3%, що пов'язано зі значним зростанням швидкості коалесценції карбідів.

Також хром навіть при відносно низьких концентраціях має значну схильністю до дендритних лікваций, більшу, ніж вольфрам, марганець і кремній. Це може привести до несприятливих структурних змін - посилення карбідної смужчатості, неоднорідності, відхилень від рівноважного фазового складу тощо.

З огляду на вищенаведені фактори, вміст хрому в штампових сталях для холодного деформування обмежують, як правило, 3,5-4,5%; в штампових сталях для гарячого деформування: 4-5% і 2-3% Cr для сталей підвищеної (4X5МФС, 4X4ВМФС) і високої теплостійкості (типу 4X2В5ФМ, 5X3В3МФС) відповідно і 1-2% Cr в сталях помірної теплостійкості і підвищеної в'язкості [4].

### 1.1.2 Вплив вольфраму і молібдену

Підвищення вмісту вольфраму в комплекснолегованих штампових сталях для холодного деформування збільшує їх стійкість проти перегріву, зміщуючи температуру початку інтенсивного росту зерна до 1070-1100°C в сталях типу Х4МФ вже при введенні 2-3% W. Аналогічний ефект при легуванні вольфрамом спостерігається і в сталях для гарячого деформування, що містять не більше 0,5-1% V. В цій групі сталей при подібній зміні хімічного складу відбувається більш помітне зниження твердості після гартування, ніж при збільшенні вмісту молібдену. У сталях підвищеної теплостійкості збільшення концентрації вольфраму з 2 до 3% викликає значне зростання твердості після гартування і величини дійсного зерна аустеніту при нагріванні до 1150-1180°C.

Молібден дещо підвищує стійкість проти перегріву сталей типу 4Х4В2М2ФС, але викликає протилежний вплив на поведінку при нагріванні сплавів з підвищеним вмістом вуглецю (~ 1%, типу Х4В2М2Ф1) [4].

Вольфрам і молібден ефективно підвищують теплостійкість. Теплостійкість зростає найбільш значно при збільшенні вмісту вольфраму до 8% (рис. 1.3).

Вольфрам (і в меншій мірі молібден) затримують коагуляцію карбідів, що виділяються по границям зерен і деяким кристалографічним площинам, і підсилюють дисперсійне твердіння при відпусканні, але при збільшенні їх вмісту погіршується в'язкість. Цей негативний вплив вольфраму значніше його подрібнюючого впливу на зерно. Вольфрам підсилює також карбідну неоднорідність, через що додатково знижуються механічні властивості у великих перетинах.

У сталях з молібденом дисперсійне твердіння настає при більш низьких температурах відпуску, дещо сильніше підвищується вторинна твердість. Карбід, що виділяється, має більшу здатність до коагуляції, внаслідок чого молібденова сталь в порівнянні з вольфрамовою має кращу в'язкість, але трохи меншу теплостійкість. Також молібден пригнічує схильність до відпускнуї крихкості внаслідок сприятливого впливу на стан кордонів зерен. Вміст

молібдену, незважаючи на його ефективний вплив, встановлюють не вище 2,5-2,8%, так як він посилює знеуглецювання [1].

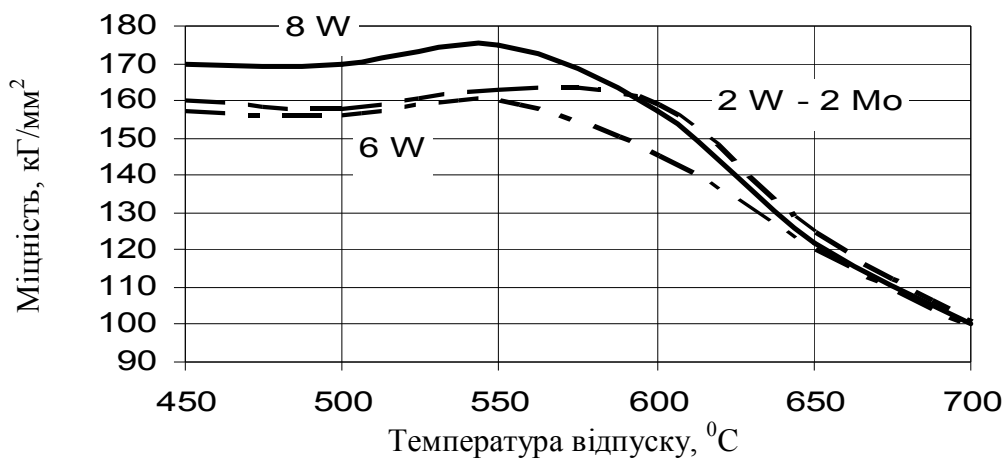


Рисунок 1.3 – Вплив вольфраму на теплостійкість сталі з 0,35% С; 3% Cr; 0,5% V [1]

У штампових сталях для холодного деформування найбільш сприятлива структура і необхідні механічні властивості досягаються при вмісті вольфраму близько 2-3%. Обов'язковою умовою забезпечення підвищеної працездатності подібних сталей є легування молібденом, який при збільшенні його концентрації до 2% підсилює дисперсійне твердіння при відпусканні і підвищує опір зім'яттю; більше 2% Мо сприяють знеуглецюванню сталі, зниженню міцності при вигині і ударній в'язкості.

У штампових сталях для гарячого деформування збільшення концентрації вольфраму підвищує теплостійкість до певних меж. Такими межами є 1,0-2% W в сталях типу 4X4ВМФС і ~ 3% в сталях типу 5X3В3Ф2МС. Зміст молібдену, як правило, становить 1,5-3% [4]. Молібден в цих сталях з замінює вольфрам в співвідношенні 1: 2.

Сталі, в яких молібден замінює більш 2-3% W, мають меншу карбідну неоднорідність. Молібден при заміні 3-4% W (і однаковому ванадії) майже не змінює теплостійкості, внаслідок чого властивості міцності вольфрамомолібденових сталей при нагріванні такі ж, як вольфрамкових [1]. Вибір конкретних співвідношень між вольфрамом і молібденом визначається

умовами експлуатації інструменту і він повинен бути економічно обґрунтований.

### 1.1.3 Вплив ванадію

Ванадій здійснює ефективний вплив на процеси збиральної рекристалізації і істотно зменшує чутливість штампових сталей до перегріву. У відносно невисоколегованих сталях (типу 5ХНМ, 7ХГ2ВМ тощо) його дія виявляється помітною уже при вмісті порядку 0,10-0,30%. Для інших груп сталей, що містять карбіди типу  $M_7C_3$ ,  $M_6C$ ,  $M_{23}C_6$ , потрібна більша кількість ванадію для істотного зсуву температур початку інтенсивного зростання зерна.

На механічні властивості ванадій має неоднозначний вплив. Зменшуючи чутливість до перегріву, при вмісті до 1% він може підвищувати міцність і пластичність високовуглецевих і середньовуглецевих ( $\sim 0,4\%$  С) штампових сталей.

Позитивний вплив ванадію на опір крихкому руйнуванню сплавів типу Х4В2МФ, 17Х6Ф4М після відпуску при 150-350°C зберігається також при легуванні до 2-4% V. Після обробки на первинну твердість (60-62 HRC) такі сталі мають міцність при вигині і ударну в'язкість близько 300-350 і 5-8 кгс $\times$ м/см<sup>2</sup> проти 230-270 і 2-4 кгс $\times$ м/см<sup>2</sup>, для аналогічних сплавів, але з 0,5-1% V. При високотемпературному ( $\geq 500^\circ\text{C}$ ) відпусканні ванадій при підвищеному його вмісті діє в протилежному напрямку, тобто зменшує пластичність штампових сталей як гарячого, так і холодного деформування. Поряд зі збільшенням небезпеки передчасного крихкого руйнування зниження пластичності високованадієвих сталей після обробки на вторинну твердість може призводити також до зменшення зносостійкості в умовах динамічного навантаження через сколювання і мікрОВикришування.

Збільшення вмісту ванадію з 0,4 до 0,8% підсилює дисперсійне твердіння (рис. 1.4) і покращує теплостійкість, але знижує в'язкість. Внаслідок інтенсивного розвитку твердіння, що настає при збільшенні кількості ванадію з 0,35 до 1%, в'язкість знижується з 2,3-2,5 до 1,6-1,8 кг $\times$ м/см<sup>2</sup> при 20°C і з 3,8-4,0 до 3-3,5 кг $\times$ м/см<sup>2</sup> при 650°C. Рекомендуються сталі з 0,5% V (4Х5МС)

застосовувати для роботи при нагріванні до 580-590°C, а з 1% V (4X5B2ФС і типу 4X5МФС) - при нагріванні до 640-650°C [1].

Ванадій, також як і хром, має сильно виражену схильність до дендритної ліквідації, але на відміну від нього ванадій сприятливо впливає на дисперсність і характер розподілу первинних карбідів у високовуглецевих сталях.

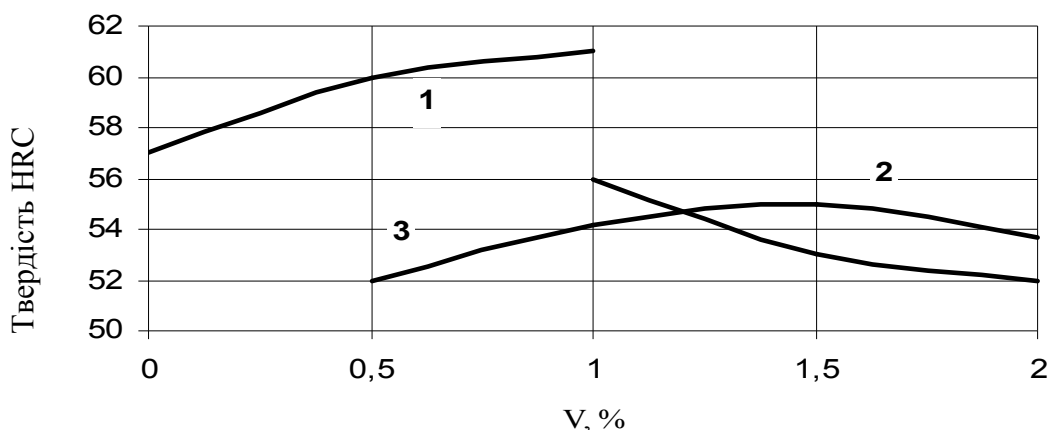


Рисунок 1.4 – Вплив ванадію на максимальний рівень вторинної твердості, що досягається в сталях типу X4B2M1Ф (1), 4X4BMФС (2) і 5X3B3MФС (3) після відпуску при 500-550°C (гартування на зерно № 10)

При введенні до складу сталей 3-4% V спостерігається значне погіршення шліфованості (через присутність дуже твердого карбиду MeC), що обмежує їх широке застосування. Іншим недоліком є знижена окалиностійкість при відпалі і гарячій пластичній деформації [4].

#### 1.1.4 Вплив кремнію і кобальту

Кремній є ферритоутворюючим елементом і «виклинює» область існування  $\gamma$ -заліза в сплавах системи Fe - Si вже при вмісті близько 2%. Аналогічно впливає він на діаграму стану вуглецевих сталей (0,5-1% C), проте в цьому випадку повне завершення  $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення досягається при вмісті 3-5% кремнію.

Не утворюючи в сплавах на основі заліза з'єднань з вуглецем, кремній практично не впливає на тип і склад карбідів в штампових сталях, але викликає їх укрупнення у відпаленому стані.

Кремній і кобальт інтенсифікують процеси карбідоутворення при відпусканні і значно підвищують рівень вторинної твердості. У комплекснолегованих штампових сталях введення цих елементів викликає приріст зміцнення, що не супроводжується істотним збіднінням твердого розчину легуючими елементами, і обумовлений в основному підвищенням дисперсності при старінні карбідів, що виділяються. Однак кремній, що зміщує в сторону більш низьких температур відпуску «пік» вторинної твердості (при вмісті  $\geq 1,5\%$ ), і кобальт, що не змінює практично його положення, збільшують швидкість знеміцнення при високому ( $620-650^{\circ}\text{C}$ ) нагріванні. У зв'язку з цим вміст кремнію в штампових сталях для гарячого деформування обмежують  $0,5-0,8\%$  [4].

Кремній впливає аналогічно хрому на механічні властивості сталі і стійкість до окислення. Кобальт підвищує вторинну твердість і теплостійкість, але не покращує окалиностійкості, необхідної для роботи при високих температурах. Також до недоліків легування кобальтом відноситься схильність штампових сталей до знеуглецювання [1]. Використання кобальту доцільно і виправдано при введенні його в низьковуглецеві сплави ( $0,1-0,2\%$  С) для гарячого деформування з інтерметалідним і комплексним зміцненням.

Необхідно відзначити, що обмеження, пов'язані з негативним впливом розглянутих елементів на теплостійкість практично знімаються для штампових сталей холодного деформування, які нагріваються при експлуатації не вище  $350-450^{\circ}\text{C}$ . Дослідження показали, що легування кремнієм і кобальтом сталей типу Х4В2Ф2М в кількостях до 3-4 і 5% відповідно дозволяє значно підвищити вторинну твердість (до 64-67 HRC), а також опір малим пластичним деформаціям. Однак підвищуючи зазначені властивості дані елементи знижують ударну в'язкість і міцність при вигині, кобальт в цьому напрямку впливає сильніше [4].

### **1.1.5 Вплив нікелю та марганцю**

Легування сталей нікелем і марганцем підвищує прожарюваність. Цим визначається доцільність легування ними штампових сталей, призначених для



виготовлення великогабаритних інструментів. Мало змінюючи чутливість до перегріву і, як наслідок, оптимальні температури гартування, нікель і марганець сильно знижують критичну швидкість охолодження.

Нікель ефективно підвищує пластичність, що дуже важливо для матеріалів, що зазнають вплив динамічних навантажень. Ця його позитивна властивість проявляється, проте, коли придушуються інші (шкідливі) наслідки легування сталі нікелем. До їх числа належить прискорення процесу виділення карбідів по границях. Викликаючи зниження пластичності, цей процес супроводжується також збіднінням твердого розчину карбідоутворюючими елементами і зниженням теплостійкості сталі. Легування нікелем сталі 4Х4ВМФС сприяє прискоренню теплового знеміцнення, а також окрихчуванню при температурах випробувань 20-400°C. Крім того помітно знижується опір термічній втомі. Аналогічним чином впливає додавання в цю сталь марганцю, який додатково збільшує коефіцієнт термічного розширення і погіршує теплопровідність. Таким чином, легування нікелем і марганцем теплостійких сталей для гарячого деформування є недоцільним.

Застосовується легування штампових сталей підвищеної прожарюваності і в'язкості для гарячого деформування нікелем і марганцем в кількостях 1,5-2% і 0,5-1% відповідно.

Введення цих елементів в межах 1,5-2% Mn і 0,5-1,0% Ni вельми доцільно і для мало деформуємих сталей підвищеної в'язкості (типу 7ХГ2ВМ, 7ХГНМ) для холодного деформування.

Марганець і нікель збільшують кількість залишкового аустеніту, але не запобігають його розпаду під впливом напруг, що циклічно змінюються, при експлуатації штампів. Це робить неприпустимим легування даними елементами вториннотвердіючих штампових сталей з високим опором зминанню.

У загальному випадку для інструментальних сталей вміст нікелю і марганцю не повинен перевищувати 0,4%. Припустимо підвищення вмісту нікелю до 0,6-0,8%, тоді трохи зростають міцність і в'язкість ряду сталей [4].

## **1.2 Термічна обробка штампових сталей для гарячого деформування**

Мета остаточної термічної обробки - отримання в готовому інструменті оптимального поєднання основних властивостей: твердості, міцності, зносостійкості, в'язкості і теплостійкості.

Найбільш поширений технологічний процес остаточної термічної обробки інструменту для гарячого деформування складається з гартування і відпуску. Велика розмаїтість умов роботи такого інструменту зумовлює не тільки застосування різних сталей, а й необхідність отримувати в кожному конкретному випадку оптимальне для даних умов поєднання властивостей за рахунок правильного вибору режимів термічної обробки. При цьому в залежності від призначення інструменту можливий вибір різних температур нагрівання під гартування, гартівних середовищ і способів охолодження, температур відпуску. Режими гартування і відпуску не універсальні, а їх слід призначати диференційовано відповідно до умов роботи інструменту.

Зокрема, слід враховувати, що при підвищенні температури нагріву під гартування зростає теплостійкість і прожарюваність штампових сталей, але через укрупнення зерна знижується їх в'язкість. Тому, наприклад, для пресового інструменту, що працює з великим розігрівом, але без значних динамічних навантажень, доцільно підвищувати температуру нагрівання під гартування для отримання більшої теплостійкості.

Разом з тим при виборі режимів гартування і відпуску слід враховувати їх вплив на деформацію інструменту в процесі термічної обробки і можливість подальшої механічної обробки.

Підвищення температури відпуску, як правило, підвищує в'язкість сталі, але знижує її твердість, міцність і зносостійкість. У зв'язку з цим для збереження зносостійкості і твердості сталі температуру відпуску вибирають зниженою, проте не нижче температури розігріву інструменту при експлуатації.

Широке поширення в техніці отримала сталь 5ХНМ, що має високу технологічність, оптимальні механічні властивості, прожарюваність. Також для інструменту невеликих габаритів застосовуються сталі марок 5ХНВ, 5ХГСВФ, 5ХНСВ, 5ХГМ тощо. Для дуже великого інструменту придатні сталі типу

27Х2НМВФ і типу 30Х2НМФ, 30Х2М1ФНЗ. В основному дані марки сталей застосовуються для виготовлення молотових штамів [1].

Таблиця 1.1 – Хімічний склад сталей для гарячого деформування (ГОСТ 5950–73) [1]

| Сталь   | C         | Mn       | Si       | Cr      | Ni      | W       | Mo       | V       |
|---------|-----------|----------|----------|---------|---------|---------|----------|---------|
| 5ХНМ    | 0,5–0,6   | 0,5–0,8  | ≤ 0,35   | 0,5–0,8 | 1,4–1,8 | –       | 0,15–0,3 | –       |
| 5ХНВ    | 0,5–0,6   | 0,5–0,8  | ≤ 0,35   | 0,5–0,8 | 1,4–1,8 | 0,4–0,6 | –        |         |
| 3Х2В8Ф  | 0,3–0,4   | 0,15–0,4 | 0,15–0,4 | 2,2–2,7 | –       | 7,5–8,5 | –        | 0,2–0,5 |
| 4Х5В2ФС | 0,35–0,45 | 0,15–0,4 | 0,8–1,2  | 4,5–5,5 | –       | 1,6–2,2 | –        | 0,6–0,9 |
| 4Х5МФ1С | 0,37–0,44 | 0,15–0,4 | 0,80–1,2 | 4,5–5,5 | –       | –       | 1,2–1,5  | 0,8–1,1 |

Узагальнена технологічна схема обробки інструменту для гарячого деформування з напівтеплостійкої сталі підвищеної в'язкості:

- 1) гаряча пластична деформація (кування);
- 2) відпалювання;
- 3) механічна обробка;
- 4) гартування і відпуск;
- 5) механічна обробка.

Для деформування алюмінієвих сплавів застосовуються сталі з 5% Cr: 4Х5В2ФС і типу 4Х5МС (або 4Х5МФС). При виготовленні матриць великих розмірів застосовують сталі з 3% Cr (типу 4Х3МС), у зв'язку з тим, що вони краще зберігають пластичність в більшому перерізі.

Для деформування мідних сплавів, що виконується при більш високому нагріванні, потрібні сталі підвищеної теплостійкості. Для пуансонів застосовують сталі 3Х2В8Ф і 4Х5В4ФСМ. Рекомендується використовувати також сталь 6Х3В9Ф, що відрізняється високим опором подовжньому вигину і зносу.

Для деформування сталі при ударних навантаженнях і необхідності різкого охолодження, що забезпечує інтенсивний цикл роботи, тобто в умовах, коли потрібна висока разгаростійкість, а нагрів робочого шару не досягає

високих значень, більш придатні сталі 4X5B2ФС і типу 4X5BMC і 4X3MC. Ці сталі застосовні, зокрема, для швидкісного штампування.

Для більш важких температурних умов, а також деформування важкооброблюваних сплавів необхідні сталі підвищеної теплостійкості (3X3B8Ф, 4X3B5M3Ф) [1].

Твердість інструменту і послідовність операцій механічної і термічної обробки визначаються його розмірами, формою і умовами експлуатації.

Штампові сталі для виготовлення ножів і напівгарячого різання повинні зберігати свої властивості в умовах підвищеного зносу при нагріванні і значних динамічних навантаженнях. Для рубки м'яких матеріалів або в разі високого нагріву придатні сталі підвищеної розгаростійкості 4X5B2ФС або типу 4X3BMC, так як вони мають гарну в'язкість при достатній теплостійкості.

Для роботи при дуже високому нагріванні рекомендується сталь підвищеної теплостійкості 4X5B4ФСМ.

Для полегшених умов і при меншому нагріванні можна застосовувати більш дешеву сталь 6ХС або сталь 5ХВ2С [5].

### **1.2.1 Попередня обробка**

#### **ГАРЯЧА ПЛАСТИЧНА ДЕФОРМАЦІЯ**

Знижена деформованість штампових сталей в порівнянні з конструкційними обумовлена їх меншою пластичністю внаслідок більш високого легування твердого розчину, великих кількостей карбідних фаз і ступеня ліквідації при кристалізації.

Температури нагріву під ковку (прокатку) вибирають за умов досягнення найбільш високої пластичності в досить широкому інтервалі температур, що визначається хімічним складом сталі і масою зливка. Температури закінчення пластичної деформації встановлюють з урахуванням того, щоб уникнути утворення тріщин і рванин і підготовки необхідної структури (розміру зерна аустеніту, розподілу і дисперсності надлишкових фаз тощо), що забезпечує високі механічні властивості після остаточної термічної обробки. Для напівтеплостійких сталей підвищеної в'язкості температури початку кування

1150-1180°C, закінчення 850-880°C. Для теплостійких штампових сталей початок кування при 1160-1180°C; кінець кування при 850-925°C [1].

При виконанні кування необхідно домагатися максимально однорідної структури. Найбільш широко застосовуємою схемою кування злитків штампових сталей (на молотах і пресах) є протягування в осьовому напрямку. Така схема деформування дає підвищену анізотропію механічних властивостей, тому рекомендується ряд схем кування, що забезпечують більш рівномірну структуру. До них відносяться: кування злитків в поперечному напрямку, комбіноване кування зі зміною операцій витягування і осадження, кування зі зміною напрямку витягування, всебічне кування. Всебічне кування з осадженням сприяє усуненню дендритної ліквідації.

Для підвищення однорідності структури в більших заготовках з високохромистих, а також високолегованих штампових сталей для гарячого деформування рекомендується кування за наступною схемою: осадження на 1/3 висоти зі зворотним витягуванням до вихідних розмірів; потім 2-4 осадження до розмірів  $H < D$  ( $H$  - висота,  $D$  - діаметр напівфабрикату) з витягуванням в напрямку, перпендикулярному твірній циліндра - напівфабрикату; оформлення остаточних розмірів [4].

Штампові сталі, особливо високолеговані, схильні до утворення термічних тріщин при охолодженні на повітрі. Тому після кування їх охолоджують уповільнено:

- 1) в неопалюваних колодязях або термостатах;
- 2) на повітрі до 700°C, а більш дрібні до 450-500°C, щоб затримати виділення карбідів по границям зерен, а потім в футерованій ямі або в піску. Можна не допускаючи охолодження нижче 700°C і 450°C, поміщати поковки в піч для випалювання або високого відпуску.

#### ЧОРНОВА ТЕРМООБРОБКА

Відпал виконують лише за необхідності подрібнення структури злитків або великих заготовок, мало обтиснутих при пластичній деформації. В інших випадках можна обмежитися високим відпуском, після якого сталь набуває приблизно таку ж структуру, як і після відпалу.

Призначення відпалу (відпуску) - перекристалізація сталі для подрібнення зерна і отримання низької твердості, а також структури зернистого перліту, як найбільш задовольняє подальшої загартуванню. Найбільш доцільно застосовувати ізотермічне віджигання, що включає нагрів до температур, близьких або трохи вище АС1, витримку після прогрівання металу (визначається масою осадження) не менше 2-3 годин, повільне охолодження з піччю до температур трохи нижче Ar1, витримку тривалістю 3-4 години, повільне охолодження до 600-650°C, потім на повітрі. Перевагою ізотермічного відпалу є отримання більш однорідної структури після подальшого гартування, особливо для сталей з невеликим вмістом фази карбіду [4].

Для напівтеплостійких сталей підвищеної в'язкості температури відпалу і високого відпуску складають відповідно 760-800°C і 650-690°C. Дані сталі частіше піддають відпусканню, ніж відпалу, так як переохолоджений аустеніт цих сталей має особливо високу стійкість, а температура його мінімальної стійкості вельми низька. Ці фактори значно збільшують тривалість відпалу, знижують швидкість коагуляції карбідів і тому ускладнюють отримання низької твердості [6].

Вольфрамові сталі для запобігання псуванню теплостійкості краще відпускати, а не відпалювати. Вольфрамомолібденові сталі у великих поковках відпалюють, дрібні поковки раціонально відпускати. Температура відпалу становить приблизно 800-850°C, а температура відпуску 700-780°C [1].

### **1.2.2 Сталі в стані поставки**

За структурною ознакою напівтеплостійкі сталі підвищеної в'язкості - доевтектоїдні або близькі до евтектоїдних (при 0,5-0,55% С). Структура їх після відпалу - пластинчастий перліт з ділянками фериту.

Сталь 5ХНСВ, легована кремнієм, має твердість 217-241 НВ, інші сталі - 197-241НВ [1].

Теплостійкі сталі поставляють після відпалу; вольфрамові - частіше після високого відпуску. Структура - сорбітоподібний перліт. Карбідна неоднорідність спостерігається у вигляді смужчатості, а в перерізі більше 100

мм у вольфрамових сталей можлива карбідна сітка. У структурі не допускається нафталіновий злам.

Твердість після відпалу (високого відпуску), НВ:

4X5B2ФС, 4X2B5ФМ, 4X3B5М3Ф - 180-220;

3X2B8Ф, 4X8B2, 4X5B4ФСМ, типу 3X3B8Ф - 207-255;

сталі з > 8% W або 5% Мо - 228-262.

Знеуглецьований шар не повинен перевищувати норм, вказаних ГОСТ 5959-63. Сталі необхідно перевіряти на відсутність флокенів.

### 1.2.3 Режими гартування і відпуску

Для напівтеплостійких сталей підвищеної в'язкості температура нагрівання під гартування становить 830-870°C залежно від марки сталі з попереднім підігрівом при 600-620°C.

Температури гартування [1]:

- сталь типу 27X2НМВФ, 30X2НМФ.....950–975°C;
- сталь типу 40ХНЗМ.....850–870°C;
- сталь типу 5ХНСВ.....840–860°C;
- сталь типу 5ХНМ, 5ХНВ, 5ХГМ.....820 860°C.

Високий відпуск проводиться для отримання сорбітної структури (температура відпуску 500-600°C, швидкість нагрівання 40-50 град/год). Охолодження після відпуску на повітрі. Інструмент обробляється, як правило, на твердість 35-40 HRC або 40-46 HRC.

Температури нагрівання під гартування і відпуск теплостійких сталей для горячого деформування наведені в табл. 1.2.

При гартуванні важливим завданням є захист від знеуглецювання; оскільки температури гартування - високі. Обов'язкове застосування заходів захисту; найбільш доцільний нагрів в контрольованих атмосферах або в вакуумі.

Після гартування дані сталі рекомендується підстужувати на повітрі до 950-900°C, а потім охолоджувати в маслі.

Операцію відпуску виконують негайно після гартування з метою

попередження тріщин. Як правило, відпуск виконують на твердість 45 HRC в штампових сталях, призначених для висаджування і видавлювання; 48-53 HRC для ножів і напівгарячого різання.

Таблиця 1.2 – Температури гартування і відпуску теплостійких сталей підвищеної в'язкості [1]

| Сталь                             | Гартування                 |                | Температура відпуску, °С, на твердість, HRC |         |
|-----------------------------------|----------------------------|----------------|---|---------|
|                                   | Температура нагрівання, °С | Твердість, HRC | 50  | 45      |
| Сталі підвищеної разгаростійкості |                            |                |   |         |
| 4X5B2ФС                           | 1060–1080                  | 52–54          | 580–590                                     | 610–620 |
| Типу 4X5МС, 4X5ВМС                | 1050–1020                  | 58–60          | 560–570                                     | 600–610 |
| Типу 4X5МФС                       | 1010–1040                  | 52–54          | 580–590                                     | 610–620 |
| 4X8В2                             | 1000–1100                  | 53–56          | 540–550                                     | 580–590 |
| 4X3ВМФС, типу 4X3МС               | 980–1020                   | 53–56          | 400–420                                     | 430–450 |
| 7X3                               | 830–860                    | 59–61          | –   | 480–580 |
| Типу 2X12В3МФ                     | 980–1020                   | 53–55          | 580–600                                     | 610–620 |
| Сталі підвищеної стійкості        |                            |                |   |         |
| 3X2В8Ф                            | 1080–1110                  | 54–56          | 600–610                                     | 640–650 |
| Типу 3X3В8Ф                       | 1130–1150                  | 56–58          | 615–625                                     | 660–670 |
| Типу 4X3В11                       | 1170–1200                  | 56–58          | 630–640                                     | 670–680 |
| Типу 5X3В15, 5X4В18               | 1180–1220                  | 56–58          | 650–660                                     | 680–690 |
| Типу 6X4В9Ф                       | 1080–1100                  | 58–60          | 580–610                                     | 610–620 |
| 4X5В4ФСМ                          | 1060–1070                  | 54–56          | 600–610                                     | 620–630 |
| 4X2В5ФМ                           | 1060–1080                  | 54–56          | 610–620                                     | 630–640 |
| 4X3В5М3Ф                          | 1110–1130                  | 52–54          | 625–635                                     | 670–680 |
| Типу 6X4В6М5, 6X4В2М8 и 3X4М6     | 1130–1150                  | 56–58          | 650–660                                     | 680–690 |

Оскільки при нагріванні для відпуску в структурі зберігається багато аустеніту, доцільне проведення дворазового відпуску. Температура другого відпуску може бути на 10-20°С нижче, а його тривалість на 20-25% менше, ніж першого відпуску. Охолодження після відпуску проводиться на повітрі.



### 1.3 Вплив термічної обробки на властивості штампових сталей

Службові властивості штампового інструменту і його стійкість в значній мірі визначаються відповідним призначенням марки сталі, її термообробкою і умовами експлуатації інструменту.

Гартування проводиться для розчинення значної частини карбідів і отримання високолегованого мартенситу (рис. 1.5). Тому температури гартування - підвищені і обмежуються лише необхідністю зберегти дрібне зерно і достатню в'язкість.

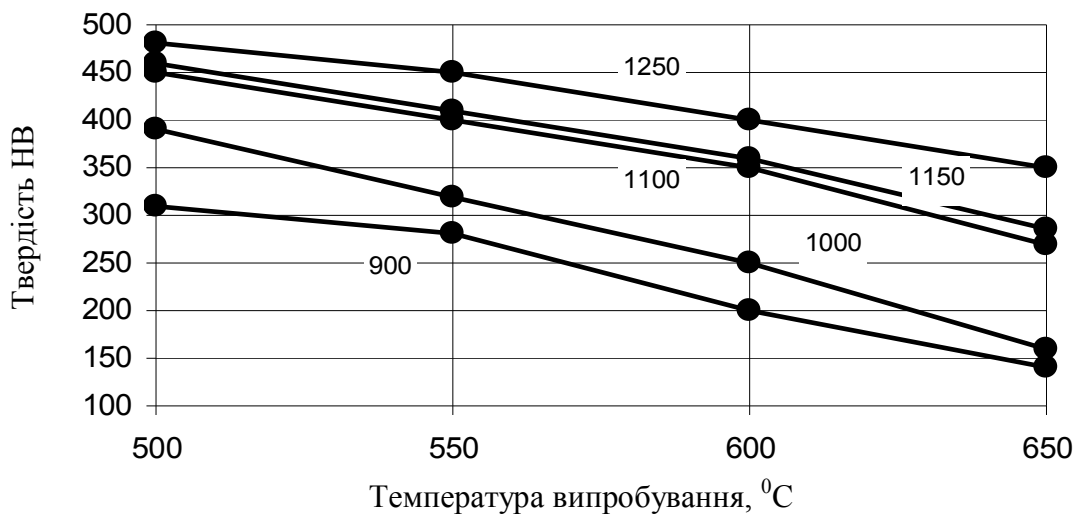


Рисунок 1.5 – Вплив температури гартування на твердість сталі 3X2B8Ф при нагріванні; відпуску 600°C [1]

Наступний відпуск викликає додаткове зміцнення внаслідок твердіння. Для підвищення в'язкості його виконують найчастіше при більш високих температурах на нижчу твердість: 45-52 HRC і трооститну структуру. Сталь отримує менш легований ферит, а коагуляція карбідів, що виділилися при відпусканні протікає повніше.

Теплостійкість штампових сталей визначається складом твердого розчину. Вона зростає з підвищенням температури гартування спочатку значно, коли розчиняється велика частина вторинних карбідів, а потім більш повільно, але при значному зростанні зерна.

Нагрівання до 1100°C створює досить повне насичення аустеніту (мартенситу) та високі властивості. Більший нагрів зайвий; він вже мало покращує теплостійкість, але викликає значне зростання зерна у сталі 3X2B8Ф до балу 8 (при 1150°C) і сильно погіршує в'язкість, пластичність і разгаростійкість.

Зміна твердості і міцності на відміну від теплостійкості характеризується кривою з максимумом (рис. 1.6).

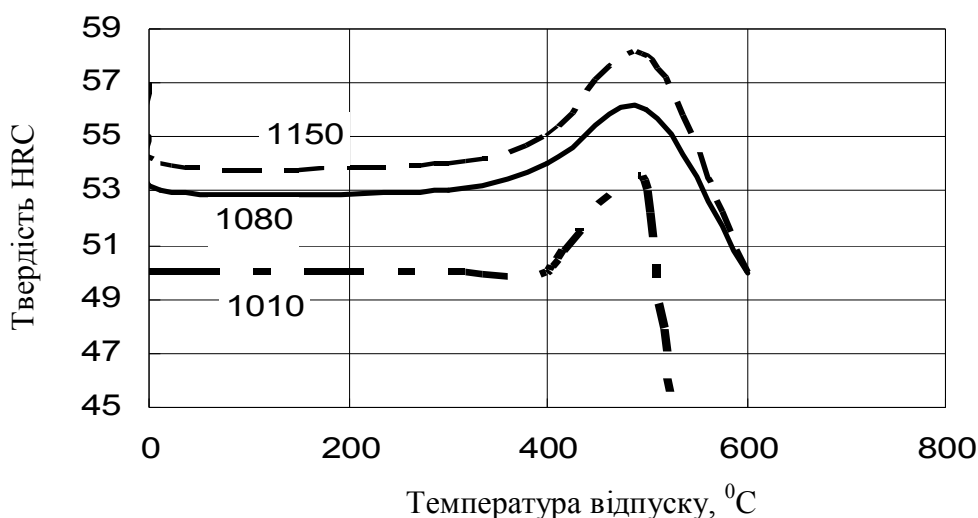


Рисунок 1.6 – Вплив температури гартування сталі типу 4X5MC на твердість

З підвищенням нагрівання в області більш низьких температур вони зростають через розчинення комплексних карбідів (підвищується легування аустеніту і насиченість його вуглецем), а після більш високого нагріву знижуються через зростання зерна і напруг. Однак міцність відпущеної сталі зростає з підвищенням температури гартування завдяки зміцнюючого впливу дисперсних карбідів, що виділяються при відпуску.

Розглянемо вплив температури відпуску. Відпуск при 200-350°C трохи знижує твердість через виділення і коагуляції цементитного карбиду. Відпуск сталі 4X5B2ФС при 530-550°C, а сталі типу 4X5MC при 480-500°C створює вторинну твердість; вона зростає на 0,5-1HRC внаслідок твердіння (рис. 1.7).

При 500-550°C виділяється проміжний карбід типу  $Me_2C$ . Вище 550-600°C

виділяється карбід  $Me_6C$  в сталях з вольфрамом і карбіди  $Me_{23}C$  і  $Me_6C$  в сталях з молібденом. Відпуск вище  $600-625^{\circ}C$  підсилює коагуляцію карбідів.

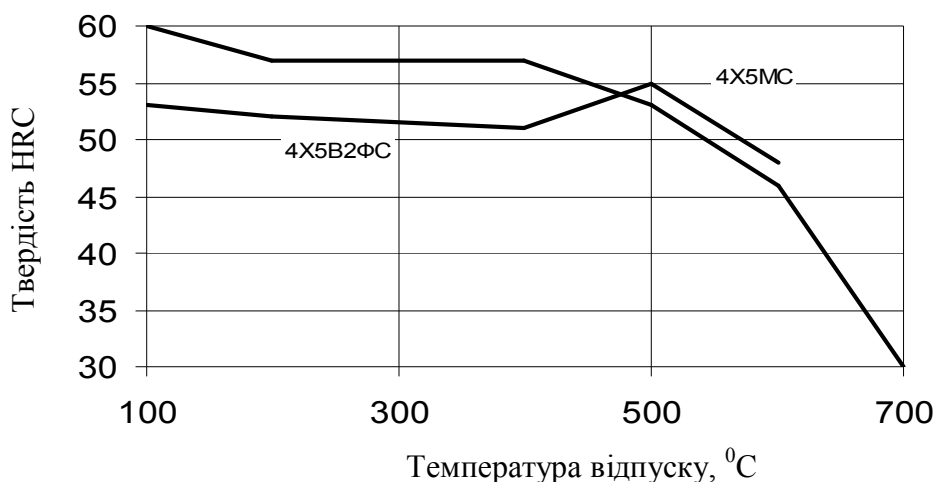


Рисунок 1.7 – Твердість сталей 4X5B2FC і типу 4X5MC в залежності від температури відпуску [4]

Твердість штамів раціонально встановлювати рівній 47-50HRC. При більшій твердості швидше утворюються тріщини розпалу, а при меншій знижується зносостійкість.

Характерний вплив температури гартування на межу плинності відпущеної сталі. З підвищенням нагрівання межа плинності підвищується, що викликано більш повним розвитком твердіння при відпуску. Подальший нагрів знижує межу плинності, так як вплив наступаючого інтенсивного росту зерна стає переважаючим.

Теплостійкі штампові сталі мають межу плинності  $135-165 \text{ кг/мм}^2$  при  $20^{\circ}C$  і  $90-110 \text{ кг/мм}^2$  при  $600-650^{\circ}C$ , що забезпечує достатню формостійкість штампа [1].

В'язкість відпущеної сталі змінюється в залежності від температури гартування подібно міцності, але досягається максимум в'язкості здвинутий до більш низьких температур. Загартування з невисоких температур підвищує в'язкість завдяки розчиненню карбідів, присутніх у відпаленій сталі по границям зерен. При підвищенні температур гартування в'язкість зменшується

через посилення при відпуску твердіння і утворення більш легованого мартенситу.

Дисперсійне твердіння, що проходить при відпуску, знижує в'язкість (рис. 1.8). Штампи необхідно відпускати трохи вище температур розвитку твердіння для підвищення в'язкості і пластичності.

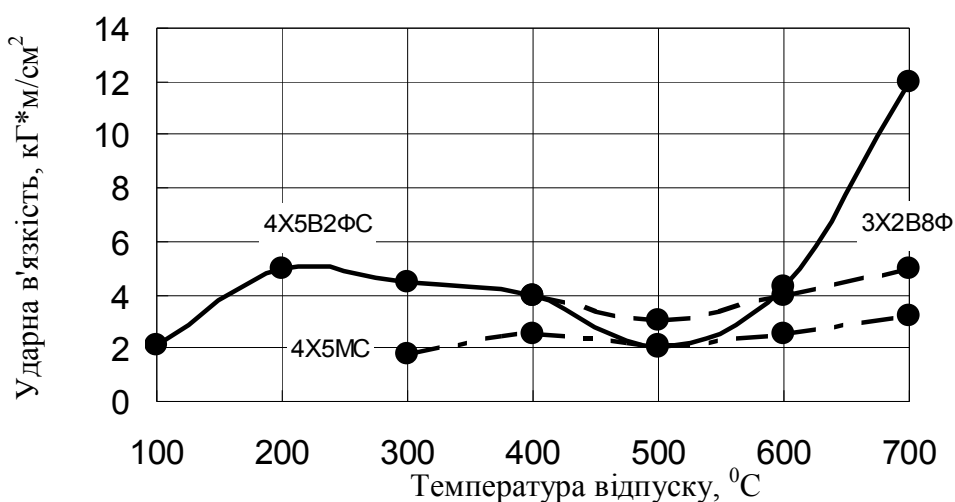


Рисунок 1.8 - В'язкість в залежності від температури відпуску [1]

В'язкість і пластичність у великій мірі визначають разгаростійкість сталей з трооститною структурою; вона зростає при їх підвищенні (рис. 1.9).

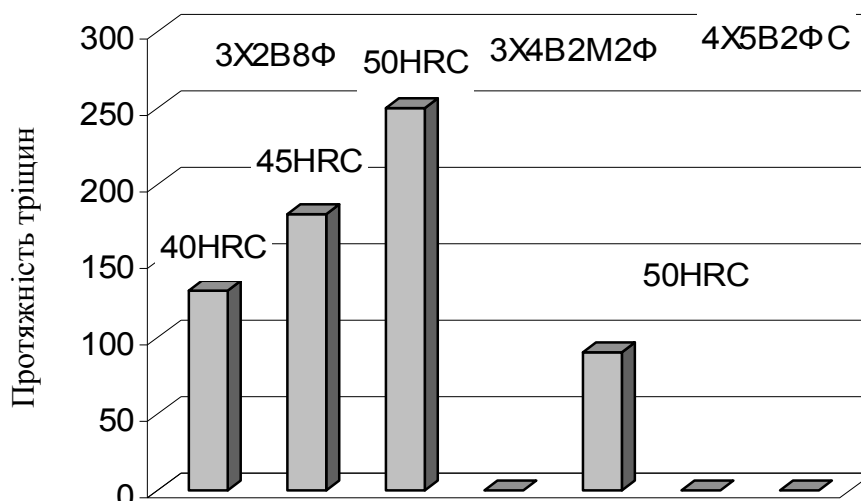


Рисунок 1.9 – Вплив твердості після відпуску на разгаростійкість сталей (проведено 100 циклів випробувань) [1]

Зміна щільності сталі і лінійних розмірів зразків характеризується тим, що ці параметри з підвищенням температури спочатку збільшуються, а потім зменшуються внаслідок впливу зростаючої кількості залишкового аустеніту.

Відносне звуження штампових сталей - не нижче 25% при 20°C і 30-40% (у деяких вольфрамових 8-10%) при 650°C (див. рис. 1.10).

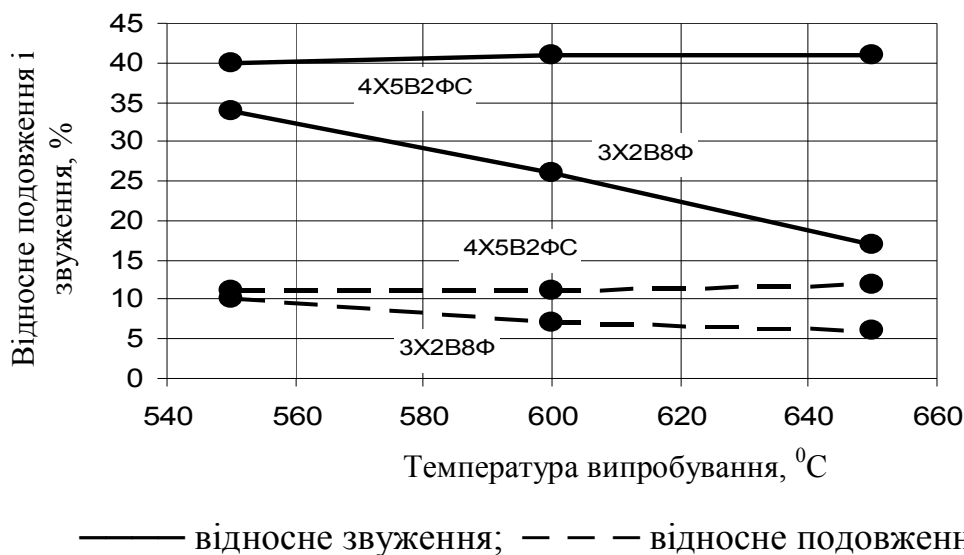


Рисунок 1.10 – Відносне подовження і звуження сталей; гартування на зерно 10; відпуск на твердість 50HRC [1]

Дефекти, які можуть виникнути при термообробці, також впливають на властивості і структуру сталей.

Знеуглецювання може викликати тріщини внаслідок різниці об'ємних змін, що відбуваються при загартуванні в знеуглецьованих і нижчих шарах, що різко знижує стійкість інструменту.

Вольфрамові і вольфрамомолібденові сталі чутливі до утворення нафталіністого зламу. Сталь з таким браком має велике зерно, у багато разів перевершує зерно нормальної сталі; одночасно можуть бути присутніми і більш дрібні зерна. Сталь з нафталіністим зломом не відрізняється по твердості і теплостійкості від сталі з нормальним зломом, але має знижену в'язкість і стійкість.

Причина виникнення нафталіністого зламу - виконання вторинної гартування без проміжного високого відпуску (або відпалу). Усунути

нафталіністий злам і відновити нормальну в'язкість складно. Потрібен багаторазовий і тривалий відпал або ще більш тривалий відпуск.

#### 1.4 Патентний пошук

Створення високопродуктивних інструментів пов'язане, в першу чергу, з проблемою отримання таких матеріалів, які могли б протистояти важким умовам роботи. Тому питанням, пов'язаним з розробкою нових марок сталей, приділяється велика увага.

Таблиця 1.3 – Відомості про розроблені патенти

| Номер патенту и дата публікації   | Автори   | Назва патенту та короткий опис винаходу  |
|-----------------------------------|--|--|
| 1                                 | 2  | 3  |
| 5283<br>4905890/02<br>28.12.94    | Міщенко В. Г., Квашніна Г. В., Дубіна В. І., Лазечний І. М., Вербицький К. П., Мошкевич Є. І., Доненко М. Д., Рахманний В. Г., Кравчун С. М. | Штампова сталь.<br>Запропоновано сталь, що відрізняється додатковим вмістом нікелю, ніобію, азота, магнія, алюмінія і рідкоземельних металів при наступному співвідношенні компонентів, мас. %: вуглець 0,19- 0,33; кремній 0,1 0,8; марганець 0,1 0,8; хром 2,5 3,5; ванадій 0,2 0,8; молібден 1,5 2,5; нікель 0,5 1,5; алюміній 0,01 0,2; ніобій 0,1- 0,5; азот '0,01 0,07; магній 0,0001- 0,01; рідкоземельні метали 0,0001- 0,01; залізо інше.<br>Даний склад штампової сталі дозволяє мати гарне поєднання твердості, ударної в'язкості серцевини штампа, структура якої являє собою ферритоцементітну суміш. |
| 42547<br>2001042123<br>15.10.2001 | Грабовський В. Я., Канюка В. І., Терновий Ю. Ф., Терехов В. М.   | Штампова сталь.<br>Запропоновано сталь, що відрізняється тим, що вона додатково легована алюмінієм та молібденом при такому співвідношенні компонентів (мас %): вуглець 0,27- 0,37; азот 0,24- 0,37; хром 13,00- 14,50; марганець 9,50- 11,00; нікель 4,10- 5,30; ванадій 1,10- 2,00; молібден 2,20- 3,00; алюміній 0,30- 0,70; залізо решта.<br>Результатом винаходу є поліпшення механічних властивостей, в тому числі підвищення її високо-температурну міцність.   |

| 1                                  | 2   | 3  |
|------------------------------------|---|--|
| 50949<br>2001096519<br>15.11.2002  | Тюрин М.Ф.,<br>Белік О.В.,<br>Овчинніков<br>В.О., Царицин<br>Є.А.,<br>Кирильченко<br>П. М.,<br>Фомицький Є.<br>І. | Штампова сталь.<br>Запропоновано сталь, що відрізняється додатковим змістом V і Ca при співвідношенні компонентів (в %): С 0,45–0,65; Si 0,9–1,7; Mn 1,3–1,6; Cr 1,5–2,5; V 0,3–0,8; W 0,2–0,5; Ca 0,001–0,005; Мо 0,5–0,8; Al 0,04–0,1.<br>Результатом винаходу є поліпшення механічних властивостей, в тому числі і зносостійкості сталі.  |
| 10843<br>200507738<br>15.11.2005   | Шипицин С.<br>Я., Кірчу І. Ф.,<br>Бабиченко М.<br>В.  | Високотеплостійка штампова сталь.<br>Запропоновано сталь, яка відрізняється тим, що додатково, з метою підвищення технологічності сталі при електрошлаковому кокільному литті і термостійкості дифузійного шару, який формується при хіміко- термічному поверхневому зміцненні, містить титан і вольфрам при наступному співвідношенні компонентів,<br>мас %: вуглець 0,2- 0,4; марганець 1,2- 1,5; кремній 0,01- 0,15; хром 5,0- 7,0; молібден 0,8- 1,1; ванадій 0,5- 1,5; азот 0,06- 0,15; алюміній 0,005- 0,02; титан 0,005- 0,010; вольфрам 0,05- 10,0; залізо решта.<br>Результатом винаходу є підвищення технологічності сталі при електрошлаковому кокільному литті і термостійкості дифузійного шару, який формується при хіміко- термічному поверхневому зміцненні. |
| 6841122<br>10/133467<br>11.01.2005 | Hayano Rinzo,<br>Maeda Iji  | Штампова сталь для гарячого деформування.<br>Запропоновано сталь, що відрізняється високою корозійною стійкістю в середовищі розплавленого металу і жароміцністю в середовищі розплавленого металу, і оснащення, що виготовляється з неї. Сталь містить (в %): С 0,05–0,10; Si до 0,04; Mn до 0,7; Cr 5,0–13,0; V 0,01–1,0; W 1,0–8,0; Ni до 0,1; N 0,005–0,050; Мо до 2,0; Со 1,0–10,0; В 0,003–0,020 і окремо або спільно Nb і Та 0,001–1,0. Для підвищення твердості робочі поверхні можуть бути піддані азотуванню, цементації і іонній імплантації.   |

| 1                                      | 2  | 3   |
|--|--|---|
| 74757<br>200507737<br>16.01.2006       | Шипицин С.<br>Я., Кірчу І. Ф.,<br>Бабиченко М.<br>В. | Високотеплостійка штампова сталь.<br>Запропоновано сталь, яка відрізняється тим, що додатково містить титан і вольфрам при наступному співвідношенні, мас. %: вуглець 0,2-0,4; марганець 1,2-1,5; кремній 0,01-0,15; хром 5,0-7,0; молібден 0,8-1,1; ванадій 0,5-1,5; азот 0,06-0,15; алюміній 0,005-0,02; титан 0,005-0,010; вольфрам 0,05-10,0; залізо решта.<br>Результатом винаходу є підвищення технологічності сталі при електрошлаковому кокільному литті і термостійкості дифузійного шару, який формується при хіміко-термічному поверхневому зміцненні.   |
| 2274673<br>2004119538/02<br>20.04.2006 | Зубкова Е.Н.,<br>Водопьянова<br>В.П.                 | Інструментальна штампова сталь.<br>Запропоновано сталь, що містить (в %): С 0,75–0,9; Si 0,1–0,6; Mn 0,1–1,2; Cr 6,8–8,0; V 0,01–0,5; W 1,1–1,5; Ni 0,01–0,4; Mo 5,0–6,0; Co 5,0–6,0; Al 0,01–0,6; S 0,15–0,35. Винахід направлено на підвищення твердості, теплостійкості, зносостійкості, оброблюваності різанням і шліфування без погіршення зварюваності, термооброблюваності. Високі показники зносостійкості, оброблюваності різанням і шліфуванням забезпечуються захисними сульфідними плівками, що утворюються на робочих поверхнях в процесі експлуатації, завдяки комплексному легуванню сіркою, молібденом і кобальтом. Високі значення твердості і теплостійкості досягаються за рахунок дисперсійного зміцнення при легуванні кобальтом і молібденом. |

### 1.5 Мета та задачі дослідження

Для дослідження була обрана інструментальна сталь 4X5MФ1С. Дана марка сталі застосовується для виготовлення штампів для гарячої деформації і ножів для холодного різання. Останні знаходять застосування для різання вуглецевих і електротехнічних сталей, тому дуже важливим є вивчення впливу термічної обробки на властивості даної сталі, так як оптимізація режимів



обробки дозволить збільшити продуктивність, стійкість інструменту і позитивно позначиться при його експлуатації.

Крім того, присутній економічний ефект, так як варіювання температур гартування і відпуску допоможе знизити втрати матеріалу при виготовленні інструменту за рахунок зменшення припуску на знеуглецьований шар.

Для досягнення поставленої мети в роботі були сформульовані наступні завдання:

1. Вивчити залежність твердості від температури гартування і відпуску. Показати, що сталь схильна до вторинного тверднення.
2. Вивчити залежність глибини безуглецевого шару від температури гартування.
3. Вивчити залежність розміру аустенітного зерна, а значить і пластичних властивостей, від температури гартування.
4. Вивчити залежність зносостійкості сталі від температури відпуску і типу нанесеного покриття.
5. Виявити мікроструктуру загартованої сталі і закономірності розчинення карбідів при гартуванні.

## 2 ВИБІР НАПРЯМКУ І МЕТОДІВ ДОСЛІДЖЕННЯ

### 2.1 Матеріал і обробка

Для проведення дослідження була обрана штампова сталь для гарячого деформування марки 4X5MФ1С. Хімічний склад сталі представлений в табл. 2.1.

Таблиця 2.1 – Хімічний склад сталі 4X5MФ1С

| C    | Si   | Mn   | Cr   | W | V    | Mo   | Ni |
|------|------|------|------|---|------|------|----|
| 0,32 | 1,05 | 0,35 | 5,00 | – | 1,10 | 0,80 | –  |

Після виплавки сталь була піддана гарячій пластичній деформації (куванню). Початок кування при 1160°C, кінець – при 850°C. Охолодження після кування уповільнене. В якості попередньої термічної обробки використовувалося відпалювання, призначене для подрібнення зерна і отримання низької твердості. Температура відпалювання становила 850°C. У стані поставки сталь мала структуру зернистого перліту.

Таблиця 2.2 – Режими термообробки експериментальних зразків

| № зразка | Маркування зразка | Термічна обробка           |                          |
|----------|-------------------|----------------------------|--------------------------|
|          |                   | Температура гартування, °C | Температура відпуску, °C |
| 1        | 1                 | 950                        | –                        |
| 2        | 12                | 1000                       | –                        |
| 3        | 24                | 1050                       | –                        |
| 4        | 42                | 1070                       | –                        |
| 5        | 35                | 1070                       | 230                      |
| 6        | 34                | 1070                       | 310                      |
| 7        | 31                | 1070                       | 400                      |
| 8        | 70                | 1070                       | 530                      |
| 9        | 30                | 1070                       | 570                      |
| 10       | 89                | 1070                       | 600                      |
| 11       | 69                | 1070                       | 650                      |
| 12       | 2                 | 1070                       | 660                      |

Далі з поковки діаметром 250 мм були вирізані зразки розміром 10 × 10 × 55 мм і піддані остаточній термічній обробці. Зразки з маркувальними номерами 1, 12, 24, 42 були загартовані в камерній печі при температурі 950, 1000, 1050 і 1070°C. Охолодження виконувалося в мастилі. Зразки з номерами 2, 30, 31, 34, 35, 69, 70, 89 загартовані при температурі 1070°C і піддані відпустці з різними температурними режимами.

## **2.2 Методи експерименту**

### **2.2.1 Виявлення мікроструктури**

Для вивчення мікроструктури зразків необхідно, щоб їх поверхня була спеціально приготовлена. Виготовлення мікрошліфа зводиться до виконання наступних операцій: шліфування, полірування і травлення.

Шліфування виконувалося на шліфувальному папері з поступовим переходом від паперу марки № 12-3 із зернистістю від 125 до 20 мкм до паперу марки М40-М5 з розміром зерна від 28 до 3,5 мкм (ГОСТ 6456–75).

При переході від одного номера зернистості до іншого зразок очищався від абразиву і мінявся напрям шліфування на 90° для повного видалення всіх рисок, що утворилися під час попередньої операції.

Полірування проводилося на спеціальному полірувальному верстаті, диск якого обтягнутий фетром, за допомогою полірувальної рідини. Після полірування зразок був промитий водою і висушений фільтрувальним папером.

Для виявлення мікроструктури поліровані поверхні мікрошліфа піддавали травленню. Вибір складу травителя при цьому залежав від конкретної поставленої задачі. В роботі використовувалися наступні реактиви:

1) для виявлення аустенітного зерна - п'ятивідсотковий спиртовий розчин пікринової кислоти, посилений добавками 0,5-1% алкіл-сульфату натрію;

2) для відділення реплік при електролітичному травленні застосовувався десятивідсотковий спиртовий розчин азотної кислоти;

3) для виявлення мікроструктури при електролітичному травленні - спиртовий розчин трихлористого заліза і лимонної кислоти (0,5 г. FeCl<sub>3</sub>, 0,5 г. лимонної кислоти, 25мл. спирта).

### **2.2.2 Методика вимірювання твердості на приладі Роквелла**

Вимірювання твердості проводилося на приладі Роквелла за допомогою алмазного конуса з кутом при вершині  $120^\circ$  і радіусом заокруглення в вершині конуса 0,2 мм (рис. 2.1) [12]. Сумарне навантаження складало 1500 Н (шкала С). Відлік проводився по чорній шкалі. Перед роботою прилад перевірявся за допомогою еталона відповідної твердості, після чого вносилися поправки в отримані значення твердості. Кількість проведених вимірювань не менше п'яти для кожного зразка.



Рисунок 2.1 – Твердомір Роквелла

### **2.2.3 Методика вимірювання мікротвердості**

Для визначення мікротвердості досліджуваних матеріалів використовувався Мікротвердомір ПМТ-3 зі збільшенням 480 крат, принцип роботи якого полягає в тому, що чотиригранна алмазна піраміда (з кутом при вершині між протилежними гранями  $136^\circ$ ) вдавлюється у випробуваний метал під навантаженням 2 Н (рис. 2.2) [22].



Рисунок 2.2 – Мікротвердомір ПМТ-3

Довжина діагоналі відбитка визначалася за формулою:

$$d \cong 7,00 h_{\diamond}, \text{ мкм} \quad (2.1)$$

де  $h_{\diamond}$  - глибина відбитка, мкм.

Значення мікротвердості визначалися за формулою:

$$HV = 18540 \frac{P}{d^2}, \text{ Мпа} \quad (2.2)$$

де  $P$  – навантаження на піраміду, г;

$d$  – довжина діагоналі відбитка, мкм.

Під час вимірювань необхідно враховувати немінучий розкид отриманих значень внаслідок впливу сусідніх структурних складових з іншою твердістю, різної товщини випробовуваних елементів структури, помилки вимірювання та інших причин. Для можливості статистичної обробки результатів експерименту на кожному зразку проводили не менше шістдесяті вимірів.

## **2.2.4 Методика визначення глибини знеуглецьованого шару**

Глибину знеуглецьованого шару визначають різними способами:

- 1) металографічними методами, сутність яких полягає у визначенні глибини знеуглецьованого шару по структурі під мікроскопом після відповідної термообробки і травлення;
- 2) методом виміру термоелектрорушійної сили на знеуглецьованій і незнеуглецьованій поверхнях зразка;
- 3) методом виміру твердості;
- 4) хімічним методом [13].

У даній роботі використовувалися методи виміру твердості і мікротвердості.

Метод виміру твердості полягає у вимірі твердості зразків, підданих термічній обробці [13]. Заміри твердості проводилися на приладі Роквелла згідно ГОСТ 9013-59 безпосередньо на поверхні зразків. Зразок вважали незнеуглецьованим, якщо його твердість відповідала нормі твердості, встановленої за вимірюваннями на незнеуглецьованій поверхні. В іншому випадку з поверхні знімався шар металу товщиною до 0,02 мм, і вимірювання повторювалися. Кількість проведених вимірювань в кожному випадку не менше п'яти.

Метод виміру мікротвердості був реалізований за допомогою Мікротвердоміру ПМТ-3. При вимірах враховувалася відстань від знеуглецьованої поверхні зразка. Для можливості статистичної обробки отриманих даних було проведено по 10 вимірів на кожній зафіксованій відстані від поверхні.

## **2.2.5 Виявлення і визначення величини аустенітного зерна**

### *Виявлення аустенітного зерна*

Виявлення зерна можна проводити різними способами: методом окислення, методом цементації, методом нормалізації, методом високотемпературної металографії [14].

У даній роботі був використаний метод окислення. Одна площина зразків заданої марки сталі була послідовно відшліфована на грубому і тонкому наждачному папері. Приготовлені зразки поміщені в піч обробленою стороною вгору. Заданий технологічний режим перебував під контролем. Відомо, що кисень атмосфери печі, окислюючи поверхню металу, найбільш інтенсивно проникає по межах аустенітних зерен, і декорує їх. Зразки, охолоджені в воді і відшліфовані тим же номером наждачного паперу з розрахунком, щоб на поверхні шліфа збереглося 10-12% окалини (тобто робився косий шліф), були відполіровані і потравлені [7].

У якості травителя був застосований пересичений водний розчин пікринової кислоти, який сильніше впливав на ділянки, збагачені киснем. Виборча дію пікринової кислоти посилювалася добавками 0,5-1% алкілсульфату натрію, а також травленням з тією ж добавкою протягом 40-50 хвилин при 80-85°C. Після закінчення травлення шліф був промитий холодною водою. Виконане далі легке полірування поліпшило чіткість виявлених кордонів, так як дозволило видалити сліди травлення, що фарбують поверхні зерен в різні кольори [1].

#### *Визначення величини аустенітного зерна*

Визначення величини зерна може бути виконано різними методами. У даній роботі використані наступні з них:

- 1) метод візуального порівняння видимих під мікроскопом зерен з еталонною шкалою;
- 2) метод випадкових січних;
- 3) метод вимірювання довжин хорд.

#### *Метод визначення величини зерна порівнянням з еталонними шкалами.*

Величину зерна в роботі визначали методом порівняння під мікроскопом при збільшенні  $\times 400$  шляхом перегляду площі шліфа і порівняння видимих зерен з еталонною шкалою на збільшення в 400 разів [14].

Після перегляду десяти полів зору шліфа, був встановлений номер зерна, за яким можна дати кількісні характеристики структури, зокрема, розрахунковий діаметр зерна.

*Метод випадкових січних.*

Метод полягає в підрахунку перетинів кордонів зерен випадкової січної. Такою січною служить середня лінія окуляр-мікрометра. Даним методом визначається середній умовний діаметр - в разі рівновісних зерен або кількості зерен в  $1 \text{ мм}^3$  - в разі нерівновісних зерен.

Для визначення середнього розміру зерен досліджуваний зразок був встановлений на мікроскоп і підраховано кількість зерен (число перетинів), що укладаються на довжині лінійки окуляра. Збільшення мікроскопа підібрано таким чином, щоб на довжині лінійки окуляра вкладалося не менше 10 зерен.

Таких підрахунків було зроблено в п'яти полях зору для кожного зразка.

Середній умовний діаметр зерна ( $d_{\text{cp}}$ )

$$d_{\text{cp}} = (L/n) \times Z, \text{ мм} \quad (2.3)$$

де  $L$  – сумарна довжина всіх відрізків в розподілах окуляр-мікрометра;

$n$  – загальна кількість зерен, які перетнуто відрізками, довжиною  $L$ ;

$Z$  – ціна поділки окуляр-мікрометра для збільшення, при якому проводили підрахунок перетинів зерен.

Для визначення ціни поділки окуляр-мікрометра замість шліфа на столик мікроскопа в роботі встановлювали об'єкт-мікрометр, що представляє собою пластину, в центрі якої є лінійка з відомою ціною поділки (0,01 мм) (рис. 2.3).



Рисунок 2.3 – Об'єкт-мікрометр ОМ-О

Після сполучення початкових розподілів обох шкал об'єкт-мікрометра і окуляр-мікрометра було підраховано кількість співпадаючих поділок. Ціна



поділки окуляр-мікрометра:

$$Z = (c/a) \times 0,01, \text{ мм} \quad (2.4)$$

де  $a$  – кількість співпадаючих поділок окуляр-мікрометра;

$c$  – кількість співпадаючих поділок об'єкт-мікрометра [8].

*Метод вимірювання довжин хорд.*

Метод заснований на вимірі лінійних розмірів відрізків - хорд, що відсікаються в зернах прямими лініями (лінійкою окуляр-мікрометра). Загальна кількість вимірювань залежить від однорідності величини зерна, необхідної точності та достовірності результатів [14].

Заміри хорд були проведені по декількох лініях в довільному напрямку на шліфі. Підраховувалася кількість довжин хорд кожного розміру по всіх лініях.

Відносна довжина зерен у відсотках з певною довжиною хорди, що відповідає номеру групи:

$$[l_i \times n_i / \Sigma(l_i \times n_i)] \times 100, \% \quad (2.5)$$

де  $l_i$  – довжина хорди в  $i$ -й групі;

$n_i$  – кількість зерен з довжиною хорди  $l_i$ ;

$\Sigma(l_i \times n_i)$  – загальна довжина хорд всіх груп.

За результатами вимірювань хорд побудовані гістограми розподілу хорд. Для того щоб гістограма правильно відображала закон розподілу, весь масив хорд розбитий на групи (інтервали), кількість яких не менше 8 [8].

Для статистичної обробки експериментальних даних і для знаходження точності фіксувалася загальна кількість зерен, які зазнали вимірів. Кількість виконаних вимірів не менше 150 для кожного зразка.

### **2.2.6 Визначення зносостійкості**

Вимірювання зносостійкості були виконані з використанням трибометра (рис. 2.4). Застосовувався метод тертя «кульки по диску». Кулька діаметром 3

мм була виконана з твердого сплаву ВК6. Перед випробуваннями кулька і зразок очищалися в спиртовій ультразвуковій ванні (Branson 3210) протягом 5 хвилин для видалення поверхневих забруднень. Далі зразок наклеювався на підкладку і містився в трибометр, де його поверхня приходила в зіткнення з навантаженою кулькою (навантаження на кульку 300 м). Частота коливань кульки становила 3 Гц. Через задане число циклів прилад автоматично відключався. У роботі застосовувалися два режими: 5000 і 40000 циклів.



Рисунок 2.4 – Трибометр FT2

Глибина і перетин сліду тертя вимірювалися на профілометрі Dektak 8000. Кількість проведених вимірювань перерізу не менше п'яти для кожного сліду тертя. За отриманими даними розраховувався винесений об'єм матеріалу, за яким можна порівняно оцінити зносостійкість [15].

Також за допомогою оптичного мікроскопа оцінювався знос кульки, що дозволило перевірити достовірність отриманих результатів [15].

### **2.2.7 Вивчення карбідної фази**

Для вивчення карбідної фази в даній роботі застосовувалася мікроскопія, що просвічує - метод аналізу внутрішньої структури і фазового стану

матеріалів. Аналіз проводився за допомогою мікроскопа МІМ-8 при збільшеннях 400 (рис. 2.5).



Рисунок 2.5 – Мікроскоп МІМ-8

Методика дослідження полягає в отриманні тонких зліпків (реплік), знятих з протравленої поверхні зразка, що відображають його рельєф, і подальшому просвічуванні короткохвильовими електронними хвилями для отримання візуального зображення [10].

Для відділення репліки використовувалося електролітичне травлення в десятивідсотковому спиртовому розчині азотної кислоти при напрузі на катоді 2 В. Матеріал шліфу був анодом, катод був зроблений з неіржавіючої сталі. Час відділення репліки близько шести хвилин.

Визначення розмірів карбідів виконувалося безпосередньо під мікроскопом при збільшенні 400 шляхом порівняння з еталонною шкалою і подальшим урахуванням збільшення мікроскопа. Число вимірювань не менше

150. Весь розмірний масив вимірювань був розбитий на вісім груп, які відображені в гістограмах розподілу розмірів карбідів.

### **2.2.8 Визначення кількісного співвідношення структурних складових в сплаві**

Об'ємні співвідношення структурних складових визначають по їх площі на площині шліфа. В основі методу лежить математичний принцип Кавальєрі, згідно з яким частка фази ( $\alpha$ ) в об'ємі ( $V$ ) сплаву, на площі ( $F$ ) шліфа і на січній лінії ( $L$ ), дорівнюють один одному:

$$V_k = \Sigma F_{cp} = \Sigma L_{cp} = n_{cp}/n. \quad (2.6)$$

Широке застосування знайшов лінійний метод визначення кількісного співвідношення структурних складових (метод Розівалія). За цим методом площі фаз обчислюють за довжинами відрізків лінійки, що потрапили на цю фазу [11].

У даній роботі метод Розівалія був реалізований на фотографіях, зроблених з електронного мікроскопа.

Було визначено число поділок шкали, що потрапили на карбідну фазу ( $\Sigma a$ ) в 10 полях зору і обчислено об'ємний вміст карбідів по формулі:

$$V_k = (\Sigma a_{cp}/L) \times 100\%, \quad (2.7)$$

де  $\Sigma a_{cp}$  – середня сума відрізків шкали в поділках лінійки, що потрапили на карбіди;

$L$  – довжина всієї шкали (в розподілах лінійки),  $L = 100$  мм.

### **2.2.9 Методика обробки результатів експериментальних досліджень**

Постановка дослідження і спосіб відбору даних за обраною методикою повинні забезпечувати надійність результатів і їх точність, достатню для

вирішення конкретного завдання. Точність експерименту визначається методами математичної статистики з використанням наведених нижче характеристик [23].

1. Математичне сподівання випадкової величини  $X$  (вибіркове середнє):

$$\bar{X} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n X_i, \quad (2.8)$$

де  $X_i$  –  $i$ -е значення вимірювання;

$n$  – кількість вимірювань.

2. Середнє квадратичне відхилення  $S_x$ :

$$S_x = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n (X_i - \bar{X})^2}{v}}, \quad (2.9)$$

де  $v$  – число ступенів свободи,  $v = n-1$ .

3. Дисперсія випадкової величини  $X$ :

$$D = S_x^2 = \frac{1}{v} \sum_{i=1}^n (X_i - \bar{X})^2. \quad (2.10)$$

4. Стандартне відхилення середнього результату:

$$S_{\bar{x}} = \sqrt{\frac{S_x^2}{n}}. \quad (2.11)$$

5. Величина довірчого інтервалу  $\Delta X$  при заданій довірчій ймовірності ( $P = 0,95$ ):

$$\Delta X = t(v, P) \times S_{\bar{x}}, \quad (2.12)$$

де  $t(v, P)$  – коефіцієнт Стьюдента, який залежить від числа проведених вимірювань.

6. Відносна помилка результату серії вимірювань:

$$\varepsilon = \frac{\Delta X}{\bar{X}} \times 100\%. \quad (2.13)$$

Остаточний результат записується у вигляді:

$$X = \bar{X} \pm \Delta X. \quad (2.14)$$

Статистичній обробці піддавали наступні виміряні величини:

- 1) значення твердості;
- 2) величини аустенітного зерна, виміряні методом хорд;
- 3) значення розмірів карбідів, що випали в репліку.

### 3 ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ ДОСЛІДЖЕННЯ

#### 3.1 Вплив температури гартування на структуру і твердість сталі 4Х5МФ1С

Фотографії мікроструктури досліджуваних зразків були отримані за допомогою мікроскопа МІМ-8 після підготовки поверхні за вищенаведеною методикою (див. п. 2.2.1). Травлення здійснювалося електролітично при напрузі на катоді 2 В. В якості травителя застосовувався спиртовий розчин трихлористого заліза і лимонної кислоти.

Структура досліджуваної сталі представляє собою мартенсит, аустеніт залишковий і карбід (рис. 3.1). Основна структура - мартенсит - погано виявляється. Структуру необхідно переглядати при великих збільшеннях, так як після гартування без перегріву зерна аустеніту і кристали мартенситу дуже малі.

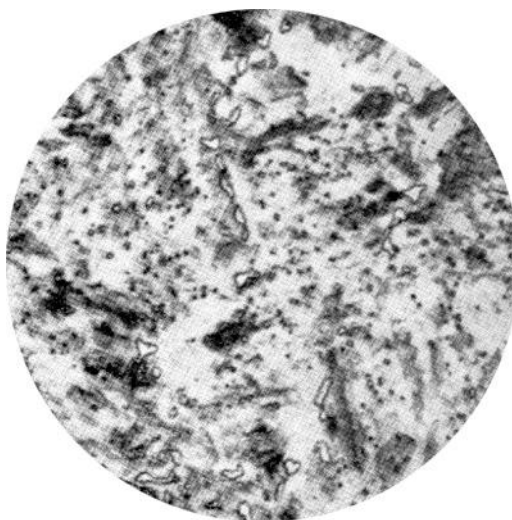


Рисунок 3.1 – Мікроструктура сталі 4Х5МФ1С

Зі збільшенням температури нагріву під гартування, в кінцевому підсумку, отримуємо більші мартенситні голки, що можна спостерігати на фотографіях. Останнє обумовлено зростанням дійсного зерна аустеніту при підвищенні температури через прагнення системи до мінімуму вільної енергії. У свою чергу розмір дійсного зерна аустеніту робить істотний вплив на дисперсність мартенситу і механічні властивості сталі в загартованому та

відпущеному стані.

Загальною для всіх штампових сталей тенденцією є великий вміст залишкового аустеніту після гартування. Причому з підвищенням легування твердого розчину знижуються температури мартенситного перетворення і зростає кількість аустеніту. У комплекснолегованих сталях його кількість може досягати 15-30% після обробки за оптимальних режимів і 60-80% після гартування з перегрівом на 50–70°C [4].

Концентрація вуглецю в мартенситі визначається хімічним складом сталей і температурно-часовими параметрами аустенізації. Після обробки по прийнятим режимам (тобто на зерно не крупніше 8 бала) вона становить до 65-85% від загального вмісту вуглецю в сталі. При зниженні температури гартування вміст вуглецю, що фіксується в мартенситі, зменшується, при цьому його перерозподіл в легованій сталі супроводжується збіднення твердого розчину і легуючими елементами. Цей процес поряд з виділенням карбідів по межах зерен аустеніту супроводжується також зниженням пластичності, ударної в'язкості і теплостійкості.

Твердість є найважливішою властивістю інструментальних сталей. Вона характеризує напружений стан, близький до нерівномірного всебічного стискання, і тим самим визначає опір значній пластичній деформації і контактним напруженням. Зі збільшенням твердості в більшості випадків зростає зносостійкість; збільшується можливість отримання більш чистої і рівної поверхні як металу, що обробляється різанням або тиском, так і самого інструменту при його шліфуванні або доведенні; зменшується налипання оброблюваного металу на поверхню інструменту тощо. Залежно від складу сталі і термічної обробки твердість може змінюватися в широких межах.

У даній роботі була виміряна твердість загартованих зразків на приладі Роквелла. Кількість вимірювань твердості становить не менше п'яти для кожного зразка. Зняті експериментальні дані були оброблені з використанням методів математичної статистики. Експериментальні дані представлені в таблиці 3.1.



Таблиця 3.1 - Залежність твердості сталі 4X5МФ1С від температури гартування

| Маркування зразка | Температура гартування, °С | Твердість HRC |    |    |    |    | Середнє значення | Середнє квадратичне відхилення результату $S_x$ | Відносна помилка $\varepsilon$ , % |
|-------------------|----------------------------|---------------|----|----|----|----|------------------|---|------------------------------------|
|                   |                            | № вимірювання |    |    |    |    |                  |   |                                    |
|                   |                            | 1             | 2  | 3  | 4  | 5  |                  |   |                                    |
| 1                 | 950                        | 46            | 44 | 45 | 46 | 45 | 45               | 0,87  | 2,4                                |
| 12                | 1 000                      | 49            | 49 | 49 | 48 | 49 | 49               | 0,50  | 1,2                                |
| 24                | 1 050                      | 51            | 52 | 51 | 50 | 51 | 51               | 0,71  | 1,7                                |
| 42                | 1 070                      | 50            | 51 | 50 | 51 | 51 | 51               | 0,94  | 2,3                                |

Дослідження показали, що зі збільшенням температури гартування збільшується твердість (рис. 3.2), так як аустеніт (мартенсит після охолодження) стає більш леготним за рахунок розчинення карбідів при нагріванні.

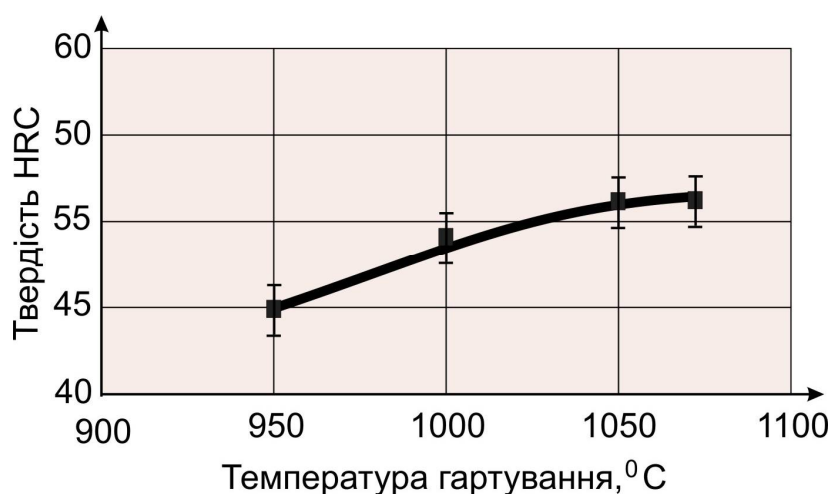


Рисунок 3.2 – Залежність твердості загартованих зразків від температури гартування

### 3.2 Вплив температури відпуску на твердість сталі 4X5МФ1С

Відпуск є обов'язковою складовою термічної обробки штампових сталей і призводить до суттєвих змін в їх структурі і властивостях.

У сталях, що мають після аустенізації певне легування твердого розчину, відпуск при 450–550°С призводить до помітної зміни хімічного складу

мартенситу, збільшення вмісту карбідів і чітко вираженого ефекту зміцнення.

Щоб визначити, як впливає температура відпуску на властивості сталі 4X5MФ1С, була виміряна твердість на зразках після гартування на 1070°C і відпуску. Дані вимірювань наведені в таблиці 3.2.

Зміна твердості сталі 4X5MФ1С в залежності від температури відпуску показано на рис. 3.3.

Таблиця 3.2 – Залежність твердості сталі 4X5MФ1С від температури відпуску (температура гартування 1070°C). Час витримки при відпуску 1 година

| Маркування зразка | Твердість після гартування HRC | Температура відпуску, °C | Твердість після відпуску HRC |    |    |    |    | Середнє значення | Середнє квадратичне відхилення результату $S_x$ | Відносна помилка $\epsilon$ , % |
|-------------------|--------------------------------|--------------------------|------------------------------|----|----|----|----|------------------|---|---------------------------------|
|                   |                                |                          | № вимірювання                |    |    |    |    |                  |   |                                 |
|                   |                                |                          | 1                            | 2  | 3  | 4  | 5  |                  |   |                                 |
| 35                | 51                             | 230                      | 47                           | 50 | 48 | 48 | 48 | 1,12             | 2,9   |                                 |
| 34                | 51                             | 310                      | 50                           | 50 | 51 | 50 | 50 | 0,50             | 1,2   |                                 |
| 31                | 51                             | 400                      | 51                           | 52 | 51 | 51 | 51 | 0,50             | 1,2   |                                 |
| 70                | 51                             | 530                      | 53                           | 50 | 53 | 53 | 51 | 53               | 1,58  | 3,7                             |
| 2                 | 51                             | 660                      | 42                           | 43 | 42 | 43 | 43 | 0,71             | 2,1   |                                 |

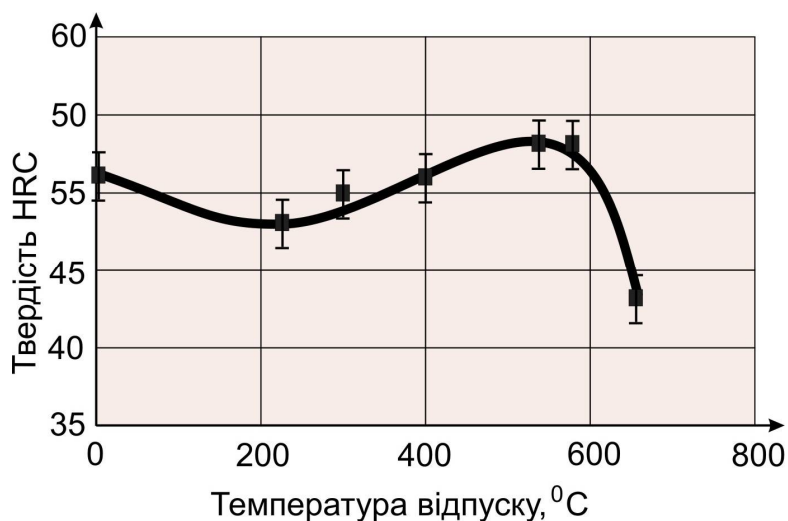


Рисунок 3.3 – Залежність твердості сталі 4X5MФ1С від температури відпуску

Видно, що відпуск при температурі 200-300°C знижує твердість через виділення з мартенситу цементітного карбиду. Відпуск при температурах

порядку 500-550°C створює вторинну твердість, внаслідок твердіння. У молібденових сталях на цій стадії виділяються карбіди  $Me_{23}C$  і  $Me_6C$ . При подальшому підвищенні температури посилюється коагуляція карбідів, що веде до зниження твердості.

### **3.3 Вплив режиму термічної обробки на карбідну фазу**

Збільшення кількості карбідів, навіть при збереженні дрібнозернистої структури, супроводжується зниженням міцності, в'язкості та інших властивостей. Це викликано відмінністю у властивостях металевої основи і включень, що обумовлює відмінність в напруженні і в поведінці основи і карбідів при навантаженні в процесі експлуатації. Негативний вплив карбідної фази посилюється, коли вона розподіляється в структурі неоднорідно і присутня у вигляді великих включень або сітки.

Позитивна роль карбідів полягає в тому, що вони перешкоджають росту зерна при нагріванні до температур гартування і ускладнюють пластичне течіння металу при підвищеній напрузі, підвищуючи стійкість робочої кромки в умовах експлуатації. Розчинення карбідів при нагріванні під гартування створює необхідну концентрацію вуглецю і легуючих елементів в аустеніті (мартенситі).

У роботі були оцінені розміри включень карбідної фази і відносний об'єм, який він займав карбідами. Аналіз проводився за допомогою вуглецевих реплік на мікроскопі МІМ-8. Для відділення репліки використовувалося електролітичне травлення в десятивідсотковим спиртовому розчині азотної кислоти. Час відділення репліки - близько шести хвилин.

Спостерігається загальний характер розподілу карбідів. Включення мають різноманітну форму і розмір (див. рис. 3.4).

Оцінка величини карбідних включень проводилася візуально на мікроскопі МІМ-8 (при збільшенні 400) з використанням еталонної шкали. Для визначення об'ємного вмісту карбідів використовувався лінійний метод Розівалю, який був реалізований на фотографіях реплік. За цим методом площі фаз обчислюються за довжинами відрізків лінійки, що потрапили на цю фазу.

### 3.3.1 Вплив температури гартування на карбідну фазу

Для оцінки величини карбідних включень в репліці переглядали кілька полів зору на електронному мікроскопі МІМ-8. Розмір карбідів визначали згідно еталонної шкали. Для можливості статистичної обробки даних проводилося не менше 15 вимірів для кожного зразка. Результати експериментів наведені в таблицях 3.3 – 3.6.

Таблиця 3.3 – Визначення величини включень карбідної фази в сталі 4Х5МФ1С після гарту на температуру 950°C

| Розмір включення $d_i$ ,<br>мкм                 | Кількість включень<br>даного розміру $n_i$ | Відносна частка<br>включення даного<br>розміру, % |
|---|--|---|
| До 0,24   | 41   | 21  |
| 0,24–0,48                                       | 36   | 19  |
| 0,48–0,72                                       | 31   | 16  |
| 0,72–0,96                                       | 27   | 14  |
| 0,96–1,20                                       | 33   | 17  |
| 1,20–1,44                                       | 23   | 12  |
| 1,44–1,68                                       | 2  | 0,5   |
| 1,68–1,92                                       | 1  | 0,5   |
| Всього  | 194  | 100   |
| Середній розмір включення, мм                   |  | 0,38  |
| Середнє квадратичне відхилення результату $S_x$ |  | 0,0023  |
| Відносна помилка $\varepsilon$ , %              |  | 4,1   |

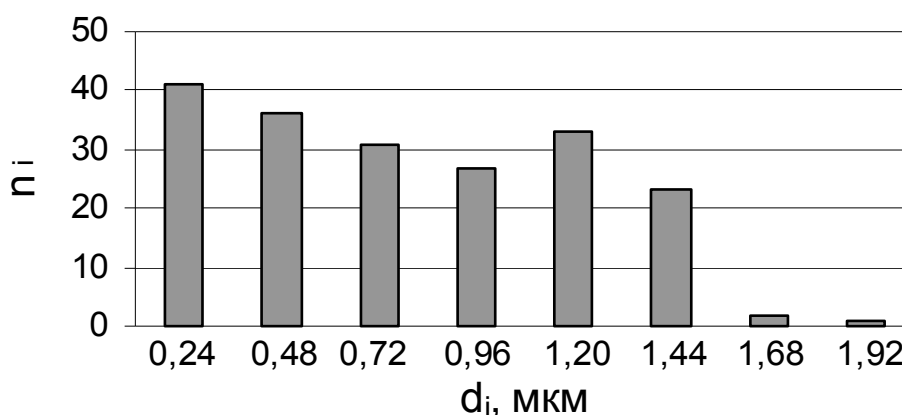


Рисунок 3.4 - Гістограма розподілу розмірів карбідних включень для зразка, загартованого на температуру 950°C

Таблиця 3.4 – Визначення величини включень карбідної фази в сталі 4X5MФ1С після гартування на температуру 1000°C

| Розмір включення $d_i$ , мм                     | Кількість включень даного розміру $n_i$ | Відносна частка включення даного розміру, % |
|---|---|---|
| До 0,24   | 8                                       | 5   |
| 0,24–0,48                                       | 28                                      | 18  |
| 0,48–0,72                                       | 41                                      | 27  |
| 0,72–0,96                                       | 37                                      | 24  |
| 0,96–1,20                                       | 26                                      | 17  |
| 1,20–1,44                                       | 8                                       | 6   |
| 1,44–1,68                                       | 4                                       | 3   |
| 1,68–1,92                                       | 0                                       | 0   |
| Всього  | 152                                     | 100   |
| Середній розмір включення, мм                   |   | 0,43  |
| Середнє квадратичне відхилення результату $S_x$ |   | 0,0023                                      |
| Відносна помилка $\epsilon$ , %                 |   | 1,8   |

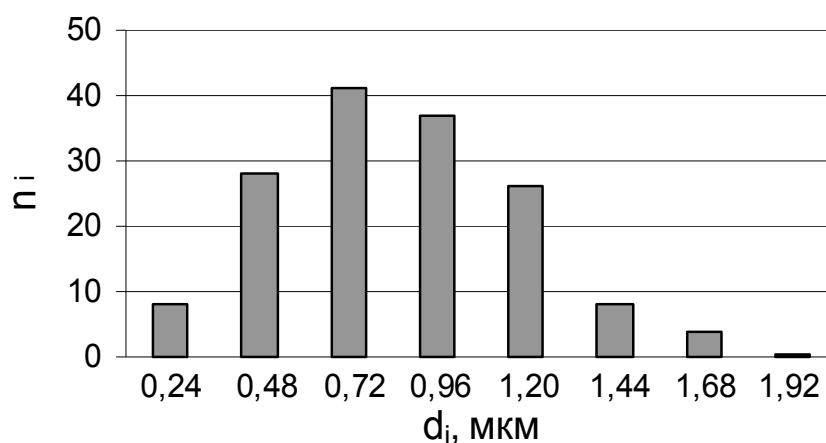


Рисунок 3.5 – Гістограма розподілу розмірів карбідних включень для зразка, загартованого на температуру 1000°C

Таблиця 3.5 – Визначення величини включень карбідної фази в сталі 4X5MФ1С після гартування на температуру 1050°C

| Розмір включення $d_i$ , мм | Кількість включень даного розміру $n_i$ | Відносна частка включення даного розміру, % |
|-----------------------------|---|---|
| 1                           | 2                                       | 3   |
| До 0,24                     | 8                                       | 5   |
| 0,24–0,48                   | 12                                      | 8   |
| 0,48–0,72                   | 18                                      | 12  |
| 0,72–0,96                   | 26                                      | 17  |

Продовження таблиці 3.5

|   |     |        |
|---|-----|--------|
| 1   | 2   | 3      |
| 0,96–1,20                                       | 35  | 23     |
| 1,20–1,44                                       | 41  | 27     |
| 1,44–1,68                                       | 9   | 6      |
| 1,68–1,92                                       | 2   | 2      |
| Всього  | 151 | 100    |
| Середній розмір включення, мм                   |     | 0,55   |
| Середнє квадратичне відхилення результату $S_x$ |     | 0,0032 |
| Відносна помилка $\varepsilon$ , %              |     | 1,8    |

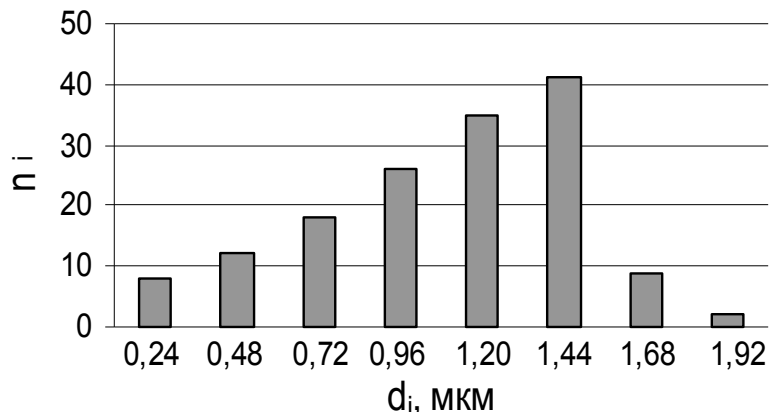


Рисунок 3.6 – Гістограма розподілу розмірів карбідних включень для зразка, загартованого на температуру 1050°C

Таблиця 3.6 – Визначення величини включень карбідної фази в сталі 4X5MФ1С після гартування на температуру 1070°C

| Розмір включення $d_i$ , мм                     | Кількість включень даного розміру $n_i$ | Відносна частка включення даного розміру, % |
|---|---|---|
| До 0,24   | 8                                       | 5   |
| 0,24–0,48                                       | 45                                      | 30  |
| 0,48–0,72                                       | 41                                      | 27  |
| 0,72–0,96                                       | 33                                      | 22  |
| 0,96–1,20                                       | 13                                      | 9   |
| 1,20–1,44                                       | 7                                       | 5   |
| 1,44–1,68                                       | 2                                       | 1   |
| 1,68–1,92                                       | 1                                       | 1   |
| Всього  | 150                                     | 100   |
| Середній розмір включення, мм                   |   | 0,35  |
| Середнє квадратичне відхилення результату $S_x$ |   | 0,0021                                      |
| Відносна помилка $\varepsilon$ , %              |   | 1,8   |

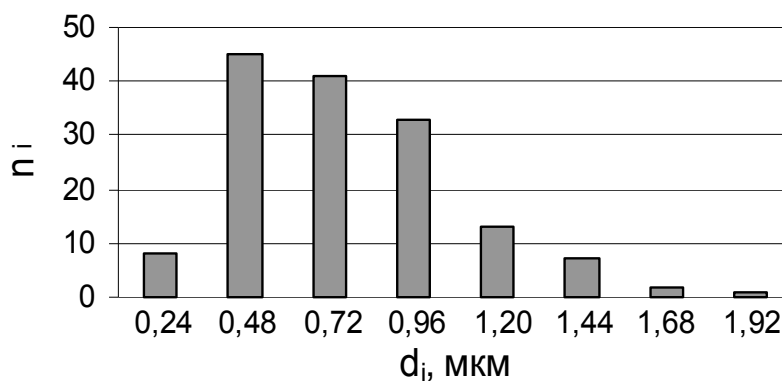


Рисунок 3.7 – Гістограма розподілу розмірів карбідних включень для зразка, загартованого на температуру 1070°C

Для кожного зразка за даними проведених експериментів були побудовані гістограми, що відображають характер розподілу розмірів карбідних включень після різних температур гартування (рис. 3.4 – 3.7). При підвищенні температури нагріву під гартування з 950 до 1050°C середній розмір включення збільшується від 0,38 до 0,55 мм. Це явище пов'язане з розчиненням дрібних карбідів в аустеніті. При подальшому підвищенні температури починають розчинятися великі карбіди, таким чином середній розмір включення зменшується до 0,34 мм при гартуванні на 1070°C.

Температура гартування також впливає на форму карбідних включень (рис. 3.2). При нагріванні до 950°C в сталі присутній карбід цементітного типу  $Me_3C$ , що має неправильну витягнуту форму. Даний карбід не володіє теплостійкістю і тому розчиняється при нагріванні до 1000°C. Включення округлої форми є спеціальними карбідами (наприклад, VC). Вони мають більшу теплостійкість і розчиняються в повному об'ємі і при більш високих температурах нагрівання.

### 3.3.2 Визначення об'ємної частки карбідних включень

З підвищенням температур гартування частка фази карбіду, що випадає в репліку зменшується (рис. 3.2). Для визначення об'ємної частки карбідних включень використовували метод Розівалія (п. 2.2.8). Вимірювання проводили в

десяти полях зору для кожного зразка. Отримані результати представлені в таблиці 3.7.

Таблиця 3.7 – Визначення об'ємної частки карбідів методом Розівалія

| Температура гартування, °С | Σа в полі зору, мм |    |    |    |    |    |    |    |    |    | Σа <sub>ср</sub> , мм | V <sub>к</sub> , % |
|----------------------------|--------------------|----|----|----|----|----|----|----|----|----|-----------------------|--------------------|
|                            | 1                  | 2  | 3  | 4  | 5  | 6  | 7  | 8  | 9  | 10 |                       |                    |
| 950                        | 12                 | 26 | 26 | 16 | 18 | 11 | 15 | 19 | 17 | 13 | 17,3                  | 17,3               |
| 1 000                      | 3                  | 20 | 11 | 9  | 22 | 4  | 3  | 6  | 14 | 13 | 10,5                  | 10,5               |
| 1 050                      | 25                 | 2  | 0  | 4  | 5  | 5  | 9  | 14 | 0  | 21 | 7,9                   | 7,9                |
| 1 070                      | 6                  | 16 | 0  | 0  | 11 | 4  | 2  | 0  | 9  | 4  | 5,3                   | 5,3                |
| 1 100                      | 10                 | 4  | 0  | 2  | 1  | 0  | 0  | 8  | 5  | 3  | 3,3                   | 3,3                |

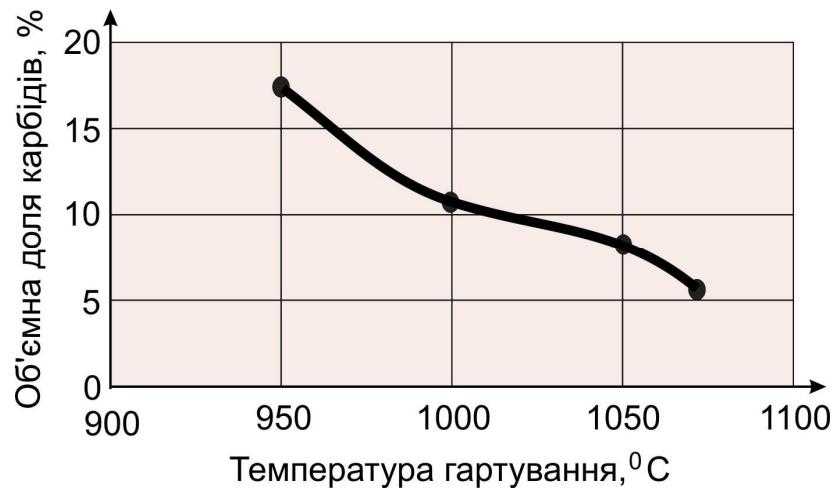


Рисунок 3.8 – Залежність кількості карбідної фази від температури нагріву під гартування

З підвищенням температури гартування від 950 до 1070°C частка карбідів, що випали в репліку, зменшується від 17,3 до 3,3% (рис. 3.8), що пов'язано з послідовним розчиненням включень в аустеніті. Таким чином, при більшому нагріванні отримуємо більш легований мартенсит. Це забезпечує високі значення твердості після гартування і можливість твердіння при подальшому відпуску.

### 3.3.3 Будова карбідних фаз

У сталях з відносно невисоким вмістом хрому, вольфраму і молібдену карбідна фаза представлена в основному цементитом. Спеціальні карбіди



утворюються при досягненні певного співвідношення між карбідоутворюючими елементами і вуглецем. Про тип карбідів в «монолегованих» складах можна приблизно судити за відповідними діаграмами рівноваги. Більш складним є питання прогнозування можливого типу карбідів в комплекснолегованих сплавах, для яких, як правило, характерна одночасна присутність частинок з різною кристалічною решіткою ( $M_6C$ ,  $MC$ ,  $M_{23}C_6$  та ін.).

Для визначення типу карбідів, присутніх в штамповій сталі 4X5MФ1С була застосована електронна мікроскопія.

З використанням електроннограм був розшифрований склад деяких карбідів, що випали в репліку.

Включення неправильної форми представляють собою карбід типу  $Me_3C$  ( $(Cr,Fe)_3C$ ). Хром заміщає залізо до 18%. Цей карбід не володіє теплостійкістю і розчиняється при нагріванні в інтервалі 950–1000°C.

Карбіди округлої форми мають склади, відповідні формулам  $Me_6C$  і  $VC$ .

У сталях, що містять >0,5% Мо, утворюється складний карбід молібдену  $Me_6C$ . Його склад близький формулі  $Fe_3Mo_3C$ , а при нестачі вуглецю –  $Fe_2Mo_2C$ . В карбіді  $Me_6C$  частина атомів молібдену може заміщатися атомами хрому і ванадію. Карбіди цих елементів близькі за властивостями і розчиняються при температурах 950–1250°C.

Ванадій вже при невеликому вмісті (0,1%) утворює карбід  $VC$  ( $MeC$ ), присутній поряд з цементитом. Цей карбід не розчиняється в аустеніті [1].

### **3.4 Вплив температури гартування на глибину знеуглецьованого шару**

Значне знеуглецьовання знижує твердість і зносостійкість загартованої і відпущеної сталі, що неприпустимо для інструментальних сталей, так як сильно зменшує термін експлуатації інструменту.

Процес знеуглецьовання отримує свій розвиток при нагріванні без застосування ефективних захисних середовищ.

Розвиток знеуглецьовання залежить (при нагріванні в однаковому середовищі) від температури нагріву і його тривалості, а також складу сталі.

При відносно короткій витримці в повітряному середовищі знеуглецювання вже помітно розвивається при 800-850°C і різко посилюється з підвищенням температури.

Існує кілька способів оцінки глибини знеуглецьованого шару. Для штампових сталей гарячого і холодного деформування найбільшого поширення набуло виявлення глибини знеуглецювання травленням загартованих і відпущених зразків. Контрольним методом знеуглецювання для всіх марок є кольорове травлення чотиривідсотковим розчином азотної кислоти в метиловому спирті відпалених зразків.

У даній роботі був використаний метод оцінки знеуглецьованого шару по зміні твердості в перерізі зразка.

Шари металу за допомогою шліфування послідовно знімалися з поверхні зразків, після чого вимірювалася твердість на приладі Роквела. Повному видаленню знеуглецьованого шару відповідало припинення зміни чисел твердості по глибині. Зняття шарів металу проводилося за допомогою шліфування; переріз зразка вимірювався мікрометром. Товщина кожного шару становила близько 0,02 мм. Результати експериментів і їх статистична обробка представлені в таблицях 3.8 – 3.12.

Таблиця 3.8 – Розподіл твердості за глибиною зразка №1 зі сталі 4Х5МФ1С після гартування на температуру 950°C

| Відстань від поверхні, мм | Твердість HRC |    |    |    |    |                  | Середнє квадратичне відхилення результату $S_x$ | Відносна помилка $\epsilon$ , % |
|---------------------------|---------------|----|----|----|----|------------------|---|---------------------------------|
|                           | № виміру      |    |    |    |    | Середнє значення |   |                                 |
|                           | 1             | 2  | 3  | 4  | 5  |                  |   |                                 |
| 0                         | 42            | 41 | 42 | 42 | 43 | 42               | 0,70  | 2,1                             |
| 0,02                      | 40            | 43 | 41 | 44 | 42 | 42               | 1,58  | 4,7                             |
| 0,04                      | 46            | 42 | 44 | 45 | 43 | 44               | 1,58  | 4,6                             |
| 0,06                      | 46            | 43 | 43 | 45 | 44 | 44               | 1,32  | 3,7                             |
| 0,08                      | 43            | 44 | 44 | 45 | 44 | 44               | 0,71  | 2,0                             |
| 0,10                      | 44            | 46 | 45 | 43 | 45 | 45               | 1,22  | 3,4                             |
| 0,12                      | 45            | 46 | 45 | 45 | 44 | 45               | 0,71  | 1,9                             |

Таблиця 3.9 – Розподіл твердості за глибиною зразка №12 зі сталі 4Х5МФ1С після гартування на температуру 1000°С

| Відстань від поверхні, мм | Твердість HRC |    |    |    |    |                  | Середнє квадратичне відхилення результату S <sub>x</sub> | Відносна помилка ε, % |
|---------------------------|---------------|----|----|----|----|------------------|--|-----------------------|
|                           | № виміру      |    |    |    |    | Середнє значення |  |                       |
|                           | 1             | 2  | 3  | 4  | 5  |                  |  |                       |
| 0                         | 42            | 41 | 43 | 43 | 41 | 42               | 1,00   | 3,0                   |
| 0,02                      | 42            | 45 | 42 | 42 | 44 | 43               | 0,63   | 4,1                   |
| 0,04                      | 43            | 44 | 45 | 43 | 44 | 44               | 0,39   | 2,5                   |
| 0,06                      | 46            | 48 | 47 | 45 | 46 | 46               | 0,55   | 3,3                   |
| 0,08                      | 46            | 45 | 45 | 46 | 46 | 46               | 0,32   | 1,9                   |
| 0,10                      | 47            | 47 | 47 | 48 | 48 | 47               | 0,32   | 1,9                   |
| 0,12                      | 49            | 48 | 49 | 49 | 49 | 49               | 0,22   | 1,2                   |
| 0,14                      | 49            | 49 | 49 | 48 | 49 | 49               | 0,22   | 1,2                   |

Таблиця 3.10 – Розподіл твердості за глибиною зразка №24 зі сталі 4Х5МФ1С після гарту на температуру 1050°С

| Відстань від поверхні, мм | Твердість HRC |    |    |    |    |                  | Середнє квадратичне відхилення результату S <sub>x</sub> | Відносна помилка ε, % |
|---------------------------|---------------|----|----|----|----|------------------|--|-----------------------|
|                           | № виміру      |    |    |    |    | Середнє значення |  |                       |
|                           | 1             | 2  | 3  | 4  | 5  |                  |  |                       |
| 0                         | 43            | 43 | 42 | 43 | 43 | 43               | 0,50   | 1,4                   |
| 0,02                      | 43            | 45 | 45 | 43 | 44 | 44               | 0,45   | 2,8                   |
| 0,04                      | 46            | 44 | 46 | 45 | 45 | 45               | 0,39   | 2,4                   |
| 0,06                      | 45            | 45 | 46 | 46 | 46 | 46               | 0,32   | 1,9                   |
| 0,08                      | 47            | 48 | 47 | 47 | 47 | 47               | 0,22   | 1,3                   |
| 0,10                      | 49            | 47 | 48 | 47 | 48 | 48               | 0,39   | 2,3                   |
| 0,12                      | 48            | 49 | 50 | 49 | 49 | 49               | 0,32   | 1,8                   |
| 0,14                      | 51            | 51 | 52 | 51 | 51 | 51               | 0,22   | 1,2                   |
| 0,16                      | 51            | 52 | 51 | 50 | 51 | 51               | 0,32   | 1,7                   |

Таблиця 3.11 – Розподіл твердості за глибиною зразка №42 зі сталі 4Х5МФ1С після гартування на температуру 1070°С

| Відстань від поверхні, мм | Твердість HRC |    |    |    |    |                  | Середнє квадратичне відхилення результату S <sub>x</sub> | Відносна помилка ε, % |
|---------------------------|---------------|----|----|----|----|------------------|--|-----------------------|
|                           | № виміру      |    |    |    |    | Середнє значення |  |                       |
|                           | 1             | 2  | 3  | 4  | 5  |                  |  |                       |
| 1                         | 2             | 3  | 4  | 5  | 6  | 7                | 8  | 9                     |
| 0                         | 40            | 42 | 42 | 41 | 41 | 41               | 0,87   | 2,6                   |
| 0,02                      | 42            | 44 | 43 | 43 | 43 | 43               | 0,71   | 2,1                   |

Продовження таблиці 3.11

| 1    | 2  | 3  | 4  | 5  | 6  | 7  | 8    | 9   |
|------|----|----|----|----|----|----|------|-----|
| 0,04 | 44 | 44 | 43 | 43 | 43 | 43 | 0,71 | 2,1 |
| 0,06 | 44 | 44 | 44 | 43 | 44 | 44 | 0,50 | 1,4 |
| 0,08 | 44 | 45 | 43 | 44 | 45 | 44 | 0,87 | 2,4 |
| 0,10 | 46 | 46 | 47 | 45 | 46 | 46 | 0,71 | 1,9 |
| 0,12 | 49 | 48 | 47 | 49 | 47 | 48 | 1,00 | 2,6 |
| 0,14 | 47 | 48 | 47 | 47 | 48 | 48 | 0,87 | 2,3 |
| 0,16 | 50 | 49 | 50 | 49 | 51 | 50 | 0,87 | 2,2 |
| 0,18 | 51 | 50 | 51 | 50 | 50 | 50 | 0,71 | 1,8 |

Для визначення залежності ступеня знеуглецювання від температури нагріву під гартування експериментальні дані були узагальнені в таблиці 3.12.

Таблиця 3.12 – Розподіл твердості HRC по глибині досліджуваних зразків зі сталі 4X5MФ1С в залежності від температури гартування

| Маркування зразка | Температура гартування, °С | Відстань від поверхні зразка, мм |      |      |      |      |      |      |      |      |      |
|-------------------|----------------------------|----------------------------------|------|------|------|------|------|------|------|------|------|
|                   |                            | 0                                | 0,02 | 0,04 | 0,06 | 0,08 | 0,10 | 0,12 | 0,14 | 0,16 | 0,18 |
| 1                 | 950                        | 42                               | 42   | 44   | 44   | 44   | 45   | 45   | 45   | 45   | 45   |
| 12                | 1000                       | 42                               | 43   | 44   | 46   | 46   | 47   | 49   | 49   | 49   | 49   |
| 24                | 1050                       | 43                               | 44   | 45   | 46   | 47   | 48   | 49   | 51   | 51   | 51   |
| 42                | 1070                       | 41                               | 43   | 43   | 44   | 44   | 46   | 48   | 48   | 50   | 50   |

Для зручності визначення глибини знеуглецьованого шару за отриманими даними (табл. 3.8 - 3.11) представимо результати дослідження в графічній формі (рис. 3.9).

На підставі вищенаведених даних (табл. 3.12) можна проаналізувати залежність глибини знеуглецьованого шару від температури гартування (рис. 3.10).

Результати дослідження показали, що глибина знеуглецьованого шару при температурі нагріву під гартування 950°С досягає 0,10 мм, при 1000°С - 0,12 мм, при 1050°С - 0,14 мм, при 1070°С - 0,16 мм. Видно, що підвищення температури викликає більше знеуглецювання.

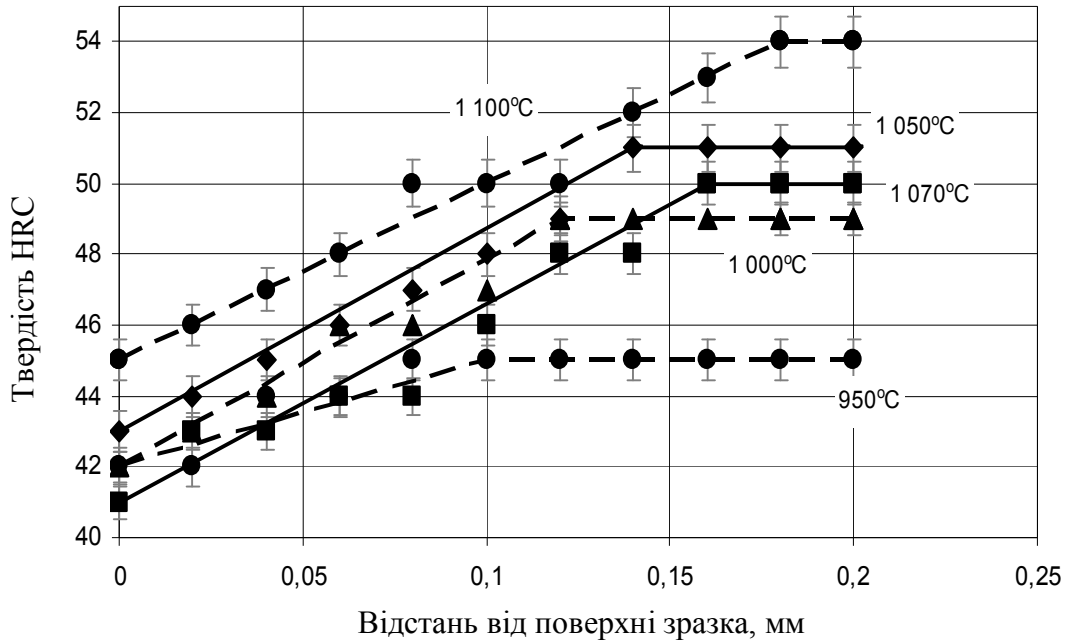


Рисунок 3.9 – Залежність розподілу твердості від температури гартування по перерізу зразків зі сталі 4X5MФ1С

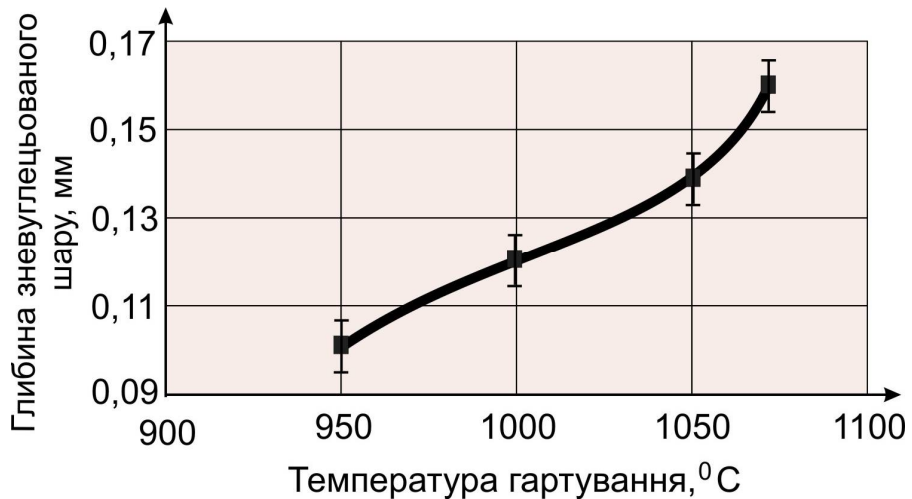


Рисунок 3.10 – Залежність глибини знеуглецьованого шару від температури гартування

### 3.5 Вплив температури гартування на аустенітне зерно

Якість сталі і її термічної обробки зручно контролювати за величиною дійсного аустенітного зерна. Допустима величина зерна неоднакова для сталей різних структурних класів. Як правило, рекомендується зерно балів 11 - 9,5 для штампових сталей нормальної теплостійкості і 11 - 10 для сталей підвищеної теплостійкості [1].

У даній роботі аустенітне зерно було виявлено методом окислення (див. п. 2.2.5.). У якості травителя застосовувався п'ятивідсотковий розчин пікринової кислоти з добавками алкіл-сульфату натрію.

Для визначення величини аустенітного зерна методом січних при кожній температурі було переглянуто п'ять полів зору. У табл. 3.13 дано кількість зерен по лінійці, що має сто поділів.

Ціна поділок шкали окуляр - мікрометра, якщо число суміщених поділів об'єкт - мікрометра  $c = 100$ , а число суміщених поділів окуляр - мікрометра  $a = 85$ .

$$Z = (100/85) \times 0.01 = 0,012 \text{ мм.}$$

Величину аустенітного зерна при кожній температурі розраховували за формулою (2.2) з огляду на те, що довжина лінійки окуляр - мікрометра  $L = 100$ .

Таблиця 3.13 – Результати оцінки розміру зерна методом січних

|                            |   | Кількість зерен |       |       |       |       |
|----------------------------|---|-----------------|-------|-------|-------|-------|
| Температура гартування, °С |   | 950             | 1 000 | 1 050 | 1 070 | 1 100 |
| № поля зору                | 1 | 131             | 111   | 92    | 75    | 56    |
|                            | 2 | 149             | 114   | 74    | 82    | 63    |
|                            | 3 | 152             | 128   | 82    | 72    | 68    |
|                            | 4 | 137             | 124   | 87    | 69    | 57    |
|                            | 5 | 172             | 123   | 84    | 77    | 66    |
| Середня кількість зерен    |   | 148,2           | 120,0 | 83,9  | 75,0  | 60,0  |
| Розмір зерна, мм           |   | 0,0081          | 0,010 | 0,014 | 0,016 | 0,020 |

Видно, що з ростом температури розмір зерна збільшується (див. рис. 3.11).

При температурі гартування 950 і 1000°С забезпечується досить дрібне зерно, відповідне балу 10-11. При подальшому підвищенні температури бал зерна зменшується до 9-10 (при 1050°С) і до 8-9 (при 1100 і 1070°С).

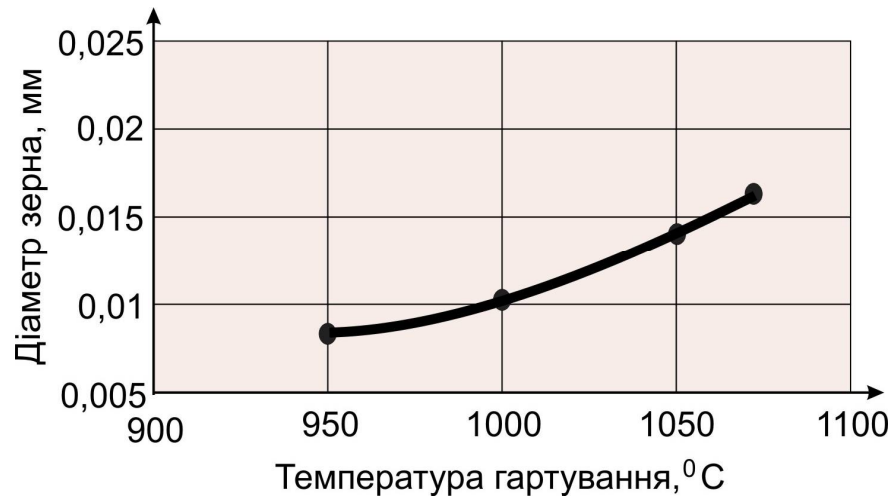


Рисунок 3.11 – Залежність розміру аустенітного зерна від температури гартування

В роботі була проведена також оцінка величини зерна аустеніту за допомогою методу хорд. Число виконаних вимірів хорд для кожного зразка не менше 150. Отримані дані та їх статистична обробка представлені в таблицях 3.14 – 3.17.

Таблиця 3.14 – Визначення величини аустенітного зерна сталі 4X5MФ1С після гартування на температуру 950°C

| № розмірної групи                               | Розмір хорд $d_i$ , мм | Кількість хорд даного розміру $n_i$ | Відносна частка довжин хорд по даній групі, % |
|---|------------------------|-------------------------------------|---|
| 1   | до 0,002 5             | 4                                   | 0,5   |
| 2   | 0,002 5 – 0,005        | 5                                   | 1,5   |
| 3   | 0,005 – 0,007 5        | 48                                  | 22  |
| 4   | 0,007 5 – 0,010        | 39                                  | 24  |
| 5   | 0,010 – 0,012 5        | 17                                  | 13  |
| 6   | 0,012 5 – 0,015        | 17                                  | 16  |
| 7   | 0,015 – 0,017 5        | 12                                  | 13  |
| 8   | 0,017 5 – 0,020        | 8                                   | 10  |
| Всього  |                        | 150                                 | 100   |
| Середній розмір хорди, мм                       |                        |                                     | 0,0075  |
| Середнє квадратичне відхилення результату $S_x$ |                        |                                     | 0,0083  |
| Відносна помилка $\epsilon$ , %                 |                        |                                     | 17,0  |

Видно, що в досліджуваній структурі найбільша кількість зерен

доводиться на дві розмірні групи: 0,005–0,007 5 мм і 0,007 5–0,010 мм (табл. 3.14).

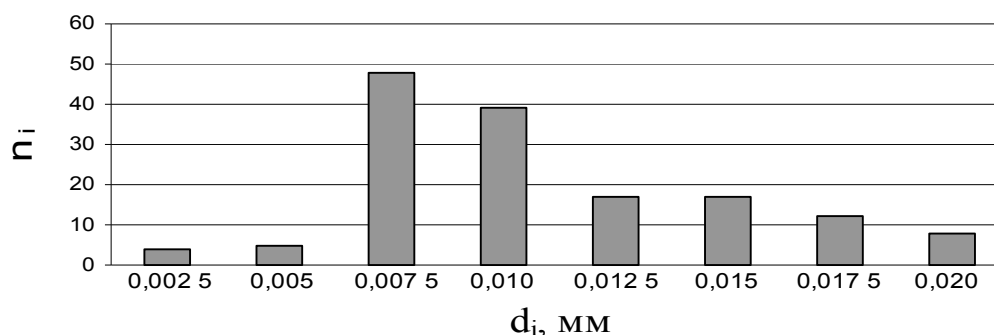


Рисунок 3.12 – Гістограма розподілу довжин хорд зерен аустеніту для зразка, загартованого на температуру 950°C

Таблиця 3.15 – Визначення величини аустенітного зерна сталі 4X5MФ1С після гартування на температуру 1000°C

| № розмірної групи                               | Розмір хорд $d_i$ , мм | Кількість хорд даного розміру $n_i$ | Відносна частка довжин хорд по даній групі, % |
|---|------------------------|-------------------------------------|---|
| 1   | до 0,002 5             | 2                                   | 0,2   |
| 2   | 0,002 5 – 0,005        | 2                                   | 0,3   |
| 3   | 0,005 – 0,007 5        | 25                                  | 6   |
| 4   | 0,007 5 – 0,010        | 52                                  | 17  |
| 5   | 0,010 – 0,012 5        | 40                                  | 16  |
| 6   | 0,012 5 – 0,015        | 35                                  | 16  |
| 7   | 0,015 – 0,017 5        | 24                                  | 13  |
| 8   | 0,017 5 – 0,020        | 19                                  | 12  |
| 9   | 0,020 – 0,022 5        | 4                                   | 3   |
| 10  | 0,022 5 – 0,025        | 11                                  | 9   |
| 11  | 0,025 – 0,027 5        | 3                                   | 3   |
| 12  | 0,027 5 – 0,030        | 5                                   | 4,5   |
| Всього  |                        | 222                                 | 100   |
| Середній розмір хорди, мм                       |                        |                                     |   |
| 0,010   |                        |                                     |   |
| Середнє квадратичне відхилення результату $S_x$ |                        |                                     |   |
| 0,005 7   |                        |                                     |   |
| Відносна помилка $\varepsilon$ , %              |                        |                                     |   |
| 7,0   |                        |                                     |   |

Найбільша кількість зерен доводиться на розмірні групи: 0,007 5–0,010 і



0,010–0,012 5 мм (див. табл. 3.15).

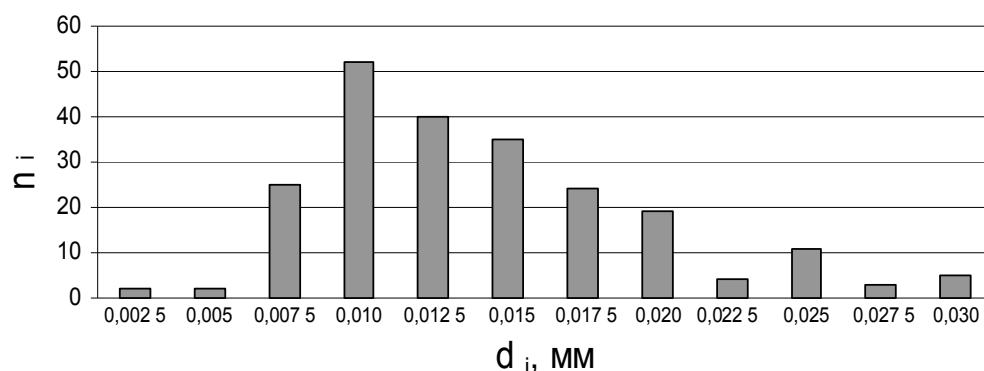


Рисунок 3.13 – Гістограма розподілу довжин хорд зерен аустеніту для зразка, загартованого на температуру 1000°C

Таблиця 3.16 – Визначення величини аустенітного зерна сталі 4Х5МФ1С після гартування на температуру 1050°C

| № розмірної групи                               | Розмір хорд $d_i$ , мм | Кількість хорд даного розміру $n_i$ | Відносна частка довжин хорд по даній групі, % |
|---|------------------------|-------------------------------------|---|
| 1   | до 0,002 5             | 2                                   | 0,2   |
| 2   | 0,002 5 – 0,005        | 5                                   | 0,8   |
| 3   | 0,005 – 0,007 5        | 8                                   | 1   |
| 4   | 0,007 5 – 0,010        | 15                                  | 3   |
| 5   | 0,010 – 0,012 5        | 48                                  | 13  |
| 6   | 0,012 5 – 0,015        | 53                                  | 17  |
| 7   | 0,015 – 0,017 5        | 43                                  | 16  |
| 8   | 0,017 5 – 0,020        | 12                                  | 5   |
| 9   | 0,020 – 0,022 5        | 20                                  | 10  |
| 10  | 0,022 5 – 0,025        | 18                                  | 10  |
| 11  | 0,025 – 0,027 5        | 12                                  | 7   |
| 12  | 0,027 5 – 0,030        | 14                                  | 9   |
| 13  | 0,030 – 0,032 5        | 5                                   | 4   |
| 14  | 0,032 5 – 0,035        | 2                                   | 2   |
| 15  | 0,035 – 0,037 5        | 3                                   | 2   |
| Всього  |                        | 260                                 | 100   |
| Середній розмір хорди, мм                       |                        |                                     |   |
| 0,015   |                        |                                     |   |
| Середнє квадратичне відхилення результату $S_x$ |                        |                                     |   |
| 0,006 1   |                        |                                     |   |
| Відносна помилка $\varepsilon$ , %              |                        |                                     |   |
| 4,0   |                        |                                     |   |

Найбільша кількість зерен припадає на три розмірні групи, які охоплюють інтервал 0,010–0,017 5 мм (див. табл. 3.16).

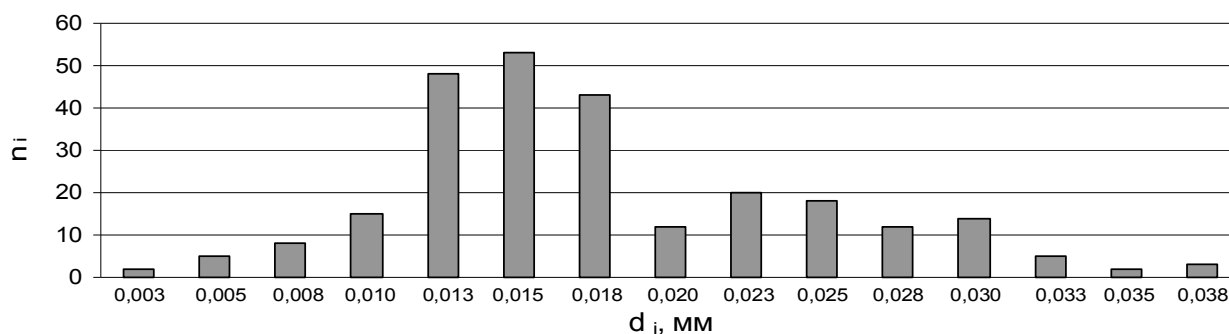


Рисунок 3.14 – Гістограма розподілу довжин хорд зерен аустеніту для зразка, загартованого на температуру 1050°C

Таблиця 3.17 – Визначення величини аустенітного зерна сталі 4X5МФ1С після гартування на температуру 1070°C

| № розмірної групи                               | Розмір хорд $d_i$ , мм | Кількість хорд даного розміру $n_i$ | Відносна частка довжин хорд по даній групі, % |
|---|------------------------|-------------------------------------|---|
| 1   | до 0,002 5             | 3                                   | 0,2   |
| 2   | 0,002 5 – 0,005        | 3                                   | 0,4   |
| 3   | 0,005 – 0,007 5        | 2                                   | 0,4   |
| 4   | 0,007 5 – 0,010        | 16                                  | 3   |
| 5   | 0,010 – 0,012 5        | 45                                  | 11  |
| 6   | 0,012 5 – 0,015        | 61                                  | 17  |
| 7   | 0,015 – 0,017 5        | 34                                  | 11  |
| 8   | 0,017 5 – 0,020        | 38                                  | 14  |
| 9   | 0,020 – 0,022 5        | 19                                  | 8   |
| 10  | 0,022 5 – 0,025        | 23                                  | 11  |
| 11  | 0,025 – 0,027 5        | 18                                  | 10  |
| 12  | 0,027 5 – 0,030        | 7                                   | 4   |
| 13  | 0,030 – 0,032 5        | 2                                   | 1   |
| 14  | 0,032 5 – 0,035        | 6                                   | 4   |
| 15  | 0,035 – 0,037 5        | 7                                   | 5   |
| Всього  |                        | 284                                 | 100   |
| Середній розмір хорди, мм                       |                        |                                     |   |
| 0,015   |                        |                                     |   |
| Середнє квадратичне відхилення результату $S_x$ |                        |                                     |   |
| 0,004 8   |                        |                                     |   |
| Відносна помилка $\varepsilon$ , %              |                        |                                     |   |
| 3,0   |                        |                                     |   |

Найбільша кількість зерен припадає на розмірну групу 0,012 5–0,015 мм (див. табл. 3.17).

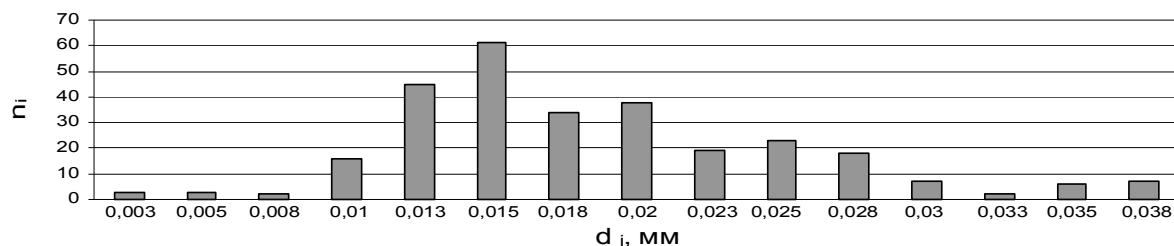


Рисунок 3.15 – Гістограма розподілу довжин хорд зерен аустеніту для зразка, загартованого на температуру 1070°C

Для порівняння результатів, отриманих при використанні різних методик експериментальні дані зведено в таблицю 3.18.

Таблиця 3.18 – Розмір зерна аустеніту (мм), визначений різними методами

| Метод     | Температура гартування, °C |       |       |       |        |
|-----------|----------------------------|-------|-------|-------|--------|
|           | 950                        | 1000  | 1050  | 1070  | 1100   |
| січних    | 0,0081                     | 0,010 | 0,014 | 0,016 | 0,020  |
| хорд      | 0,0075                     | 0,010 | 0,015 | 0,015 | 0,0225 |
| Бал зерна | 11                         | 10    | 9     | 9     | 8      |

### 3.6 Вплив температури відпуску на зносостійкість

Зносостійкість інструментальної сталі, тобто здатність її чинити опір різним видам зношування поверхні, є характеристикою довговічності інструменту. Зношування супроводжується не тільки фізичним руйнуванням робочого шару і втратою маси металу, а й його пластичним деформуванням. В результаті обох процесів змінюються форма і розміри робочих крайок.

Зношування посилюється в умовах:

а) динамічних навантажень, що викликають додаткове викришування і сколювання поверхневих шарів;

б) нагрівання при різанні або деформації, що знижує твердість і опір пластичної деформації і полегшує дифузію атомів між сталлю інструменту, оброблюваним металом і стружкою.

Таким чином, зносостійкість дуже складна властивість. Вона визначається не тільки хімічним складом, структурою і механічними властивостями, але і властивостями оброблюваного матеріалу, умовами експлуатації інструменту, його конструкції тощо. Останні визначають характер зносу: абразивний, адгезійний, ерозійний, дифузний та ін.

У даній роботі було проведено дослідження зносостійкості інструментальної сталі 4X5MФ1С в залежності від температури відпуску. Для дослідження застосовувався метод тертя «кульки по диску». Кількість циклів тертя було вибрано рівним 40000. В результаті серії експериментів на зразках були отримані сліди (канавки) тертя, переріз яких вимірювався на профілометрі (рис. 3.16). Виміри проводилися в п'яти різних місцях сліду. Знос зразка надалі оцінювався по винесеному об'єму метала. Для підтвердження отриманих результатів додатково оцінювався знос кульки (див. табл. 3.19).



Рисунок 3.16 – Профілометр M300C

За результатами експериментів був побудований графік, що характеризує винесений об'єм матеріалу залежно від температури відпуску (рис. 3.17). Мінімум на наведеній кривій відповідає зразку з максимальною зносостійкістю.

Для зіставлення зміни твердості і зносостійкості зразків, відпущених на різні температури на приладі Роквелла була виміряна їх твердість (рис. 3.18).

Таблиця 3.19 - Порівняльна зносостійкість зразків, відпущених з різних температур (температура гартування 1070°C)

|  |         |         |          |         |         |
|--|---------|---------|----------|---------|---------|
| Номер зразка                                   |         | 91      | 30       | 89      | 69      |
| Температура відпуску, °C                       |         | 550     | 570      | 600     | 650     |
| Кількість циклів тертя                         |         | 40000   | 40000    | 40000   | 40000   |
| Переріз профілю зносу S, мкм <sup>2</sup>      | 1       | 1844,3  | 1027,3   | 522,9   | 1196,9  |
|  | 2       | 973,3   | 845,3    | 592,8   | 1212    |
|  | 3       | 974,4   | 712,9    | 530,7   | 743,3   |
|  | 4       | 578,3   | 1 822,5  | 521     | 1004    |
|  | 5       | 1085,7  | 1 103,2  | 548,5   | 945,6   |
|  | середнє | 1091,2  | 1 102,24 | 543,18  | 1020,36 |
| Довжина сліду L, мкм                           |         | 1873    | 1956     | 1997    | 2001    |
| Об'єм винесеного матеріалу V, мкм <sup>3</sup> |         | 2043818 | 2155981  | 1084730 | 2041740 |
| Знос кульки, мкм <sup>3</sup>                  |         | 4,19    | 2,42     | 6,56    | 3,03    |

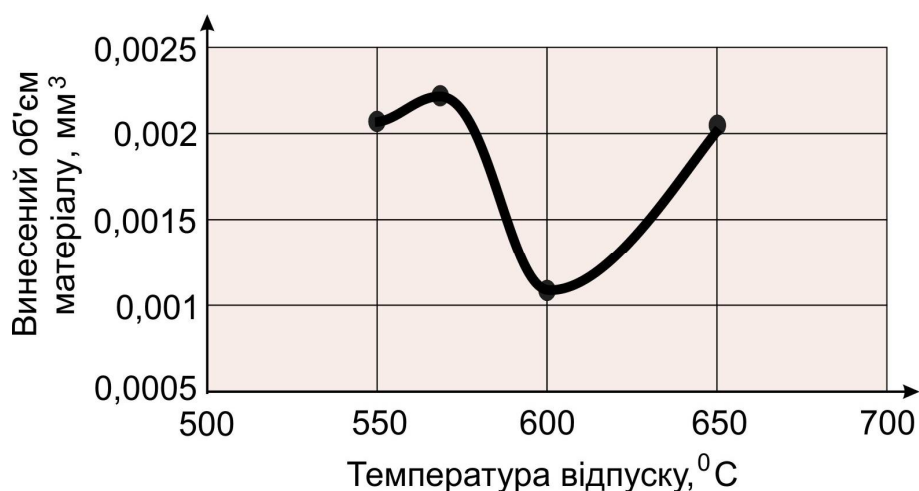


Рисунок 3.17 – Порівняльна зносостійкість зразків зі сталі 4X5MФ1С в залежності від температури відпуску

Максимальне зміцнення в досліджуваній сталі досягається після відпуску на 570°C. З подальшим підвищенням температури до 600°C зносостійкість зростає, а твердість зменшується, що пов'язано з різною природою карбідів, що виділяються. При 500-550°C виділяється проміжний карбід типу  $Me_2C$ ; вище 550-600°C - карбіди  $Me_{23}C$  і  $Me_6C$ . Відпуск вище 600-625°C підсилює коагуляцію карбідів.

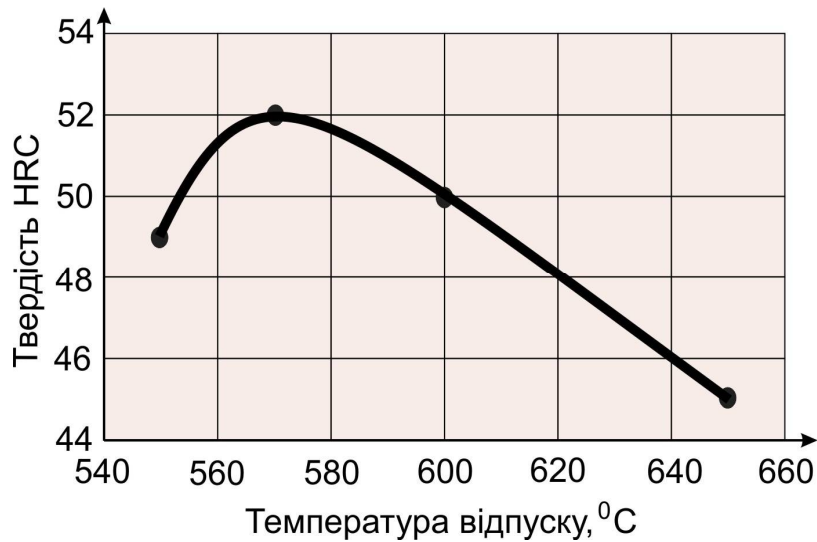


Рисунок 3.18 – Залежність твердості сталі 4X5MФ1С від температури відпуску

Також побудована залежність зносу кульки в ході експерименту для кожного зразка (рис. 3.19). Видно, що максимальний знос кульки був отриманий на зразку з максимальною зносостійкістю.

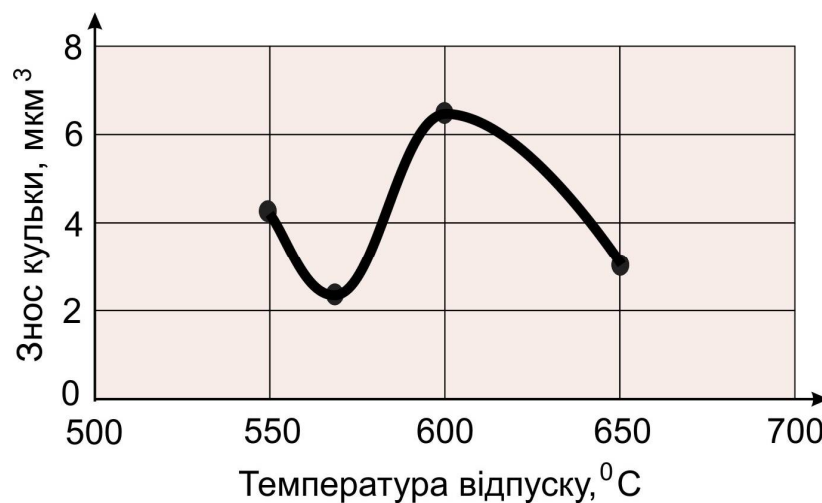


Рисунок 3.19 – Знос кульки в ході експериментів зі зразками, відпущеними на різні температури

З отриманих даних випливає, що найбільшу зносостійкість має сталь, відпущена з температури 600°C. Дане явище пов'язане з тим, що при цій температурі відпуску проходило дисперсійне твердіння, що приводить не тільки до збільшення твердості, але й зростання зносостійкості.

## 4 ОХОРОНА ПРАЦІ ТА ТЕХНІКА БЕЗПЕКИ ПРИ ПРОВЕДЕННІ НАУКОВО-ДОСЛІДНИХ РОБІТ

### 4.1 Загальні заходи щодо безпеки життєдіяльності

Всі дослідницькі роботи, представлені в даній роботі, проводилися в металографічних лабораторіях. У зв'язку з цим необхідно передбачити створення сприятливих умов для проведення експериментів на робочому місці.

*Створення комфортних метеоумов.* Мікроклімат на робочому місці в приміщенні лабораторії нормується з урахуванням температури повітря, його відносної вологості і швидкості руху. Основним показником є температура; вологість і вентиляція - супутні показники, що підсилюють її дію. Рекомендується періодично коригувати параметри системи опалення з урахуванням пори року [25]. Регулювання повітряного середовища здійснюється за допомогою вентиляції. Для зменшення рухливості повітря усуваються можливі причини виникнення протягів (відкриті кватирки, зазори між рамами тощо.).

*Умови освітлення.* Для створення сприятливих умов праці важливе значення має раціональне освітлення. Незадовільне освітлення ускладнює проведення робіт, веде до зниження продуктивності праці і працездатності очей. Для створення природного освітлення в приміщенні використовують світлові прорізи в стінах (вікна). Електричне освітлення необхідно для проведення робіт в темний час доби або в місцях без достатнього природного освітлення. У якості штучних джерел світла рекомендується використовувати лампи розжарювання і люмінесцентні лампи. Приймаємо освітлення двох видів: робоче (для проведення робіт в звичайних умовах) і аварійне (для тимчасового продовження робіт або евакуації працюючих при раптовому відключенні робочого освітлення) [25, 26]. Аварійне освітлення передбачається з незалежним джерелом живлення або при автоматичному перемиканні на нього у випадку аварії.

*Захист від шуму.* При проведенні металографічних досліджень використовується різне обладнання (шліфувальні і полірувальні верстати,

електронний мікроскоп), експлуатація якого супроводжується шумом. Шум викликає зміни в нервовій системі, впливає на психіку людини, серцево-судинну систему, погіршує сон [25 – 28]. Робота в умовах постійного шуму може викликати головний біль, запаморочення, ослаблення уваги. Шум є причиною швидкого розвитку втоми і зниження працездатності. Встановлений в лабораторії рівень звукового тиску при частоті 1000 Гц складає 60 дБ - при шумі, що виникає всередині приміщення, і 45 дБ - при шумі, проникаючому ззовні [27]. Для захисту від шумових впливів застосовують звукоізолюючі огорожі установок, які відображають більшу частину світлової енергії, що падає на них. Наприклад, верстати розташовуються в місцях, відгороджених глухими перегородками від решти лабораторії. Також для зниження шуму агрегатів використовують звукоізолюючі кожухи, в які укладають їх шумливі вузли. Люди, які безпосередньо працюють біля верстатів, повинні використовувати спеціальні вкладиші, типу беруші.

*Захист від шкідливих речовин і пилу.* При проведенні дослідницьких робіт виникає потенційна небезпека небажаної дії на організм речовин, що застосовуються в роботі. Всі забруднюючі повітря речовини надають шкідливої дії, якщо вони потрапляють в організм в кількостях, що перевищують деяку порогову величину; але навіть і в менших кількостях вони шкідливі, якщо знаходяться в організмі в незвичайних концентраціях або станах. Також при роботі може виникнути і безпосередній контакт зі шкідливими речовинами. При шліфуванні і поліруванні зразків повітря забруднюється металевим пилом. У зв'язку з багатокомпонентним складом досліджуваної сталі забруднення повітря може викликати різні реакції. Ряд металів (хром в даній сталі) може привести до алергічних захворювань - бронхіальна астма, ураження шкіри, очей, носа тощо [27 – 28]. Багато металу, в тому числі, залізо, ванадій, молібден, кремній, марганець, а також фосфор є біологічними мікроелементами, що знаходяться в крові, печінці, м'язах в дуже невеликих кількостях ( $10^{-3}$ - $10^{-2}\%$ ) [28]. Недолік або надлишок мікроелементів у порівнянні з нормальним вмістом призводить до порушень тих чи інших функцій організму. Для запобігання розповсюдження пилу дослідна лабораторія



розташовується в окремому приміщенні, ізольованому дверима від сусідніх робочих місць. Також передбачене регулярне вологе прибирання для видалення осілих частинок пилу. При проведенні робіт виникає необхідність в застосуванні хімічних сполук різної небезпеки, зокрема для травлення зразків (трихлористе залізо, пікринова кислота). Для захисту від шкідливих випарів передбачена місцева витяжна вентиляція, призначена для видалення забрудненого повітря безпосередньо від джерела утворення виділень. Даний вид вентиляції представлений в лабораторіях у вигляді укриттів і витяжних шаф. Для очищення повітря від шкідливих виділень і продуктів дихання людей передбачена загальнообмінна припливно-витяжна вентиляція, повітря для якої забирається з чистої зони. Додатково використовуються засоби індивідуального захисту. Для захисту рук при роботі з травителями застосовують кислототривкі рукавички, які повинні тісно прилягати до шкіри.

*Захист від електричного струму.* Причинами ураження електричним струмом є зіткнення з відкритими струмоведучими частинами і проводами; дотик до струмоведучих частин, ізоляція яких пошкоджена; дотик до струмоведучих частин через предмети з низьким опором ізоляції; дотик до металевих частин обладнання, випадково опинилися під напругою [25 – 28]. Небезпека електричних поразок створює працююче від мережі обладнання, освітлювальні прилади і електрична проводка. Дія електричного струму на організм може викликати різні електричні травми (електричний опік, металізацію шкіри, електричний знак та ін.), тому передбачають заходи захисту від ураження електричним струмом. Для мережі загального освітлення допускається напруга не вище 220 В. Для захисту від дотику здійснюють недоступне розташування струмоведучих частин (на висоті, під підлогою або приховано в стінах). Незахищені струмоведучі частини, до яких можливий дотик людей надійно захищають. Застосовувані проводи та кабелі повинні відповідати умовам експлуатації обладнання. Для виключення мережі при короткому замиканні використовують швидкодіючий релейний захист і вимикачі, настановні автомати і плавкі запобіжники. Для захисту працюючого в

разі дотику до металевих частин електричної установки, випадково опинилися під напругою, застосовують захисне заземлення.

*Захист від електромагнітних випромінювань.* Виникаючі при використанні струмів високої частоти електромагнітні поля різних частотних діапазонів представляють певну професійну шкідливість, тому необхідно вживати заходів щодо захисту від їх впливу на організм. Надійним методом захисту є екранування [26]. Металеві частини установок і систем водоохолодження заземляють, щоб не допустити ураження струмом. Проводи, кабелі та інші струмопровідні частини огорожують. Повинна бути виключена можливість їх нагріву. Передбачають пристрої (рубильники, вимикачі), що забезпечують відключення від мережі. Обов'язкова загальна вентиляція приміщень (з витяжкою з верхньої зони приміщення в робочу зону). Приміщення високочастотних установок забороняється захищувати металевими предметами. Повинні бути дотримані вимоги електробезпеки.

*Захист від пожежі.* Пожежі становлять значну небезпеку, так як заподіюють великі пошкодження і матеріальний збиток, тому запобігання пожеж є важливим завданням. Для зменшення небезпеки виникнення і поширення пожеж велике значення має раціональне пристосування і розташування лабораторій і виходів з них [28]. Обов'язкова наявність вентиляції, так як її відсутність може стати причиною задимлення приміщень і ускладнює боротьбу з пожежею. У вентиляційних пристроях не повинен накопичуватися пил; швидкість руху повітря повинна бути такою, щоб зважені в повітрі частки не осідали. Обов'язкова наявність повідомлюючої пожежної сигналізації в будівлі. Кожна лабораторія повинна бути оснащена вогнегасником для усунення пожежі, що починається. У будівлі забезпечують можливість швидкої безпечної евакуації людей у разі виникнення загоряння. З коридору рекомендується проектувати, як правило, не менше двох евакуаційних виходів. Пожежну небезпеку можуть представляти електричні пристрої в разі перевантаження або короткого замикання. Для запобігання цього необхідні: правильний монтаж і експлуатація мереж і агрегатів, дотримання правил їх експлуатації.

## **4.2 Заходи безпеки при проведенні технологічних процесів термообробки металів**

При розробці і проведенні технологічних процесів термообробки металів слід керуватися НПАОП 28.5-1.02-07, ГОСТ 12.1.010-76, ГОСТ 12.3.002-75, СП 1042-73 та іншими чинними нормативними актами.

Відповідно до НПАОП 28.5-1.02-07 технологічні процеси термічної і хіміко-термічної обробки металів повинні передбачати [24]:

- усунення безпосереднього контакту працівників з хімічними речовинами, матеріалами, деталями і відходами виробництва, які здійснюють на них шкідливий вплив;
- заміну операцій, при яких виникають небезпечні і шкідливі виробничі фактори, на операції, де зазначені фактори відсутні або мають меншу інтенсивність;
- використання автоматизованих методів визначення концентрації речовин 1 класу безпеки в повітрі робочої зони;
- оптимальні режими роботи устаткування, що забезпечують безперервність технологічного процесу;
- раціональний ритм роботи людей, які виконують окремі технологічні операції;
- унеможливлення створення аварійних ситуацій;
- застосування комплексної механізації та автоматизації, дистанційного керування, контролю і регулювання параметрів технологічних процесів (температури, інфрачервоного випромінювання, тиску в робочому просторі печі, вмісту компонентів у газовому середовищі та ін.);
- використання блокувальних пристроїв (з метою унеможливлення виникнення аварійних ситуацій) і засобів світлової і звукової сигналізації про порушення технологічного процесу;
- герметизацію устаткування, з якого можливе виділення шкідливих речовин;
- своєчасне видалення і знешкодження відходів виробництва, які є джерелами небезпечних і шкідливих виробничих факторів;

- захист від надмірного опромінення робочих місць;
- дотримання встановленої періодичності чищення гартівних баків, ємностей і нагрівальних печей;
- механізацію ручної праці.

Для всіх термічних процесів, де це можливо за умовами технології, слід виключати полум'яне нагрівання, замінюючи його електричним. При неможливості цього для нагрівання слід використовувати газоподібне паливо. Застосування твердого або рідкого палива допускається тільки в технічно обгрунтованих випадках.

Технологічні процеси, при яких застосовуються або утворюються шкідливі речовини, повинні проводитися на устаткуванні з герметичними і надійними в експлуатації арматурою і комунікаціями. Внутрішні поверхні апаратів і ємностей для агресивних речовин, мішалки і труби слід виготовляти з антикорозійних матеріалів або захищати антикорозійними покриттями. Для безпечного транспортування технологічних рідин і газів слід максимально використовувати трубопроводи.

## ВИСНОВКИ

В ході виконання магістерської роботи досліджено вплив легуючих компонентів та термічної обробки на властивості і структуру штампової сталі, а саме:

1. Виявлено, що хром позитивно впливає на ряд характеристик штампових сталей, таких як прожарюваність, схильність до вторинного тверднення, теплостійкість тощо. Також хром сприяє збереженню високого опору пластичній деформації при нагріванні до 400-500°C.

Однак, у штампових сталях для гарячого деформування необхідне жорстке регламентування вмісту хрому, так як він прискорює їх знеміцнення, починаючи з 2-3%, що пов'язано зі значним зростанням швидкості коалесценції карбідів.

2. Підвищення змісту вольфраму в комплекснолегованих штампових сталях для холодного деформування збільшує їх стійкість проти перегріву, зміщуючи температуру початку інтенсивного росту зерна до 1070-1100°C в сталях типу Х4МФ вже при введенні 2-3% W.

Молибден дещо підвищує стійкість проти перегріву сталей типу 4Х4В2М2ФС, але викликає протилежний вплив на поведінку при нагріванні сплавів з підвищеним вмістом вуглецю.

Також вольфрам і молибден ефективно підвищують теплостійкість.

3. Ванадій здійснює ефективний вплив на процеси збиральної рекристалізації і істотно зменшує чутливість штампових сталей до перегріву. Однак, при введенні до складу сталей 3-4% V спостерігається значне погіршення шліфованості (через присутність дуже твердого карбиду MeC), що обмежує їх широке застосування. Іншим недоліком є знижена окалиностійкість при відпалі і гарячій пластичній деформації.

4. Кремній і кобальт інтенсифікують процеси карбідоутворення при відпусканні і значно підвищують рівень вторинної твердості. У комплекснолегованих штампових сталях введення цих елементів викликає приріст зміцнення. Однак підвищуючи зазначені властивості дані елементи

знижують ударну в'язкість і міцність при вигині, кобальт в цьому напрямку впливає сильніше.

5. Легування сталей нікелем і марганцем підвищує прожарюваність. Нікель також ефективно підвищує пластичність, що дуже важливо для матеріалів, що зазнають вплив динамічних навантажень.

Однак, марганець і нікель збільшують кількість залишкового аустеніту, але не запобігають його розпаду під впливом напруг, що циклічно змінюються, при експлуатації штампів. Це робить неприпустимим легування даними елементами вториннотвердіючих штампових сталей з високим опором зминанню.

6. Досліджено вплив температури гартування і відпуску на зміну твердості сталі 4X5MФ1С. Показано, що сталь даної марки схильна до вторинного тверднення при температурах порядку 550°C.

Зокрема, слід враховувати, що при підвищенні температури нагріву під загартування зростає теплостійкість і прожарюваність штампових сталей, але через укрупнення зерна знижується їх в'язкість.

7. Вивчено вплив температури гартування на глибину знеуглецьованого шару і показано, що зі збільшенням температури нагріву збільшується глибина знеуглецювання до 0,2 мм при 1070°C.

8. Розроблено методику виявлення аустенітного зерна і визначена його величина в залежності від температури гартування.

9. Вивчено вплив температури відпуску на зносостійкість даної сталі. Виявлена оптимальна температура відпуску, відповідна максимальній зносостійкості. Вивчено зносостійкість покриттів з нітриду і оксинітриду титану, нанесених на зразки за допомогою іонно-плазмової імплантації.

10. Проведено мікроскопічне дослідження структури загартованої сталі. Показано, що зі збільшенням температури гартування з 950 до 1070°C об'ємна частка фази карбіду в структурі зменшується за рахунок її більш повного розчинення в аустеніті.

## ВИКОРИСТАНА ЛІТЕРАТУРА

1. Геллер, Ю.А. Инструментальные стали / Ю.А. Геллер. – М.: Металлургия, 1968. – 568 с.
2. Попович В. В. Технологія конструкційних матеріалів і матеріалознавство: [підручник для студ. вищ. навч. закл.] / В. В. Попович, В. В. Попович. — Львів: Світ, 2006. — 624 с.
3. Хільчевський В. В. Матеріалознавство і технологія конструкційних матеріалів: Навчальний посібник. К.: Либідь, 2002. — 328 с.
4. Позняк, Л.А., Скрынченко, С.И. Штамповые стали / Л.А. Позняк, С. И. Скрынченко. – М.: Металлургия, 1980. – 244 с.
5. Будник А. Ф. Типове обладнання термічних цехів та діляниць: Навчальний посібник. — Суми: Вид-во СумДУ, 2008. — 212 с.
6. Металловедение и термическая обработка стали: справочник. Т. 1. Методы испытаний и исследования / под ред. М.Л. Бернштейна, А.Г. Рахштадта. – М.: Металлургия, 1983. – 367 с.
7. Торопцева, Е.Л. Методические указания по курсу «Теория термической обработки металлов» / Е.Л.Торопцева, В.И. Захаренкова. – Липецк: ЛГТУ, 2003. – 32 с.
8. Гвоздев, А.Г. Лабораторный практикум по материаловедению: учеб. пособие / А.Г. Гвоздев. – Липецк: ЛГТУ, 2002. – 82 с.
9. ГОСТ 5950–2000. Прутки, полосы и мотки из инструментальной легированной стали.
10. Шиммель, Г. Методика электронной микроскопии / Г. Шиммель. – М.: Металлургия, 1991. – 295 с.
11. Лившиц, Б.Г. Металлография: учеб. пособие для вузов / Б.Г. Лившиц. – М.: Металлургия, 1990. – 236 с.
12. ГОСТ 9013-59. Металлы. Метод измерения твердости по Роквеллу.
13. ГОСТ 1763–68. Сталь. Методы определения глубины обезуглероженного слоя.
14. ГОСТ 5639–82. Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна.

15. Brenscheidt, F. The influence of ion energy on the wear behaviour of titanium-implanted silicon nitride ceramics / F. Brenscheidt, W. Fischer, W. Matz, E. Wieser // Surface and coatings technology. – 1996. – №83. – с. 317 – 321.

16. Манюгин, А.П. Методические указания к выполнению экономической и организационной части дипломной работы исследовательского характера / А.П. Манюгин, О.В.Лосева. – Липецк: ЛГТУ, 2002. – 33 с.

17. Богомолова Е.В. Методические указания к выполнению экономической и организационной части дипломной работы исследовательского характера / Е.В. Богомолова, Л.К. Михайловская. – Липецк: ЛГТУ, 2000. – 12 с.

18. Злобинский, Б.М. Охрана труда в металлургии / Б.М. Злобинский. – М.: Металлургия, 1975. – 536 с.

19. Гусев, В.М. Теплотехника, отопление, вентиляция и кондиционирование воздуха: учебник для вузов / В.М. Гусев, Н.И. Ковалев, В.П. Попов, В.А. Порошков. – Л.: Стройиздат, 1981. – 343 с.

20. Ананьев, В.А. Системы вентиляции и кондиционирования. Теория и практика / Ананьев В.А., Балужева Л.Н. – Евроклимат, 2003. – 416 с.

21. Фролов В.В., Винокуров В.А., Волченко В.Н. Теплофизические свойства сталей и сплавов. – М.: Металлургия, 1970. – 592 с.

22. ГОСТ 9450-76 «Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников».

23. Задачин В. М. Чисельні методи: навчальний посібник / В.М.Задачин, І.Г. Конюшенко. – Х. : Вид. ХНЕУ ім. С. Кузнеця, 2014. – 180 с.

24. НПАОП 28.5-1.02-07. Правила охорони праці при термічній обробці металів.

25. Основи охорони праці: підручник / М.С. Одарченко, А.М. Одарченко, В.І. Степанов, Я.М. Черненко. – Х.: Стиль-Издат, 2017. – 334 с.

26. Основи охорони праці: Підручник. 2-ге видання, доповнене та перероблене. / К. Н. Ткачук, М. О. Халі мовський, В. В. Зацарний, Д. В. Зеркалов, Р. В. Сабарно, О. І. Полукаров, В. С. Коз'яков, Л. О. Мітюк. За ред. К. Н. Ткачука і М. О. Халімовського. — К.: Основа, 2006 — 448 с.



27. Гандзюк М.П., Желібо Є.П., Халімовський М.О. Основи охорони праці: підручник для студентів вищих навч. закладів / За ред. М.П. Гандзюка – К.: Каравела, 2004. – 408 с.

28. Голінько В.І. Г 60 Основи охорони праці: підручник / В.І. Голінько; МОН України; Нац. гірн. ун-т. – 2-ге вид. – Д.: НГУ, 2014. – 271 с.

## ДОДАТКИ