МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
Національний університет «Запорізька політехніка»

Факультет будівництва, архітектури та дизайну
(повне найменування факультету)

Кафедра «Композиційні матеріали, хімія та технології»
(повне найменування кафедри)

Пояснювальна записка

до дипломного проєкту (роботи)

бакалавра
(ступінь вищої освіти)

на тему Формування структури та властивостей порошкових швидкорізальних сталей під впливом багатоступеневого термічного оброблення

Виконав(ла): студент(ка) 4 курсу, групи БАД-212

Спеціальності 132 «Матеріалознавство»
(код і найменування спеціальності)

Освітня програма (спеціалізація)
Композиційні та порошкові матеріали, покриття

МАЛЬОВАНИЙ М.В
(ПРІЗВИЩЕ та ініціали)

Керівник МІТЯЄВ О.А
(ПРІЗВИЩЕ та ініціали)
Рецензент ГЛОТКА О.А
(ПРІЗВИЩЕ та ініціали)

2026

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
Національний університет «Запорізька політехніка»

Факультет будівництва, архітектури та дизайну
Кафедра Композиційні матеріали, хімія та технології
Ступінь вищої освіти бакалавр
Спеціальність 132 «Матеріалознавство»
(код і найменування)
Освітня програма (спеціалізація) Композиційні та порошкові матеріали, покриття
(назва освітньої програми (спеціалізації)

ЗАТВЕРДЖУЮ
В. о. завідувача кафедри КМХТ
Іван АКІМОВ
«20 » квітня 2026 року

З А В Д А Н Н Я
НА ДИПЛОМНИЙ ПРОЄКТ (РОБОТУ) СТУДЕНТА(КИ)
МАЛЬОВАНИЙ Максим Віталійович
(ПРІЗВИЩЕ, ім'я, по батькові)

1. Тема проєкту (роботи) Формування структури та властивостей порошкових швидкорізальних сталей під впливом багатоступеневого термічного оброблення

керівник проєкту (роботи) д.т.н проф. МІТЯЄВ Олександр Анатолійович ,
(науковий ступінь, вчене звання, ПРІЗВИЩЕ, ім'я, по батькові)
затверджені наказом закладу вищої освіти від « 17 » квітня 2026 року № 173
2. Строк подання студентом проєкту (роботи) 25.05.2026
3. Вихідні дані до проєкту (роботи) Розробити технологічний процес багатоступеневого термічного оброблення крупногабаритної протяжки зі порошкової швидкорізальної сталі Р6М5К5 з забезпеченням твердості HRC 63–65, дрібнодисперсної карбідної фази та мінімальної деформації при збереженні в'язкості серцевини.
4. Зміст розрахунково-пояснювальної записки (перелік питань, які потрібно розробити) Вступ обґрунтовує актуальність теми та формулює мету дослідження термічної обробки порошкових швидкорізальних сталей. Перший розділ характеризує умови експлуатації та вимоги до швидкорізальних сталей. Другий розділ описує порошкову сталь Р6М5К5, її хімічний склад, гранулометрію та маршрутну технологію виготовлення протяжок методом гарячого штампування. Третій розділ містить розробку режимів багатоступеневого термічного оброблення, технологічну карту та розрахунки часу обробки для робочої (Р6М5К5) та хвостової (40Х) частин. Четвертий розділ досліджує мікроструктуру після термообробки: розподіл карбідів, розмір зерна, вплив температури гартування на твердість та залишковий аустеніт. П'ятий розділ систематизує дефекти термічної обробки порошкових сталей, методи їх попередження через контроль параметрів та захисні атмосфери, а також способи виправлення з урахуванням специфіки порошкових матеріалів. Висновки узагальнюють результати та рекомендації для практичного застосування.

5. Перелік графічного матеріалу (з точним зазначенням обов'язкових креслень, кількість слайдів, плакатів) презентація

6. Консультанти розділів проєкту (роботи)

Розділ	ПРІЗВИЩЕ, ініціали та посада консультанта	Підпис, дата	
		завдання видав	прийняв виконане завдання
1	МІТЯЄВ О.А, професор	20.04.26	25.04.26
2	МІТЯЄВ О.А, професор	25.04.26	30.04.26
3	МІТЯЄВ О.А, професор	30.04.26	05.05.26
4	МІТЯЄВ О.А, професор	05.05.26	12.05.26
5	МІТЯЄВ О.А, професор	12.05.26	19.05.26
НК	ПЕТРУША Ю.Ю, доцент	20.05.26	25.05.26

7. Дата видачі завдання «20» квітня 2026 року.

КАЛЕНДАРНИЙ ПЛАН

№ з/п	Назва етапів дипломного проєкту (роботи)	Строк виконання етапів проєкту (роботи)	**При-мітка**
1	Вступ , розділ 1	25.04.2026	Викон.
2	Розділ 2	30.04.2026	Викон.
3	Розділ 3	05.05.2026	Викон.
4	Розділ 4	12.05.2026	Викон.
5	Розділ 5	19.05.2026	Викон.
6	Попередній захист	25.05.2026	Викон.

Студент(ка) Максим МАЛЬОВАНИЙ

Керівник проєкту (роботи) Олександр МІТЯЄВ

РЕФЕРАТ

Пояснювальна записка до бакалаврської роботи: 48 с., 2 табл., 6 рис., 7 джерел.

ТЕРМІЧНА ОБРОБКА, ПОРОШКОВА МЕТАЛУРГІЯ, ШВИДКОРІЗАЛЬНА СТАЛЬ, ГАРТУВАННЯ, ВІДПУСК, ПРОТЯЖКА, МІКРОСТРУКТУРА, ТВЕРДІСТЬ, КАРБІДИ, МАРТЕНСИТ, АУСТЕНІТ, ДЕФЕКТИ

Об’єкт розробки – крупногабаритна протяжка з порошкової швидкорізальної сталі Р6М5К5.

Метою роботи є дослідження термічної обробки порошкової сталі Р6М5К5 та розробка раціональних режимів для виготовлення ріжучого інструменту.

У процесі виконання роботи вирішувались задачі:

– проаналізовано особливості структури та властивостей порошкової сталі Р6М5К5;

– досліджено вплив режимів термічної обробки на структуру та властивості;

– розроблено технологічну карту термічної обробки протяжки;

– проведено технологічні розрахунки часу обробки та маси садки;

– систематизовано дефекти термічної обробки та методи їх попередження;

– обрано необхідне обладнання та засоби контролю якості.

ЗМІСТ

Вступ 6

1 Характеристика швидкорізальних сталей: умови експлуатації та вимоги до матеріалів 7

2 Матеріали дослідження та маршрутна технологія вироблення 10

3 Розробка режиму термічної обробки 14

4 Мікростуктура порошкової швидкорізальної сталі 28

5 Попередження та випралення дефектів 36

5.1. Класифікація дефектів термічної обробки порошкових швидкорізальних сталей 36

5.2 Методи попередження дефектів при термічній обробці порошкових сталей 39

5.3 Методи виправлення дефектів порошкових сталей 42

Висновки 47

Перелік джерел посилань 48

ВСТУП

Актуальність теми. Сучасне машинобудування потребує високоефективного ріжучого інструменту з підвищеними експлуатаційними характеристиками. Швидкорізальні сталі є основним матеріалом для виготовлення складного фасонного інструменту завдяки оптимальному поєднанню твердості, теплостійкості та в’язкості.

Традиційна технологія виробництва швидкорізальних сталей методом лиття має значні недоліки: низький вихід придатного металу, ліквацію легуючих елементів, нерівномірний розподіл карбідів та високу схильність до утворення тріщин при термічній обробці. Ці проблеми особливо критичні для крупногабаритного інструменту складної конфігурації.

Застосування порошкової металургії дозволяє отримати однорідну структуру з рівномірним розподілом дисперсних карбідів, відсутністю ліквації та підвищеною технологічністю. Однак порошкові швидкорізальні сталі мають специфічні особливості, що вимагають розробки раціональних режимів термічної обробки для забезпечення високих механічних властивостей готового інструменту.

Термічна обробка є визначальною операцією, що формує кінцеві властивості швидкорізального інструменту. Розробка оптимальних режимів термічної обробки порошкових швидкорізальних сталей для крупногабаритних виробів є актуальним завданням сучасного інструментального виробництва, що обумовлює вибір теми дипломної роботи.

1 ХАРАКТЕРИСТИКА ШВИДКОРІЗАЛЬНИХ СТАЛЕЙ: УМОВИ ЕКСПЛУАТАЦІЇ ТА ВИМОГИ ДО МАТЕРІАЛІВ

Різальні інструменти функціонують у комплексному напруженому стані. Під час процесу обробки матеріалів відбувається значне тепловиділення, виникають високі контактні напруження та інтенсивне тертя на межі контакту інструменту з оброблюваною деталлю і стружкою, що призводить до поступового спрацювання різальних елементів.

За умов дії високих температур та контактних напружень у зоні різання активізуються процеси молекулярної взаємодії – адгезійні явища, що проявляються у прилипанні матеріалу стружки до робочої поверхні інструменту. Такі процеси супроводжуються відривом мікрочастинок матеріалу інструменту разом зі стружкою, що суттєво прискорює деградацію різальних властивостей.

При обробці без застосування мастильно-охолоджувальних технологічних середовищ домінуючим механізмом стає абразивне спрацювання. Комбінація згаданих факторів призводить до зношування різальних інструментів як по передній, так і по задній поверхнях.

Інтенсивність та характер зношування різальних інструментів безпосередньо впливають на їхній експлуатаційний ресурс, якісні характеристики оброблюваних поверхонь та точність геометричних параметрів деталей.

Різальна частина інструментів експлуатується в екстремальних температурних режимах під впливом значних статичних і динамічних навантажень. Відповідно, інструментальні матеріали повинні забезпечувати комплексне поєднання наступних експлуатаційних характеристик: належну твердість, міцність, зносостійкість, теплостійкість і ефективну теплопровідність.

Твердість як здатність матеріалу опиратись проникненню інших тіл забезпечує різальному інструменту ефективність у процесі відділення стружки від оброблюваного матеріалу.

В’язкість визначає здатність матеріалу протистояти динамічним ударним навантаженням, що особливо важливо при переривчастому різанні.

Міцність характеризує здатність інструментального матеріалу витримувати різноспрямовані механічні навантаження – розтяг, кручення, згинання, стиск та інші деформації.

Зносостійкість визначає здатність матеріалу зберігати свої експлуатаційні властивості при контактній взаємодії з оброблюваною деталлю. Підвищена зносостійкість забезпечує тривале збереження гостроти різальних кромок та стабільність геометричних параметрів інструменту.

Теплостійкість являє собою здатність інструментального матеріалу зберігати необхідний рівень твердості при підвищених температурах у зоні різання.

Теплопровідність забезпечує ефективне відведення теплової енергії із зони різання, що сприяє зниженню робочих температур і покращенню експлуатаційних умов функціонування різального інструменту.

Поряд із вказаними технологічними вимогами, сучасні інструментальні матеріали мають відповідати економічним критеріям – містити оптимальну кількість легувальних елементів, особливо тих, що відносяться до дефіцитних.

Сталі для виготовлення різальних інструментів повинні забезпечувати:

Високі показники твердості (переважно 63-66 HRC), а для обробки важкооброблюваних матеріалів – підвищену твердість 66-69 HRC (з обов'язковим доведенням різальних кромок та ділянок, що зазнають максимальних напружень). Аналогічний рівень твердості, але у поверхневому шарі (що досягається технологіями хіміко-термічної обробки – ціанування або азотування), необхідний більшості інструментів для обробки конструкційних сталей та чавунів;

Оптимальне поєднання міцності та опору пластичній деформації, а для окремих категорій інструментів – максимально досяжну в’язкість;

Підвищену теплостійкість для високошвидкісного різання або обробки важкооброблюваних матеріалів.

Для забезпечення вказаних вимог найбільш широко застосовують швидкорізальні сталі (Р6М5К5, Р18, Р9) – теплостійкі сталеві сплави з високою твердістю, зміцнені карбідними та інтерметалідними фазами. Ці матеріали ефективні для виготовлення інструментів, що функціонують при підвищених швидкостях різання, коли робочі кромки нагріваються до температур 600-640°С.

Головною перевагою швидкорізальних сталей є їхня виняткова теплостійкість (також відома як червоностійкість) – здатність зберігати мартенситну структуру при підвищених температурних режимах. Завдяки цій властивості такі сталі підтримують необхідні експлуатаційні характеристики – високу твердість, міцність та зносостійкість навіть за інтенсивного термічного навантаження, яке виникає в зоні різальної кромки під час високошвидкісної обробки матеріалів.

Структурна стабільність мартенситу в швидкорізальних сталях зберігається при нагріванні до 600-620°С, що забезпечує суттєві переваги у продуктивності. Використання таких сталей дозволяє значно інтенсифікувати процес обробки, збільшивши швидкість різання у 2-4 рази та підвищивши експлуатаційну стійкість інструментів у 10-30 разів порівняно з інструментальними сталями, що не мають достатнього рівня теплостійкості.

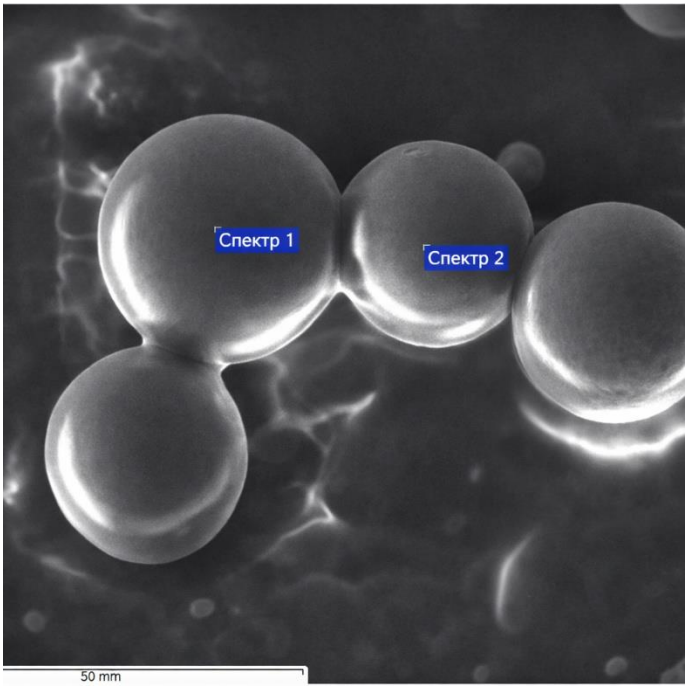
2 МАТЕРІАЛИ ДОСЛІДЖЕННЯ ТА МАРШРУТНА ТЕХНОЛОГІЯ ВИРОБЛЕННЯ

У якості металевої основи для досліджуваного композиційного матеріалу типу карбідосталь було обрано промисловий порошок швидкорізальної сталі марки Р6М5К5. Сучасні наукові дослідження підтверджують доцільність та ефективність застосування гетерогенної структури з рівномірно розподіленими твердими включеннями в металевій матричній основі.

Функціональне призначення металевої матриці полягає у перерозподілі напружень та забезпеченні необхідної пластичності композиту, тоді як тверді включення відповідають за підвищену зносостійкість матеріалу, а в певних умовах експлуатації – сприяють зниженню коефіцієнта тертя. Критичною вимогою для досягнення високих фізико-механічних характеристик є забезпечення надійного адгезійного зв’язку між твердими включеннями та металевою матрицею. Недостатня міцність такого зв'язку призводить до викришування твердих частинок під час навантаження виробів, що спричиняє додаткове абразивне пошкодження робочих поверхонь незакріпленими частинками твердої фази та, як наслідок, катастрофічне зношування матеріалу.

У представленому дослідженні використовувався порошок швидкорізальної сталі Р6М5К5, виготовлений технологією газового розпилення розплаву із застосуванням азоту. Експлуатаційні властивості розпилених порошків значною мірою визначаються вмістом кисню, який потрапляє в матеріал двома шляхами: через поверхневе окислення частинок під час процесу розпилення та розчиненням у рідкому металі з утворенням шлакових і неметалевих включень. Для підвищення якості розпиленого порошкового матеріалу застосовують термічну обробку у вигляді відпалу, яка забезпечує зниження вмісту кисню до рівня 0,02%. Хімічний склад

вихідного порошку швидкорізальної сталі Р6М5К5 до процедури відпалу представлений на рисунку 2.1.



Спектр	C	V	Cr	Fe	Co	Mo	W	Підсумок
Спектр 1	1.42	2.11	3.45	75.92	5.15	4.72	7.24	100.00
Спектр 2	01.08	1.69	4.31	77.46	4.32	5.61	5.52	100.00
Суммарный спектр	01.05	1.89	4.12	75.36	5.98	5.20	6.40	100.00
---	---	---	---	---	---	---	---	---
Середнє	1.18	1.90	3.96	76.25	5.15	5.18	6.39	100.00
Станд. відхилення	0.21	0.20	0.45	01.09	0.83	0.45	0.86	
Макс.	1.42	2.11	4.31	77.46	5.98	5.61	7.24	
Мин.	01.05	1.69	3.45	75.36	4.32	4.72	5.52	

Рисунок 2.1 – Вихідний порошок сталі Р6М5К5

Вихідний порошковий матеріал швидкорізальної сталі Р6М5К5 характеризується неоднорідним фракційним складом із частинками, що суттєво відрізняються за розмірними показниками та мають нерівномірний розподіл. Результати детального дослідження гранулометричного складу порошку швидкорізальної сталі Р6М5К5, що відображають кількісне

співвідношення частинок різних фракцій, систематизовано та представлено в таблиці 2.1.

Таблиця 2.1 – Гранулометричний склад швидкорізальної сталі Р6М5К5

Діапазон часток, мкм	-830 +630	-630 +400	-400 +200	-200 +100	-100
Кількість фракції, % (мас.)	3,7	7,2	41,8	23,0	24,3

Технологічний процес виготовлення виробів з карбідосталей здійснюється методом гарячого штампування пористих порошкових заготовок, які попередньо формуються ударним способом із неформівних порошкових сумішей. Схематична послідовність цього процесу представлена на рисунку 2.2.

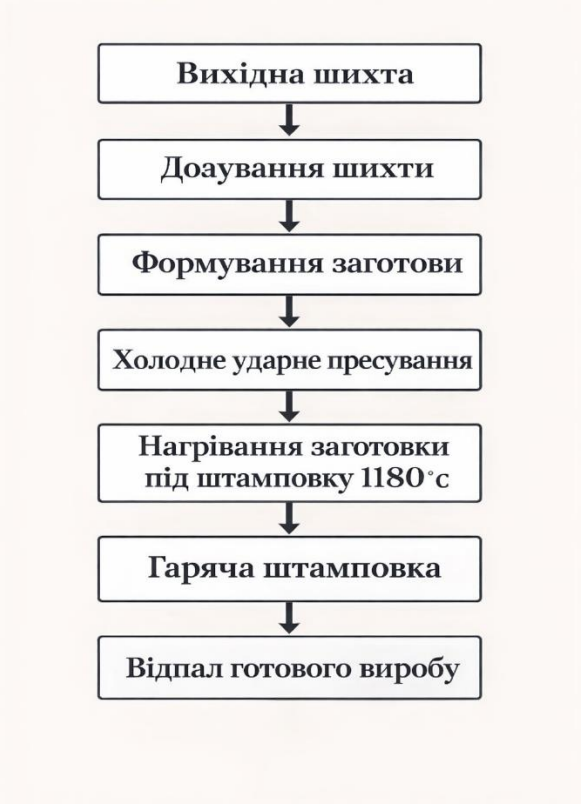


Рисунок 2.2 – Технологічна схема отримання виробів гарячим штампуванням

Визначальними етапами даної технології є холодне ударне формування заготовки, термічне нагрівання та наступне штампування. Порівняно з традиційними промисловими технологіями гарячого штампування порошкових виробів, запропонована схема має ряд специфічних особливостей.

Характерною особливістю процесу виготовлення заготовок із розмеленої шихти карбідосталі є відсутність природної плинності та формівності шихтового матеріалу. З огляду на це, найбільш раціональним є застосування методу холодного ударного пресування для формування заготовок із порошкових композицій карбідосталі.

Специфіка температурної обробки заготовок перед штампуванням полягає в необхідності проведення нагрівання в захисному газовому середовищі (азот, аргон або водень). Оптимальна температура нагріву становить 1180°С. При такому температурному режимі ще не відбувається утворення рідкої фази. Режим відпалу включає наступні етапи: нагрівання до температури 850-860°С, витримка протягом 2-3 годин, повільне охолодження до 730-740°С зі швидкістю 20-30°С/год, витримка 4-6 годин, охолодження зі швидкістю 30-40°С/год до температури 600°С, подальше охолодження разом з піччю до 300°С та остаточне охолодження на повітрі. Після завершення операцій гарячого штампування та відпалу виріб можна піддавати чистовій механічній обробці.

3 РОЗРОБКА РЕЖИМУ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ

В даній роботі на підставі типових режимів термічної обробки ріжучого інструмента із швидкорізальних сталей складена карта технологічного процесу термічної обробки крупногабаритної протяжки зі сталі Р6М5К5, виготовленої методом порошкової металургії.

Протяжка має дві частини: робочу зі сталі Р6М5К5 та хвостову зі сталі 40Х, кожна з яких підлягає певному режиму термічної обробки.

Використання порошкової металургії для виготовлення робочої частини протяжки зі сталі Р6М5К5 забезпечує більш рівномірний розподіл карбідів, підвищену зносостійкість та теплостійкість інструменту порівняно з традиційною технологією виробництва. Особливістю термічної обробки виробів, отриманих методом порошкової металургії, є більш висока гомогенність структури та менша схильність до деформації при гартуванні.

Основними операціями термічної обробки робочої частини ріжучого інструмента, виготовленого зі швидкорізальних сталей є відпал, гартування і триразовий відпуск.

До допоміжних операцій відносять промивання виробів, очищення поверхні від окалини, рихтування, контрольні операції.

Гартування – основна та найбільш відповідальна операція ТО, у комплексі з відпуском забезпечує стійкість інструмента при експлуатації, теплостійкість, міцність різальної частини. Структура після гартування – мартенсит дрібногольчастий, нерозчинні карбіди та велика кількість аустеніту залишкового. Порошкова технологія забезпечує більш дрібнозернисту структуру та рівномірний розподіл карбідів, що позитивно впливає на експлуатаційні властивості інструменту.

Нагрівання інструменту повинно забезпечити аустенітизацію сталі з достатнім насиченням твердого розчину вуглецем та легувальними елементами при збереженні дрібнозернистого аустеніту. Для порошкових

сталей характерна краща розчинність карбідів при нагріванні, що дозволяє отримати більш високолегований аустеніт.

Недогрів швидкорізальної сталі суттєво не впливає на твердість після гартування, але різко знижує її теплостійкість, що виявляється у зниженні твердості при відпуску. Перегрівання виявляється за величиною аустенітного зерна після гартування, яке для протяжки повинно бути в межах 10-12 балів по ГОСТ 5639-82. Ріст зерна вище 10 бала викликає зниження в'язкості та міцності сталі, що недопустимо для інструменту.

Швидкорізальні сталі дуже чутливі до перегріву, тому інтервал гартівних температур досить вузький. Інструментальні швидкорізальні сталі досить схильні до окислення та зневуглецювання при нагріванні. Зневуглецювання зменшує твердість загартованої та відпущеної сталі, що знижує стійкість інструменту. Воно також сприяє утворенню тріщин при гартуванні та викликає налипання оброблюваного матеріалу на поверхню інструмента. Щоб запобігти виникненню дефектів, слід правильно обирати вид нагрівального пристрою. Найбільш розповсюджене нагрівання інструментів у соляних печах-ваннах.

Температура гарту для протяжки зі сталі Р6М5К5, виготовленої методом порошкової металургії, складає (1230±10) °С, тому попередньо здійснюється два підігрівання до температур (560±10) °С та (860±10) °С. Перше підігрівання здійснюють для підсушування деталі та скорочення часу остаточного нагрівання, а друге – для зменшення внутрішніх напружень та запобігання деформації інструмента в процесі нагрівання.

Для отримання чистої поверхні при механічній обробці та мінімального короблення при гартуванні сталь повинна мати вихідну структуру зернистого перліта з рівномірно розподіленими надлишковими карбідами, що досягається в порошкових сталях завдяки технології їх виробництва.

Гартування та подальше відпускання визначають якість різального інструменту. Відпуск швидкорізальної сталі проводять для зняття внутрішніх напружень, розпаду аустеніту залишкового та дисперсійного зміцнення

мартенситу відпуску. Основним призначенням відпуску загартованих інструментів є можливість більш повного перетворення залишкового аустеніту, який різко знижує різальні властивості інструмента; його кількість після відпуска не повинна перевищувати 2-3%. Крім того, при проведенні цього процесу повинен бути здійснений відпуск мартенситу гартування та утвореного вторинного мартенситу. В результаті відпуску твердість швидкорізальної сталі або не змінюється, або незначно підвищується внаслідок дисперсійного твердіння мартенсита та розпаду залишкового аустеніту.

У порошкових сталях через більшу однорідність структури процеси, що відбуваються при відпуску, протікають більш рівномірно, що забезпечує стабільність властивостей по всьому об'єму виробу.

Найкращій режим відпуску для швидкорізальної сталі – триразовий, тривалістю 1 година. Такий режим необхідно здійснювати для повного перетворення аустеніту залишкового, оскільки його розпад відбувається в процесі охолодження від температури відпуску, починаючи від точки Мп внаслідок вторинного мартенситного перетворення.

При проведенні триразового відпуска необхідне обов’язкове охолодження до 20°С (після кожного відпуску). Відпуск інструмента проводять переважно в розплавлених солях або в печах із захисними атмосферами (екзогаз), для запобігання зневуглецювання та забезпечення однорідної, стабільної структури.

Рекомендованим є режим відпуску при температурі (560±10) °С, 1 година, триразовий з охолодженням на повітрі, твердість після відпуску 64-68 HRC. Для порошкових сталей характерне отримання більш високої твердості після відпуску порівняно з традиційними сталями.

Хвостова частина крупногабаритної протяжки виготовлена зі сталі 40Х за традиційною технологією, що дозволяє зберегти необхідну міцність та зменшити вартість деталі. Термічна обробка цієї частини полягає у наступному: гартування (840±10) °С, масло, відпуск (420±10) °С повітря.

Процес ТО здійснюють в соляній печі-ванні (гартування) та в електричній камерній печі із захисною атмосферою (екзогаз).

До допоміжних операцій відносяться:

Промивання виробів. Вироби промивають в мийних агрегатах перед термічною обробкою і після гартування. Мийні агрегати використовують в масовому та серійному виробництві, їх продуктивність 3-5 тон/год, вони дозволяють здійснити промивання виробів, що потрапляють із механічних цехів до термічних. Агрегат складається з трьох зон: промивання, полоскання, сушіння. Після цього вироби за допомогою конвеєрів транспортуються до термічних агрегатів, які оснащені тільки однією мийною машиною. Цей процес дозволяє забезпечити високу якість дифузійного насичення. Промивання здійснюється в кальцинованій соді (3-5% розчин).

Рихтування виробів. Внаслідок дії залишкових напружень, неоднорідності структури, незадовільних умов охолодження при гартуванні відбувається короблення виробів. Для зменшення наступного механічного оброблення, перед передачею виробів у механічний цех, їх піддають рихтуванню із використанням різноманітних пресів, які застосовуються для усунення короблення. Вироби, отримані методом порошкової металургії, мають меншу схильність до деформації при термічній обробці, що полегшує процес рихтування.

Очищення виробів від окалини травленням, гідропіскоструменевим очищенням.

Контрольні операції. Контроль хімічного складу (відповідність матеріалу робочому кресленню), контроль геометричних розмірів, форми, короблення, контроль механічних властивостей, контроль структури та наявності поверхневих та внутрішніх дефектів. Для порошкових сталей особливо важливим є контроль пористості та рівномірності структури.

Гартування робочої частини протяжки проводиться в трьох різних печах.

Перший підігрів проводиться в електричній камерній печі СНО-8,5.17.5/7. Ширина b_p = 850 мм; довжина lp = 1700 мм; висота; hp = 500 мм; t_{max} = 700°С.

Розрахуємо масу садки крупногабаритних протяжок в цій печі:

M=7,25 кг

D=105 мм

L=460 мм

Відстань між виробами D=105 мм

$$1700 – 10 / 105 + 105 = 8 \text{ шт.}$$

$$850 – 10 / 105 + 105 = 4 \text{ шт.}$$

Кількість виробів в печі 8×4 = 32 шт.

Маса садки Мс = 32×7,25 = 232 кг

Загальний час основної термічної обробки розраховується за формулою:

$$\tau_{заг} = \tau_н + \tau_в$$

де $\tau_н$ – час нагрівання;

$\tau_в$ – час витримки;

$$\tau_н = S \cdot k \cdot f \cdot Lл$$

де S = d/2 = 105/2 = 52,5 мм; характеристичний розмір виробу, мм;

k = 1; коефіцієнт форми;

f = 1,4; коефіцієнт розташування виробів в нагрівальному пристрої, що впливає на час нагрівання, хв;

Lл = 2,9; коефіцієнт легування сталі при t = (560 ± 10) °С, хв/мм.

$$\tau_н = 52,5 \times 1 \times 1,4 \times 2,9 = 213,15 \text{ хв}$$

Час витримки виробу визначається за формулою:

$\tau_в = 0,2 \times \tau_н$

$\tau_в = 0,2 \times 213,15 = 42,63$ хв

$\tau_{заг} = 213,15 + 42,63 = 255,78$ хв = 4,26 год

Другий підігрів проводиться в печі-ванні СВС-6.9.4,5/10. Ширина bp=600 мм; довжина lp=900 мм; висота hp=450 мм; t_{max}=1000°С.

Розрахуємо масу садки крупногабаритних протяжок в цій печі:

M=7,25 кг

D=105 мм

L=460 мм

Відстань між виробами D/2 = 52,5 мм

900 – 10 / 105 + 52,5 = 5 шт.

600 – 10 / 105 + 52,5 = 3 шт.

Кількість виробів в печі 5×3 = 15 шт.

Маса садки Мс = 15×7,25 = 108,75 кг

Загальний час основної термічної обробки розраховується за формулою:

$$\tau_{заг} = \tau_н + \tau_{ів}$$

де $\tau_н$ – час наскрізного нагрівання;

$\tau_{ів}$ – час ізотермічної витримки;

$\tau_н = n/D \times 60$

де n = 13,5 – коефіцієнт, с/мм, що характеризує час, віднесений до мінімального розміру виробу D=105 мм;

D – діаметр крупногабаритної протяжки, мм;

$$\tau_н = 13,5/60 \times 105 = 23,63 \text{ хв}$$

$$\tau_{ів} = 2,0 \text{ хв}$$

$$\tau_{заг} = 23,63 + 2,0 = 25,63 \text{ хв}$$

Остаточний підігрів проводиться в печі-вані СВС-6.9.4,5/13. Ширина bp=600 мм; довжина lp=900 мм; висота hp=450 мм; tmax=1300°С.

Розрахуємо масу садки крупногабаритних протяжок в цій печі:

M=7,25 кг

D=105 мм

L=460 мм

Схема садки виробів в печі-ванні СВС-6.9.4,5/13 аналогічна схемі садки виробів в печі-ванні СВС-6.9.4,5/10

Загальний час основної термічної обробки розраховується за формулою:

$$\tau_{заг} = \tau_н + \tau_{ів}$$

де $\tau_н$ – час наскрізного нагрівання;

$\tau_{ів}$ – час ізотермічної витримки;

$\tau_н = n/D \times 60$

де n = 12,1 – коефіцієнт, с/мм, що характеризує час, віднесений до мінімального розміру виробу D=105 мм;

D – діаметр крупногабаритної протяжки, мм;

$\tau_н = 12,1/60 \times 105 = 21,18$ хв

$\tau_{ів} = 2,0$ хв

$\tau_{заг} = 21,18 + 2,0 = 23,18$ хв

Тривалість нагрівання хвостової частини до температури гартування (840±10°С) та витримки для соляної ванни дорівнює:

$$\tau_{заг} = \tau_н + \tau_{ів}$$

де τн – час наскрізного нагрівання;

τів – час ізотермічної витримки;

$$\tau_н = n/D \times 60$$

де n = 13,5 – коефіцієнт, с/мм, що характеризує час, віднесений до мінімального розміру виробу D=105 мм;

D – діаметр крупногабаритної протяжки, мм;

$$\tau_н = 13,5/60 \times 105 = 23,63 \text{ хв}$$

$$\tau_{ів} = 2,0 \text{ хв}$$

$$\tau_{заг} = 23,63 + 2,0 = 25,63 \text{ хв}$$

Відпуск крупногабаритної протяжки (робочої частини) триразовий, проводиться в електричній камерній печі СНЗ-8,5.17.5/7. Ширина bp=850 мм; довжина lp=1700 мм; висота hp=500 мм; tmax=700°С.

Розрахуємо масу садки крупногабаритних протяжок в цій печі:

M=7,25 кг

D=105 мм

L=460 мм

Схема садки виробів в електричній камерній печі СНЗ-8,5.17.5/7 аналогічна схемі садки виробів в печі СНО-8,5.17.5/7 (див. рисунок 3.1).

Загальний час основної термічної обробки розраховується за формулою:

$$\tau_{заг} = \tau_н + \tau_в$$

де $\tau_н$ – час нагрівання;

$\tau_в$ – час витримки;

Час витримки виробу рекомендовано із довідника:

$\tau_в$ = 60 хв = 1 год

$\tau_н$ = 52,5×1×1,4×2,9 = 213,15 хв = 3,55 год

$\tau_{заг}$ = 1 + 3,55 = 4,55 год

Проводиться три відпуску по 4,55 години.

Тривалість нагрівання хвостової частини до температури відпуску (420±10) °С та витримки для соляної ванни дорівнює:

$$\tau_{заг} = \tau_н + \tau_{ів}$$

де $\tau_н$ – час наскрізного нагрівання;

$\tau_{ів}$ – час ізотермічної витримки;

Час витримки виробу рекомендовано із довідника:

$\tau_в$ = 55 хв = 0,92 год

$\tau_н$ = 52,5×1×1,4×2,25 = 165,38 хв = 2,76 год

$\tau_{заг}$ = 0,92 + 2,76 = 3,68 год

Проводиться відпуск тривалістю 3,68 години. Карта технологічного процесу наведена в таблиці 3.1

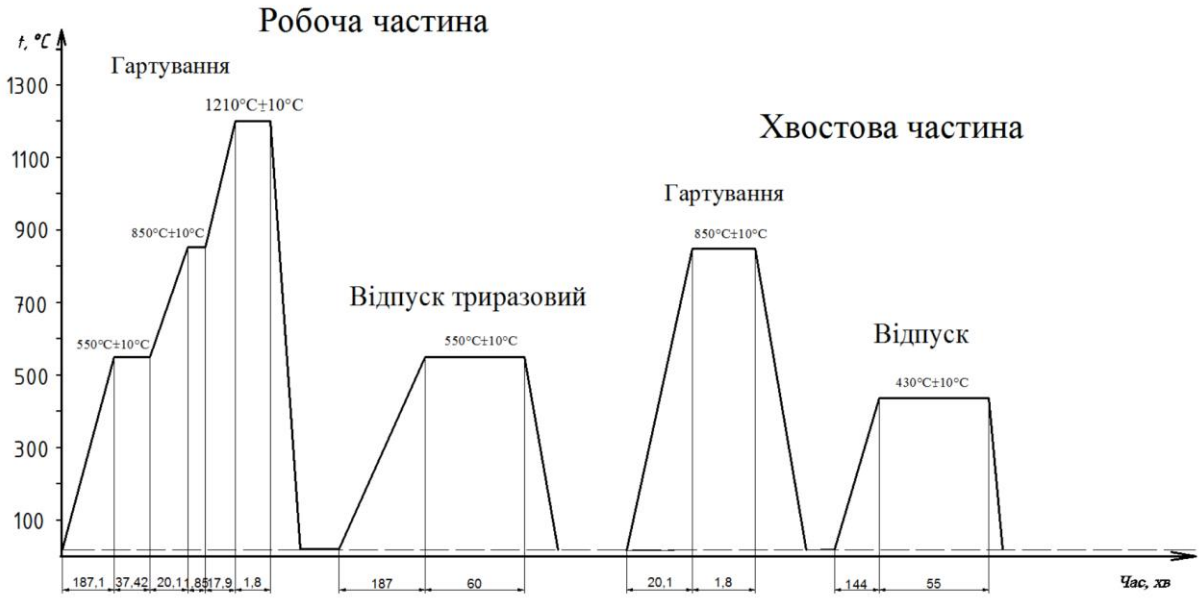
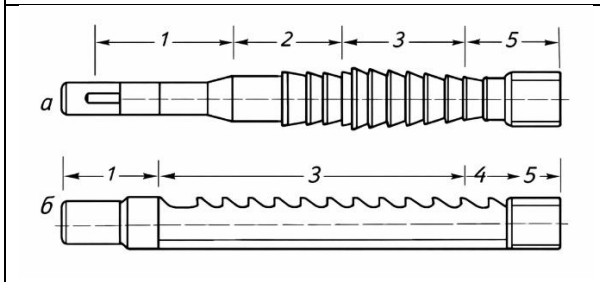


Рисунок 3.1 – Схема термічної обробки протяжки зі сталі Р6М5К5

Таблиця 3.1 – Технологічна карта термічної обробки крупногабаритних протяжок із сталі Р6М5К5 (порошкова металургія)

<table>
<tr><td colspan="3">Ескіз виробу</td><td colspan="5">Технічні вимоги</td></tr>
<tr><td colspan="3" rowspan="3">
</td><td colspan="2">Матеріал</td><td>Твердість</td><td colspan="2">Структура</td></tr>
<tr><td>Робоча частина</td><td>Р6М5К5</td><td>62-66 HRC</td><td colspan="2">М відпуску, карбіди, Азал</td></tr>
<tr><td>Хвостова частина</td><td>40Х</td><td>41-46 HRC</td><td colspan="2">Троостит</td></tr>
<tr><td>№ п/п</td><td>Назва операції</td><td>Обладнання</td><td>Умови нагрів., t, °С;V, мм/с; середовище його склад витрати</td><td colspan="2">Умови охол., t,V, середовище його склад витрати</td><td>Назва пристосу-вання, кількість, шт.</td><td>Умови обробки та контролю</td></tr>
<tr><td>1</td><td>2</td><td>3</td><td>4</td><td colspan="2">5</td><td>6</td><td>7</td></tr>
<tr><td>1</td><td>Вх. контроль</td><td>Стелоскоп, мікрометр, центри, індикат. годинник</td><td>—</td><td colspan="2">—</td><td>—</td><td>Хім.склад розміри, форма, рад. биття, мех. властивості</td></tr>
</table>

Продовження таблиці 3.1

1	2	3	4	5	6	7
2	Очищення перед ТО					
2.1	Промивання	Мийна машина (МТМ)	t=80˚С; 5-9% Na_2CO_3 у H_2O	τ = 8-10 хв	—	—
2.2	Полоскання	—	t=20˚С; вода	τ = 5-7 хв	—	—
2.3	Просушування	—	t=115˚С; повітря гаряче	—	—	—
3	Гартування					
3.1	1-й підігрів	Піч СНО-8,5.17.5/7	560±10˚С; 4,26 год	—	Коробка з пісчаним затвором	Потенціометр, годинник
3.2	2-й підігрів	Піч-ванна СВС-6.9.4,5/10	850-870˚С; 25,63 хв	—	Кран-балка	Мілівольтметр, годинник
3.3	Остаточний підігрів	Піч-ванна СВС-6.9.4,5/13	1220-1240˚С; 23,18 хв	—	Кран-балка	Потенціометр, секундомір
3.4	Охолодження	Масляний бак ЗБК-600	—	Підстужування на повітрі (2 хв), потім масло (20-70˚С, 7-8 хв)		

Продовження таблиці 3.1

1	2	3	4	5	6	7
4	Контроль	Індикатор ИЧО-2-0,01	—	—	—	—
5	Правка	Прес Д-371	—	—	Пристрій для рихтовки	—
6	Відпуск 1	Піч СНЗ-8,5.17.5/7	560±10˚С; 4,55 год	Повітря	На кришці	Потенціометр, годинник
7	Рихтовка	Прес Д-371	—	—	—	—
8	Відпуск 2	Піч СНЗ-8,5.17.5/7	560±10˚С; 4,55 год	Повітря	На кришці	Потенціометр, годинник
9	Відпуск 3	Піч СНЗ-8,5.17.5/7	560±10˚С; 4,55 год	Повітря	На кришці	Потенціометр, годинник
10	Контроль	Мікроскоп МИМ-3	—	—	—	100% контроль мікроструктури
11	Зачистка (шліфи)	Пневмомашина ИП 2018-У1	—	—	—	Підготовка під мікроскоп

Кінець таблиці 3.1

1	2	3	4	5	6	7
12	Гарт хвостовика	Піч-ванна СВС-6.9.4,5/10	840±10˚С; 25,63 хв	Масляний бак (масло)	Кран-балка	Мілівольтметр, годинник
13	Відпуск хвостовика	Піч СНЗ-8,5.17.5/7	420±10˚С; 3,68 год	Повітря	На кришці	Потенціометр, годинник
14	Гідропіскострум. очистка	Камера У5871-1226	—	—	—	—
15	Зачистка	Плоскошліфувальний станок	—	—	—	—
16	Остаточний контроль	Роквелл, МИМ-7	—	—	—	Твердість, структур, пористість, короблення

4 МІКРОСТУКТУРА ПОРОШКОВОЇ ШВИДКОРІЗАЛЬНОЇ СТАЛІ

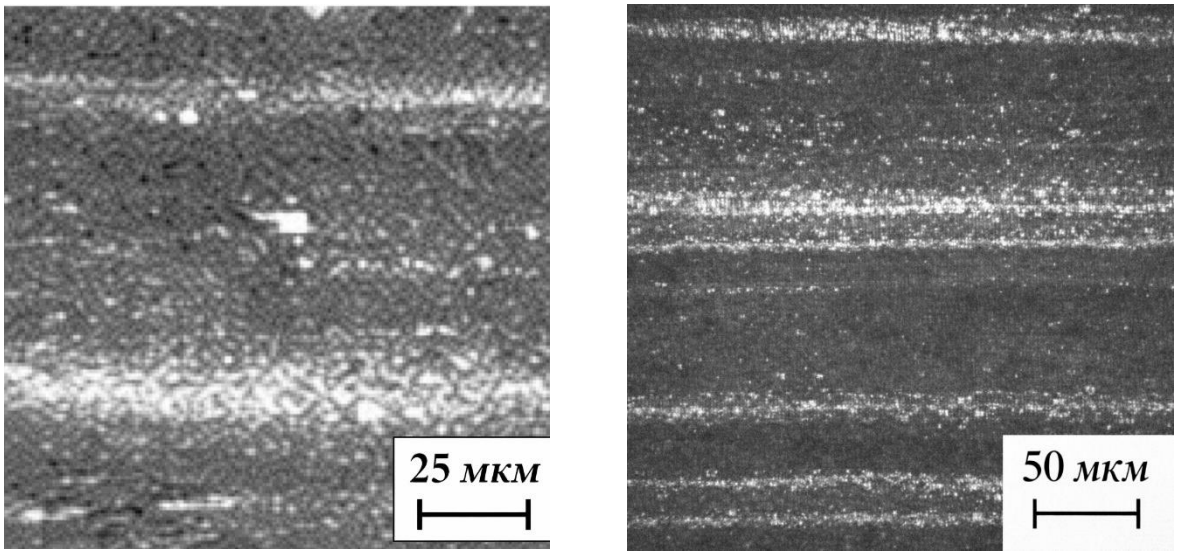
Структура порошкових швидкорізальних сталей характеризується рівномірним розподілом карбідів типу МеС і Me_6 С як у поперечному, так і в поздовжньому напрямках з розміром не більше 1–2 мкм. Така дрібнодисперсна структура забезпечує високу однорідність матеріалу та покращені експлуатаційні характеристики порівняно з традиційними швидкорізальними сталями, отриманими методом лиття.

Після гарячого компактування зерно аустеніту залишається дрібним, його діаметр не перевищує 3 мкм. Така дрібнозерниста структура сприяє підвищенню міцності, в'язкості та зносостійкості матеріалу. Різнозернистість і пористість не виявлені, що свідчить про високу якість процесу порошкової металургії та ефективність технології компактування.

Проблем із компактуванням високовуглецевих високованадієвих порошкових швидкорізальних сталей не виникає. Вихід придатного металу при цьому становить не менше 98% (замість 50–60% за традиційною технологією). Така висока ефективність використання матеріалу досягається завдяки практично безвідходному характеру порошкової технології, відсутності необхідності видалення великих припусків при механічній обробці та мінімізації втрат металу на стружку.

Порівняно з традиційною ливарною технологією, порошкова металургія дозволяє отримувати сталі з більш високим вмістом легуючих елементів, зокрема ванадію, що було б неможливо або економічно недоцільно при використанні класичних методів виробництва через схильність до ліквації та утворення великих первинних карбідів.

Відхилення від режиму компактування, а саме знижений ступінь деформації та підвищена температура компактування, призводять до утворення дефектів (структурної смугастості) і до появи в структурі великих глобулярних карбідів (рис. 4.1).



а б

Рисунок 4.1 – Структурна смугастість в зразках сталі марки Р6М5К5

Ці дефекти були виявлені при дослідженні сталі марки Р6М5К5 (аналог за міжнародною класифікацією – HSS з вмістом 6% вольфраму, 5% молібдену та 5% кобальту).

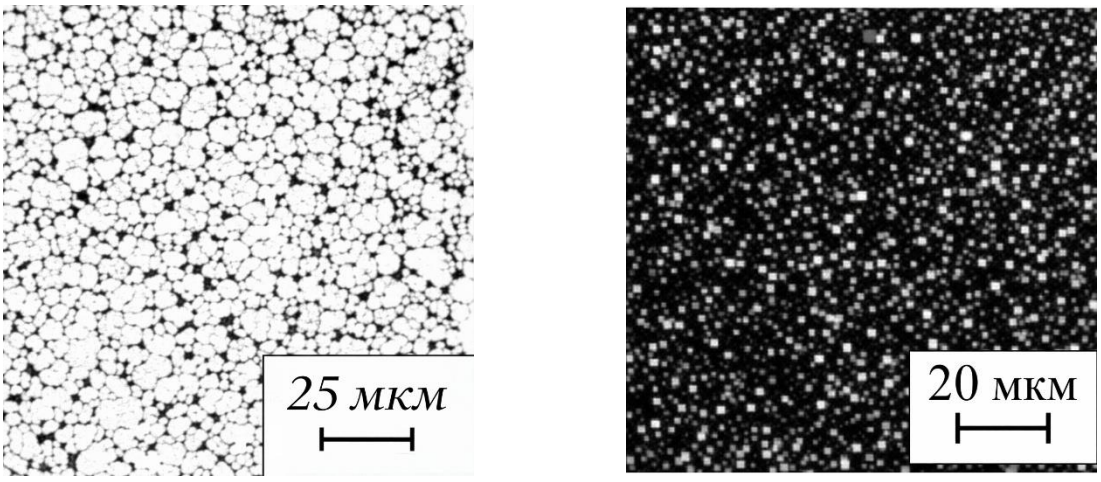
Структурна смугастість проявляється у вигляді чергування ділянок з різною концентрацією карбідів і може негативно впливати на механічні властивості виробів, знижуючи їх міцність та надійність. Великі глобулярні карбіди, що утворюються при порушенні температурного режиму, стають концентраторами напружень і можуть призводити до передчасного руйнування інструменту в процесі експлуатації.

Знижений ступінь деформації не забезпечує достатнього ущільнення порошкової заготовки, що може призвести до залишкової пористості та погіршення міцнісних характеристик. Підвищена температура компактування сприяє інтенсивному росту зерна аустеніту та коагуляції дрібних карбідів у більш великі утворення, що також негативно впливає на властивості готового виробу.

Тому дотримання оптимальних параметрів процесу гарячого компактування є критично важливим для отримання якісних порошкових швидкорізальних сталей з високими експлуатаційними характеристиками.

В результаті застосування раціонального режиму термічної обробки для сталі марки Р6М5К5 забезпечується вторинна твердість 65–66 HRC і теплостійкість 60 HRC при відпусці 620 °С протягом 4 годин, міцність σв = 2800 ÷ 3000 МПа, ударна в'язкість KCU не нижче 0,25–0,30 МДж/м² (при балі зерна не нижче 11–12 і карбідної неоднорідності не вище 1 бала ДСТУ 7304:2013. Ці високі показники механічних властивостей досягаються завдяки оптимальній мікроструктурі, що формується в процесі термічної обробки порошкової заготовки.

У термічно обробленому стані за оптимальним режимом сталь марки Р6М5К5 має дрібне зерно (12 балів за ДСТУ 8972:2019) і однорідний розподіл карбідів (1 бал за ДСТУ 8972:2019) з розміром 1–2 мкм, що відповідає оптимальній мікроструктурі термічно обробленої порошкової швидкорізальної сталі за ДСТУ 4738:2007 (рис. 4.2).



а б

а – після гартування; б – після повного циклу термічної обробки;

Рисунок 4.2 – Мікроструктура швидкорізальної сталі Р6М5К5

Мікроструктура термічно обробленої порошкової сталі Р6М5К5 характеризується високою дисперсністю та однорідністю структурних складових. Основою структури є дрібноголчастий мартенсит загартування,

який забезпечує високу твердість та міцність матеріалу. Розмір мартенситних голок є надзвичайно малим завдяки дрібнозернистій вихідній аустенітній структурі, що формується в процесі порошкової металургії та гарячого компактування.

Карбідна фаза в структурі сталі Р6М5К5 представлена дрібнодисперсними частинками розміром 1–2 мкм, рівномірно розподіленими по всьому об'єму матеріалу. Ці карбіди належать переважно до типів МеС (де Ме – метал, головним чином ванадій) та Me_6 С (комплексні карбіди на основі вольфраму, молібдену та заліза). Карбіди МеС мають кубічну гранецентровану гратку і характеризуються високою твердістю (до 2800–3000 HV), що забезпечує підвищену зносостійкість інструменту. Карбіди Me_6 С мають дещо меншу твердість (близько 1500–1800 HV), але також сприяють загальному зміцненню матеріалу.

Важливою особливістю мікроструктури порошкової сталі Р6М5К5 є відсутність карбідної неоднорідності, яка часто спостерігається в традиційних ливарних швидкорізальних сталях. Бал карбідної неоднорідності не перевищує 1 за ДСТУ 9073:2021, що свідчить про практично ідеальний рівномірний розподіл карбідних включень без утворення карбідної сітки або скупчень. Це досягається завдяки особливостям порошкової технології, яка виключає процеси ліквації та дендритної кристалізації, характерні для звичайного лиття.

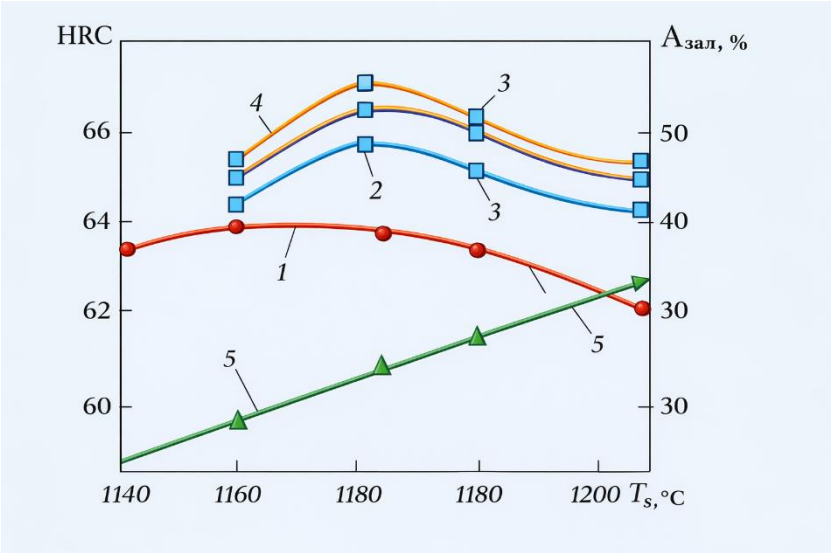
Фазовий склад після термічної обробки наступний: мартенсит становить основну масу структури (близько 74–76%), карбідна фаза складає 19–20%, і залишковий аустеніт присутній в кількості 5–7%. Наявність невеликої кількості залишкового аустеніту є сприятливим фактором, оскільки він підвищує в'язкість матеріалу та здатність до деформаційного зміцнення в процесі експлуатації інструменту. При цьому кількість залишкового аустеніту ретельно контролюється, щоб не допустити зниження твердості та теплостійкості сталі.

Розподіл легуючих елементів у порошковій швидкорізальній сталі Р6М5К5 є рівномірним (рис. 4.2), що принципово відрізняє її від традиційних ливарних сталей. Вольфрам, молібден, кобальт та ванадій розподілені по всьому об'єму металу без утворення локальних збагачених або збіднених зон. Кобальт, що входить до складу цієї марки (5%), переважно розчиняється в мартенситній матриці, підвищуючи її теплостійкість та сприяючи збереженню високої твердості при підвищених температурах експлуатації.

Така комбінація високих механічних властивостей і оптимальної мікроструктури робить сталь Р6М5К5, виготовлену за порошковою технологією, придатною для виробництва високонавантаженого ріжучого інструменту, що працює в важких умовах експлуатації з підвищеними температурами різання.

Залежність твердості порошкової швидкорізальної сталі марки Р6М5К5 від температури загартування (Тз) представлена на рис. 4.3. Максимальна первинна і вторинна твердості забезпечуються в інтервалі температур (1180 ± 5) °С. Температура загартування не повинна перевищувати 1200 °С, оскільки в цьому випадку відбуваються значне розчинення карбідної фази і утворення підвищеної кількості залишкового аустеніту, стійкого проти відпуску, а також ріст зерна аустеніту. З іншого боку, при температурі загартування менше 1160 °С не забезпечується легованість аустеніту, а отже, вторинна твердість і теплостійкість сталі (57 HRC при температурі 620 °С).

Аналіз кривих на рис. 4.3 показує складну залежність між температурою загартування та кінцевими властивостями сталі Р6М5К5. При нагріванні під загартування в діапазоні температур 1160 – 1200°С відбуваються важливі структурні перетворення, які визначають комплекс механічних властивостей готового інструменту.



– відпуск; – гартування; – Азал

Рисунок 4.3 – Вплив температури загартування на первинну 1 і вторинну твердість сталі марки Р6М5К5 після одно- 2, дво- 3 і трикратного 4 відпуску при температурі 550°С на кількість залишкового аустеніту Азал 5

При температурах загартування нижче 1160 °С аустеніт недостатньо насичується легуючими елементами, особливо вольфрамом, молібденом та ванадієм. Це призводить до того, що після загартування та відпуску не формується оптимальна кількість вторинних карбідів, які виділяються з мартенситу під час відпуску і забезпечують ефект вторинного твердіння. Внаслідок цього вторинна твердість залишається на рівні 57–59 HRC замість оптимальних 65–66 HRC, а теплостійкість знижується до 57 HRC при 620 °С, що є неприйнятним для високопродуктивного ріжучого інструменту.

В оптимальному температурному інтервалі 1175–1185 °С досягається найкраще співвідношення між розчиненням карбідів та легованістю аустеніту. При цьому первинна твердість після загартування становить 62–63 HRC, а після триразового відпуску при 540 °С вторинна твердість підвищується до 65–66 HRC завдяки виділенню дисперсних вторинних карбідів. Кількість залишкового аустеніту в цьому режимі становить 5–7%,

що є оптимальним значенням для забезпечення поєднання високої твердості та достатньої в'язкості.

При підвищенні температури загартування понад 1190 °С спостерігається інтенсивне розчинення карбідної фази, особливо карбідів типу МеС та Me_6 С. Це призводить до надлишкового насичення аустеніту вуглецем та легуючими елементами, внаслідок чого після загартування утворюється велика кількість залишкового аустеніту (понад 12–15%). Цей аустеніт виявляється надзвичайно стабільним і не перетворюється на мартенсит навіть при багаторазовому відпуску, що супроводжується зниженням первинної та вторинної твердості. Крім того, при температурах вище 1190–1195 °С відбувається інтенсивний ріст аустенітного зерна, що негативно впливає на в'язкість та міцність сталі, підвищуючи схильність до крихкого руйнування.

Особливо критичним є перевищення температури 1200 °С, при якому в структурі можуть з’явитися ознаки пережогу – окиснення по границях зерен та утворення евтектичних ділянок. Такі дефекти є неприпустимими і призводять до повного браку матеріалу, оскільки вони не усуваються подальшою термічною обробкою.

Графік залежності кількості залишкового аустеніту від температури загартування (крива 5 на рис. 4.3) показує мінімальне значення в діапазоні 1175–1185 °С після триразового відпуску. При нижчих температурах загартування залишкового аустеніту дещо більше через недостатню легованість та вищу температуру мартенситного перетворення, а при вищих температурах – через надлишкове насичення аустеніту та підвищення його стабільності.

Вплив кратності відпуску також чітко простежується на рис. 4.3. Після одноразового відпуску (крива 2) вторинна твердість є нижчою порівняно з дво- та триразовим відпуском через неповне перетворення залишкового аустеніту та недостатнє виділення вторинних карбідів. Дворазовий відпуск (крива 3) забезпечує значне підвищення твердості, але оптимальні

властивості досягаються тільки після триразового відпуску (крива 4), коли практично весь нестабільний залишковий аустеніт перетворюється на мартенсит, а виділення вторинних карбідів відбувається найбільш повно.

Таким чином, оптимальний режим загартування для порошкової швидкорізальної сталі марки Р6М5К5 передбачає нагрівання до температури (1180 ± 5) °С з подальшим триразовим відпуском при 550 °С, що забезпечує максимальну вторинну твердість 65–66 HRC, теплостійкість 60 HRC при 620 °С та оптимальне співвідношення міцності і в’язкості.

5 ПОПЕРЕДЖЕННЯ ТА ВИПРАЛЕННЯ ДЕФЕКТІВ

5.1. Класифікація дефектів термічної обробки порошкових швидкорізальних сталей

Дефекти термічної обробки порошкових швидкорізальних сталей можна розділити на дві основні групи: дефекти структури та дефекти форми і поверхні виробів. До дефектів структури відносяться: недостатня або надмірна твердість, підвищений вміст залишкового аустеніту, перегрів і пережог структури, недостатня глибина загартованого шару, нерівномірність властивостей по перерізу. До дефектів форми та поверхні належать: деформації, тріщини, знеміцнені поверхневі шари, окислення та зневуглецювання поверхні, залишкова пористість.

Порошкові швидкорізальні сталі, виготовлені методом гарячого ізостатичного пресування (ГІП), мають ряд специфічних особливостей, що впливають на характер дефектів та методи їх попередження. Завдяки дрібнозернистій однорідній структурі та відсутності ліквації легуючих елементів, порошкові сталі менш схильні до утворення тріщин при термічній обробці порівняно з литими аналогами. Однак при порушенні технології виготовлення порошкових заготовок можуть виникати специфічні дефекти, такі як залишкова пористість, недостатнє ущільнення та наявність оксидних включень.

Недостатня твердість може виникати через занижену температуру загартування, недостатню витримку при нагріванні, занадто інтенсивне охолодження від температури нагріву під загартування або неправильно проведений відпуск. Для порошкової швидкорізальної сталі Р6М5К5 критична температура загартування становить (1180 ± 5) °С, і навіть відхилення на 20 °С може призвести до зниження кінцевої твердості на 2-3 одиниці HRC. Специфікою порошкових сталей є більш вузький

температурний інтервал оптимального загартування через дрібнозернисту структуру та рівномірний розподіл карбідної фази. Надмірна твердість зустрічається рідше і пов’язана з підвищеною температурою загартування або недостатнім відпуском, що призводить до утворення крихких мартенситних структур з підвищеною кількістю залишкового аустеніту.

Підвищений вміст залишкового аустеніту є характерним дефектом для швидкорізальних сталей через високу стабільність аустеніту при легуванні вольфрамом, молібденом та ванадієм. При загартуванні з температури вище 1200 °С кількість залишкового аустеніту може досягати 30-35%, що різко знижує твердість, зносостійкість та розмірну стабільність інструменту. Для порошкових сталей характерна більш рівномірна стабільність аустеніту по перерізу завдяки однорідному розподілу легуючих елементів. Для зменшення кількості залишкового аустеніту застосовують обробку холодом при температурі мінус 70 °С або багаторазовий відпуск, причому для порошкових сталей ефективність цих операцій вища через менший розмір зерна та більшу швидкість дифузійних процесів.

Перегрів характеризується огрубінням зерна аустеніту і виникає при перевищенні температури нагріву вище 1220 °С або при надмірній витримці при нормальній температурі загартування. Для порошкових сталей огрубіння зерна відбувається повільніше порівняно з литими завдяки стримуючій дії дисперсних карбідів та оксидів, що залишаються на межах первинних порошинок. Перегріта структура має знижену в'язкість і схильність до утворення тріщин при експлуатації. Пережог є найбільш небезпечним дефектом, що виникає при нагріванні вище 1250-1270 °С, коли відбувається часткове оплавлення меж зерен з утворенням оксидних плівок. Пережог є незворотним дефектом, і деталі з такою структурою підлягають браку. У порошкових сталях пережог може виникати при нижчих температурах через наявність оксидних плівок на межах первинних порошинок.

Нерівномірність властивостей по перерізу є менш характерною для порошкових сталей порівняно з литими. Однак при недостатньому

ущільненні заготовки під час ГІП або при наявності залишкової пористості можуть виникати зони з пониженою твердістю та міцністю. Залишкова пористість може бути результатом недостатнього тиску або температури при ГІП, недостатньої дегазації порошку перед пресуванням або наявності забруднень на поверхні порошинок. Пори розміром більше 50 мкм є концентраторами напружень та можуть призводити до передчасного руйнування інструменту при експлуатації.

Деформації виробів при термічній обробці виникають внаслідок нерівномірного нагрівання або охолодження, структурних перетворень, що супроводжуються зміною питомого об'єму, а також внутрішніх напружень. Для швидкорізальних сталей характерні деформації, пов’язані з перетворенням аустеніту в мартенсит, яке супроводжується збільшенням об'єму приблизно на 4%. Порошкові сталі мають більш високу розмірну стабільність при термічній обробці завдяки однорідності структури та відсутності ліквації. При загартуванні складних за формою виробів нерівномірність охолодження може призвести до деформацій, але їх величина зазвичай на 30-40% менша порівняно з литими сталями.

Тріщини є найбільш небезпечним дефектом термічної обробки, який призводить до повного браку виробів. Причинами утворення тріщин можуть бути: занадто швидке охолодження при загартуванні, різка зміна перерізу деталі, концентратори напружень у вигляді гострих кутів або надрізів, внутрішні дефекти металу, перегрів або пережог, наявність залишкової пористості. Для порошкових швидкорізальних сталей ризик утворення тріщин значно нижчий порівняно з литими сталями завдяки більш однорідній та дрібнозернистій структурі, відсутності грубих карбідних включень та ліквації. За статистичними даними, брак через тріщини при термічній обробці порошкових сталей становить 0,5-1%, тоді як для литих сталей цей показник досягає 3-5%.

Специфічним дефектом порошкових сталей є окислення поверхні при недостатньому захисті від атмосфери при нагріванні. Оксидні плівки, що

залишаються на межах первинних порошинок після ГІП, можуть служити шляхами прискореного окислення при високих температурах. Для попередження цього дефекту необхідно застосовувати вакуумні або захисні атмосфери при всіх операціях термічної обробки.

5.2 Методи попередження дефектів при термічній обробці порошкових сталей

Попередження дефектів структури досягається насамперед суворим дотриманням технологічних режимів термічної обробки з урахуванням специфіки порошкових матеріалів. Для порошкової швидкорізальної сталі Р6М5К5 необхідно забезпечити точне дотримання температури загартування (1180 ± 5) °С з контролем за допомогою термопар або пірометрів з похибкою не більше ± 2 °С. Час витримки при температурі загартування повинен складати 2-3 хвилини для порошкових сталей, що на 25-30% менше порівняно з литими сталями через більш рівномірний прогрів та швидші дифузійні процеси завдяки дрібнозернистій структурі.

Важливе значення має правильна підготовка заготовок з порошкової сталі до термічної обробки. Перед загартуванням необхідно ретельно очистити поверхню деталей від слідів механічної обробки, мастил та забруднень, оскільки вони можуть призвести до нерівномірного нагрівання та утворення поверхневих дефектів. Для порошкових сталей рекомендується проводити попередній відпал при температурі 650-680 °С протягом 2-3 годин після механічної обробки для зняття внутрішніх напружень, що виникають при різанні. Це особливо важливо для виробів складної форми та з різкими переходами перерізів.

Підготовка печі перед завантаженням деталей з порошкової сталі має свої особливості. Робочий простір печі повинен бути попередньо нагрітий до

температури загартування, щоб забезпечити швидкий та рівномірний нагрів заготовок. Атмосфера в печі повинна бути нейтральною або слабо відновною для попередження окислення поверхні. Найкращі результати досягаються при використанні вакуумних печей з тиском залишкових газів не вище 10^{-2} Па. Для порошкових сталей вакуумна термічна обробка є особливо важливою, оскільки вона попереджає окислення оксидних плівок на межах первинних порошинок та забезпечує високу якість поверхні без додаткової механічної обробки.

Швидкість нагрівання при загартуванні порошкових сталей повинна бути помірною для попередження виникнення термічних напружень. Рекомендується ступінчастий нагрів з попереднім підігрівом до температури 850-900 °С з витримкою 15-20 хвилин, після чого швидкий нагрів до температури загартування. Такий режим забезпечує рівномірний прогрів по перерізу та попереджає утворення тріщин у виробах з різкими переходами перерізів. При використанні вакуумних печей швидкість нагрівання може бути підвищена завдяки більш рівномірному підведенню тепла випромінюванням.

Для попередження надмірної кількості залишкового аустеніту в порошкових сталях рекомендується проводити обробку холодом безпосередньо після загартування, до першого відпуску. Деталі охолоджують до температури мінус 70 °С та витримують протягом 60-90 хвилин, після чого проводять перший відпуск при температурі 540 °С. Для порошкових сталей ефективність обробки холодом вища завдяки дрібнозернистій структурі та більш рівномірному розподілу залишкового аустеніту. Така послідовність операцій забезпечує перетворення більшої частини залишкового аустеніту в мартенсит та його подальше відпускання, що призводить до підвищення кінцевої твердості на 1-2 одиниці HRC та покращення розмірної стабільності інструменту.

Попередження деформацій при термічній обробці порошкових сталей досягається раціональним конструюванням виробів з урахуванням

особливостей матеріалу та процесу загартування. Необхідно уникати різких переходів перерізів, гострих кутів та глибоких отворів. Мінімальний радіус заокруглення повинен становити не менше 0,3-0,5 мм для попередження концентрації напружень. Якщо конструкція деталі передбачає складну форму, рекомендується застосовувати спеціальні пристосування для загартування, які фіксують деталь в заданому положенні під час охолодження. Для довгомірних деталей застосовують вертикальне положення при загартуванні, що зменшує прогин під власною вагою.

Швидкість охолодження при загартуванні порошкових сталей має бути оптимальною для забезпечення необхідної твердості при мінімальних деформаціях. Для порошкової швидкорізальної сталі Р6М5К5 рекомендується ступінчасте охолодження в соляній ванні при температурі 500-550 °С з витримкою 3-5 хвилин для зрівноважування температури по перерізу, потім охолодження на повітрі до кімнатної температури. Такий режим забезпечує мінімальні деформації та відсутність тріщин навіть для відповідальних виробів складної форми. Порошкові сталі допускають дещо більші швидкості охолодження порівняно з литими завдяки відсутності грубих карбідних включень та більш однорідній структурі.

Важливим методом попередження деформацій є застосування технології загартування з використанням пристроїв для фіксації геометрії деталей. Для довгомірного інструменту використовують спеціальні підвіски, які забезпечують вертикальне положення при охолодженні. Для дискових фрез та інших плоских деталей застосовують затискні пристрої, що попереджують викривлення. Для порошкових сталей, завдяки їх більш високій розмірній стабільності, вимоги до пристроїв менш жорсткі порівняно з литими сталями, що спрощує технологію та знижує вартість термічної обробки.

Режими відпуску для порошкових швидкорізальних сталей мають свої особливості. Рекомендується триразовий відпуск при температурі 540-560 °С з витримкою по 1 годині на кожному відпуску. Між відпусками необхідно

проводити повне охолодження до кімнатної температури для забезпечення максимального перетворення залишкового аустеніту. Для порошкових сталей температура відпуску може бути підвищена на 10-20 °C порівняно з литими без зниження твердості завдяки більш рівномірному розподілу карбідної фази та відсутності ліквації. Це дозволяє отримати кращу в’язкість при збереженні високої твердості та зносостійкості.

Для попередження окислення та зневуглецювання поверхні порошкових сталей обов'язково застосовують захисні атмосфери або вакуум при всіх операціях нагрівання. Порошкові сталі більш чутливі до окислення через наявність оксидних плівок на межах первинних порошинок, які при високих температурах можуть служити шляхами прискореного проникнення кисню в глибину матеріалу. При використанні вакуумних печей тиск залишкових газів не повинен перевищувати 10^{-2} Па, а при використанні захисних атмосфер рекомендується азот високої чистоти (не менше 99,99%) або аргон. Застосування захисних обмазок або пакування в металеві контейнери для порошкових сталей менш ефективне через складність забезпечення герметичності та можливість реакції компонентів обмазки з поверхневими оксидами.

Контроль якості заготовок з порошкової сталі перед термічною обробкою є важливим методом попередження дефектів. Необхідно проводити перевірку щільності методом ультразвукової дефектоскопії для виявлення пор та неущільнень. Заготовки з щільністю нижче 99,5% від теоретичної не рекомендується використовувати для відповідального інструменту через ризик передчасного руйнування. Металографічний контроль зразків-свідків дозволяє оцінити однорідність структури, розмір карбідів та відсутність грубих неметалевих включень.

5.3 Методи виправлення дефектів порошкових сталей

Виправлення недостатньої твердості порошкових сталей можливе шляхом повторної загартування з наступним триразовим відпуском. Перед повторною термічною обробкою необхідно провести високий відпуск при температурі 650-680 °С протягом 2-3 годин для зняття внутрішніх напружень та отримання структури сорбіту. Після повного охолодження деталь нагрівають до температури загартування 1180 °С та проводять повний цикл термічної обробки. Для порошкових сталей повторна термічна обробка є більш ефективною порівняно з литими завдяки збереженню дрібнозернистої структури навіть після багаторазових нагрівань. Втрата твердості після повторного загартування не перевищує 0,5-1 одиниці HRC, тоді як для литих сталей це значення може досягати 2-3 одиниць HRC.

Слід зазначити, що кількість повторних термічних обробок для порошкових сталей обмежена прогресуючим окисленням оксидних плівок на межах первинних порошинок. Рекомендується не більше двох повторних загартувань, оскільки при подальших нагріваннях можуть виникати мікротріщини по межах порошинок, що призводить до зниження міцності та в’язкості. Якщо після другого повторного загартування не досягнуто необхідних властивостей, деталь підлягає браку або переробці на інший інструмент з нижчими вимогами до твердості.

При виявленні надмірної твердості та крихкості, що пов’язані з недостатнім відпуском або підвищеною температурою загартування, проводять додатковий високий відпуск при температурі 580-600 °С протягом 1-2 годин. Для порошкових сталей температуру відпуску можна підвищити до 620 °С без значного зниження твердості завдяки більш стабільній карбідній фазі. Це дозволяє знизити твердість на 2-3 одиниці HRC та підвищити в’язкість матеріалу при збереженні високої зносостійкості. Якщо твердість залишається надмірною, можна провести повну відпалювальну термічну обробку з наступним загартуванням за правильними режимами.

Зменшення кількості залишкового аустеніту у готових виробах з порошкової сталі досягається проведенням додаткової обробки холодом з наступним відпуском. Деталі охолоджують до температури мінус 70 °С та витримують 2-3 години, після чого проводять відпуск при температурі 540-560 °С протягом 1 години. Для порошкових сталей одного циклу обробки холодом зазвичай достатньо для зниження кількості залишкового аустеніту до 8-10%, тоді як для литих сталей може знадобитися 2-3 цикли. При необхідності цикл можна повторити, але зазвичай це не потрібно завдяки більш рівномірній структурі та меншій стабільності аустеніту в порошкових сталях. Контроль кількості залишкового аустеніту здійснюють рентгенографічним методом або за допомогою магнітних методів.

Виправлення деформацій виробів з порошкової сталі після термічної обробки є менш проблематичним порівняно з литими сталями завдяки меншій величині деформацій та відсутності грубих карбідних включень, що перешкоджають пластичній деформації. Невеликі деформації (до 0,3-0,5 мм на довжині 100 мм) можна виправити механічним правленням в холодному стані з використанням пресів або спеціальних пристосувань. Для порошкових швидкорізальних сталей допустима деформація при правленні складає 0,8-1,2% від розмірів деталі, що на 50-70% більше порівняно з литими сталями. При більших деформаціях рекомендується проводити правлення з нагріванням до температури 150-200 °С, що знижує опір деформації та зменшує ризик утворення тріщин.

Найбільш ефективним методом виправлення значних деформацій є правлення при температурі відпуску. Деталі нагрівають до температури 540-560 °С, витримують 15-20 хвилин для прогрівання по перерізу, після чого проводять правлення в спеціальних пристосуваннях під навантаженням. Витримка під навантаженням для порошкових сталей складає 20-40 хвилин, що менше порівняно з литими завдяки більш швидкій релаксації напружень. Після правлення проводять повільне охолодження разом з піччю до температури 200-250 °С. Такий метод дозволяє виправити деформації до 2-3

мм на довжині 100 мм без зниження механічних властивостей та утворення тріщин. Для порошкових сталей ефективність правлення при температурі відпуску вища на 30-40% порівняно з литими завдяки відсутності карбідної неоднорідності.

При правленні складних виробів з порошкової сталі рекомендується застосовувати спеціальні пристосування, що забезпечують рівномірний розподіл навантаження та попереджають утворення нових деформацій. Для довгомірного інструменту використовують роликові правильні пристрої, для дискових фрез – плоскі затиски з регульованим зусиллям. Важливо контролювати швидкість охолодження після правлення, оскільки занадто швидке охолодження може призвести до виникнення нових деформацій. Оптимальна швидкість охолодження порошкових сталей після правлення становить 50-100 °С/год до температури 200 °С, після чого можливе охолодження на повітрі.

Виправлення тріщин у порошкових швидкорізальних сталях практично неможливе, і деталі з тріщинами підлягають браку. Однак дрібні поверхневі тріщини глибиною до 0,1-0,15 мм іноді можна видалити механічною обробкою з наступним шліфуванням. Для порошкових сталей допустима глибина видалення дефектного шару більша порівняно з литими завдяки більш рівномірному розподілу властивостей по перерізу. При цьому необхідно контролювати твердість поверхні після видалення дефектного шару методом вимірювання твердості за Роквеллом. Для відповідальних виробів рекомендується проводити контроль неруйнівними методами (магнітопорошковий, ультразвуковий, вихрострумовий) після виправлення дефектів для підтвердження відсутності залишкових тріщин.

Слід зазначити, що для порошкових сталей магнітопорошковий контроль є більш чутливим методом виявлення поверхневих та підповерхневих тріщин порівняно з литими сталями завдяки більш однорідній магнітній проникності. Глибина виявлення дефектів досягає 2-3 мм проти 1-1,5 мм для литих сталей. Ультразвуковий контроль порошкових

сталей також більш ефективний завдяки відсутності грубих карбідних включень, що розсіюють ультразвук. Мінімальний розмір дефектів, що виявляються, становить 0,3-0,5 мм для порошкових сталей проти 0,8-1,0 мм для литих.

Окислені та зневуглецьовані поверхневі шари видаляють механічною обробкою на глибину, що перевищує глибину дефектного шару на 0,1-0,15 мм. Глибину зневуглецювання визначають металографічним методом на поперечних шліфах або вимірюванням твердості по перерізу з кроком 0,05-0,1 мм. Для порошкових швидкорізальних сталей при правильній термічній обробці з використанням вакуумних печей глибина зневуглецювання практично відсутня, тоді як при використанні печей з повітряною атмосферою вона може досягати 0,03-0,05 мм. Після механічної обробки рекомендується провести додатковий відпуск при температурі 540 °С протягом 30-40 хвилин для зняття поверхневих напружень, що виникають при шліфуванні.

Виправлення залишкової пористості в виробах з порошкової сталі практично неможливе без застосування спеціальних технологій. Пори, виявлені при ультразвуковому контролі або металографічних дослідженнях, не можуть бути усунені термічною обробкою. Єдиним методом виправлення цього дефекту є видалення дефектної зони механічною обробкою, якщо це допускається конструкцією деталі. При наявності пор розміром більше 100 мкм або скупчень дрібних пор в критичних зонах деталь підлягає браку. Для відповідального інструменту допустима пористість не повинна перевищувати 0,1% за об’ємом, причому розмір окремих пор не повинен бути більше 50 мкм.

Попередження залишкової пористості досягається контролем параметрів гарячого ізостатичного пресування на стадії виготовлення заготовок. Тиск при ГІП повинен становити не менше 100 МПа, температура - 1150-1180 °С, витримка – 3-4 години залежно від розмірів заготовки. Порошок перед засипкою в контейнери повинен бути ретельно дегазований

при температурі 400-450 °С у вакуумі не гірше 10^{-3} Па протягом 4-6 годин. Контейнери після заповнення порошком повинні бути відвакуумовані до тиску не вище 10^{-1} Па та герметично запаяні. Дотримання цих вимог забезпечує отримання щільності не менше 99,8% від теоретичної та відсутність пор розміром більше 20-30 мкм.

ВИСНОВКИ

У дипломній роботі досліджено термічну обробку порошкової швидкорізальної сталі Р6М5К5 та розроблено раціональні режими для виготовлення крупногабаритного ріжучого інструменту.

Встановлено переваги порошкової металургії: високий вихід придатного металу, відсутність ліквації, рівномірний розподіл карбідів та знижена схильність до тріщин.

Розроблено технологічну карту термічної обробки протяжки, що включає ступінчастий нагрів, гартування та триразовий відпуск. Проведено технологічні розрахунки з урахуванням специфіки порошкових матеріалів.

Експериментально визначено оптимальний температурний інтервал гартування для досягнення максимальної твердості. Досліджено мікроструктуру після термообробки: дрібне зерно, однорідні карбіди, мартенсит відпуску та невелика кількість залишкового аустеніту.

Систематизовано дефекти термічної обробки порошкових сталей. Встановлено їх меншу схильність до тріщин та деформацій, але вищу чутливість до окислення.

Розроблено методи попередження дефектів: контроль температури, вакуумні печі, ступінчасте охолодження, обробка холодом, багаторазовий відпуск. Визначено ефективні методи виправлення дефектів.

Розроблені режими забезпечують високі механічні властивості, що відповідають вимогам до високонавантаженого ріжучого інструменту.

ПЕРЕЛІК ДЖЕРЕЛ ПОСИЛАНЬ

1. Lall C. Advances in Powder Metallurgy & Particulate Materials 1994: Advanced Processing Techniques. Metal Powder Industries Federation, 1994. 336 p.

2. George Adam Roberts, Richard Kennedy, G. Krauss. Tool Steels, 5th Edition. ASM Internationa : House & Home, 1998. 364 p.

3. Totten G. E. Steel Heat Treatment: Metallurgy and Technologies. Steel Heat Treatment Handbook. Taylor & Francis Group, 2010. 833 p.

4. Mesquita R. A., Barbosa C. A. High-Speed Steels Produced by Conventional Casting, Spray Forming and Powder Metallurgy. *Materials Science Forum*. 2005. Vol. 498-499. P. 244250.

5. Gigacycle fatigue response of tool steels produced by powder metallurgy compared to ingot metallurgy tool steels / C. Sohar et al. *International Journal of Materials Research*. 2010. Vol. 101, no. 9. P. 1140–1150.

6. Fischmeister H. F., Riedl R., Karagöz S. Solidification of high-speed tool steels. *Metallurgical Transactions A*. 1989. Vol. 20, no. 10. P. 2133–2148.

7. Hillert M. Phase Equilibria, Phase Diagrams and Phase Transformations: Their Thermodynamic Basis. 2nd ed. Cambridge University Press, 2007. 528 p.