

Міністерство освіти і науки України
Запорізький національний університет
(повне найменування вищого навчального закладу)

Інженерний навчально-науковий інститут ім. Ю.М. Потебні
(назва факультету)

Кафедра металургійних технологій, екології та техногенної безпеки
(повна назва кафедри)

Пояснювальна записка

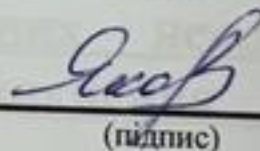
до кваліфікаційної магістерської роботи

рівень вищої освіти другий магістерський рівень
(другий (магістерський) рівень)

на тему Дослідження ліквідаційних неоднорідностей в швидкорізальній сталі Р6М5К5-М та вивчення причин їх виникнення

Виконав: студент 2 курсу, групи 8.1362-мчм

Яковенко В.О.
(ПІБ)


(підпис)

спеціальності

136 Металургія
(шифр і назва)

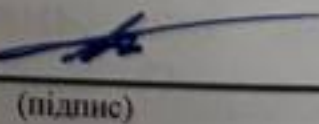
спеціалізація

(шифр і назва)

освітньо-професійна програма

Металургія чорних металів
(шифр і назва)

Керівник Куріс Ю.В.
(прізвище та ініціали)


(підпис)

Рецензент Белоконь Ю.О.
(прізвище та ініціали)

(підпис)

Запоріжжя – 2023 року

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
ЗАПОРІЗЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ УНІВЕРСИТЕТ
ІНЖЕНЕРНИЙ НАВЧАЛЬНО-НАУКОВИЙ ІНСТИТУТ
ім Ю.М. ПОТЕБНІ

Кафедра металургійних технологій, екології та техногенної безпеки

Рівень вищої освіти другий магістерський рівень
другий (магістерський) рівень

Спеціальність 136 металургія
(шифр і назва)

Освітньо-професійна програма металургія чорних металів
(шифр і назва)

ЗАТВЕРДЖУЮ

Завідувач кафедри МТЕТБ
Ю.О. Белоконь

“ 07 ” 05 2023 року

ЗАВДАННЯ
НА КВАЛІФІКАЦІЙНУ РОБОТУ (ПРОЕКТ) СТУДЕНТУ

Яковенко Владислав Олегович
(прізвище, ім'я, по батькові)

1. Тема проекту (роботи) Дослідження ліквідаційних неоднорідностей в швидкорізальній сталі Р6М5К5-М та вивчення причин їх виникнення

керівник роботи (проекту) Куріс Юрій Володимирович д.т.н. професор
(прізвище, ім'я, по батькові, науковий ступінь, вчене звання)





атверджені наказом вищого навчального закладу від “09” 10 2020 року № 1580-с

2. Строк подання студентом роботи (проекту) 01.12.2023

3. Вихідні дані до роботи (проекту) Вдосконалення суміші порошкової сталі

4. Зміст розрахунково-пояснювальної записки (перелік питань, які потрібно розробити) Реферат. Вступ. Загальна частина. Технологічна частина. Охорона праці та техногенна безпека. Висновки. Перелік посилань.

Консультанти розділів проекту (роботи)

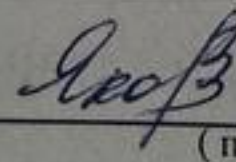
Розділ	Прізвище, ініціали та посада консультанта	Підпис, дата завдання прийняв
Розділ 1 назва розділу	Куріс Ю.В., професор	
Розділ 2 назва розділу	Куріс Ю.В., професор	
Розділ 3 назва розділу	Куріс Ю.В., професор	
Розділ 4 назва розділу	Куріс Ю.В., професор	
Нормоконтроль	Белоконь Ю.О. завідувач кафедри	

Дата видачі завдання 07.05.2023

КАЛЕНДАРНИЙ ПЛАН

№ /п	Назва етапів дипломного проекту (роботи)	Строк виконання етапів проекту (роботи)	Примітки
	Вступ	30.11.2023	
	Реферат	30.11.2023	
	Розділ 1	30.06.2023	
	Розділ 2	19.11.2023	
	Розділ 3	26.11.2023	
	Висновки	30.11.2023	

Студент



(підпис)

В.О. Яковенко

(прізвище та ініціали)

Керівник проекту (роботи)



(підпис)

Ю.В. Куріс

(прізвище та ініціали)

РЕФЕРАТ

Дипломний проект містить 94 сторінки, 10 рисунків, 15 таблиця, 17 літературних джерел

Мета роботи – Розробка технологічного процесу виготовлення конструкційних деталей з порошкової сталі.

У дипломному проекті проаналізовано та обрано матеріал і схему технологічного процесу за яким відбувається виготовлення втулок. Також актуальність виробу. На основі цих даних на завдання розраховано і складено матеріальний баланс та вибрано і розраховано кількість обладнання потрібного для виробництва.

Встановлено, що найкращім матеріалом для виготовлення, втулок, яке пройшло подвійне пресування і спікання.

ПОРОШКОВІ МАТЕРІАЛИ, ТЕХНОЛОГІЧНИЙ ПРОЦЕС, ПОДВІЙНЕ ПРЭСУВАННЯ ТА СПІКАННЯ, ВТУКЛА.

ABSTRACT

The diploma project contains 94 pages, 10 figures, 15 tables, 17 literary sources Purpose - Development of the technological process of manufacturing structural parts for work in difficult conditions.

In the diploma project the material and the scheme of technological process on which there is a manufacturing of plugs are analyzed and chosen. Also the relevance of the product. Based on these data, the material balance is calculated and compiled for the task and the amount of equipment required for production is selected and calculated.

It is established that the best material for the manufacture of bushings, which has undergone double pressing and sintering.

POWDER MATERIALS, TECHNOLOGICAL PROCESS, DOUBLE PRESSING AND SINKING, FLOWED.

ЗМІСТ

Вступ.....	7
Розділ 1 Аналіз сучасного стану технологічних можливостей виготовлення сталей методами порошкової металургії.....	10
1.1. Загальна характеристика швидкорізальних сталей.....	10
1.2. Отримання виробів методом лиття.....	12
1.2.1. Характеристика методу лиття по виплавляємим моделям.....	13
1.2.2. Стійкість литого різального інструменту.....	16
1.2.3. Поліпшення властивостей литої швидкорізальної сталі.....	18
1.3. Отримання виробів зі швидкорізальної сталі методами порошкової металургії.....	21
1.3.1. Структура і властивості розпорошених порошків швидкорізальних сталей.....	22
1.3.2. Сучасні способи формування і спікання розпорошених порошків швидкорізальних сталей.....	24
1.3.3. Зверхсолідусне спікання як перспективний метод обробки порошків швидкорізальних сталей.....	28
1.3.4. Чинники, що впливають на процес зверхсолідусного спікання швидкорізальних сталей.....	30
1.4. Висновки.....	38
Розділ 2 Удосконалення технології виготовлення сталі методами порошкової металургії.....	39
2.1. Характеристика порошків швидкорізальних сталей.....	39
2.2. Кінетика усадки порошку сталі 10P6M5 при спіканні.....	42
2.3. Утворення структури при спіканні.....	47

2.4.	Аналіз кінетики і структуроутворення при зверхсолідусному спіканні газо- і водорозпорошених порошків швидкорізальної сталі 10P6M5.....	52
2.5.	Вивчення впливу малих тисків на процеси ущільнення і структуроутворення при зверхсолідусному спіканні розпорошеної швидкорізальної сталі 10P6M5.....	60
2.6.	Ущільнення порошків газорозпорошеної сталі 10P6M5 в умовах малих тисків при спіканні.....	61
2.7.	Гаряче ізостатичне пресування (ГПП) зразків.....	68
2.8.	Висновки.....	73
	Розділ 3 Охорона праці та техногенна безпека.....	75
3.1.	Аналіз потенційно небезпечних та шкідливих чинників, що впливають на працівника лабораторії.....	75
3.2.	Заходи з поліпшення умов праці.....	77
3.3.	Електробезпека.....	81
3.4.	Протипожежна безпека.....	82
3.5.	Засоби індивідуального захисту (ЗІЗ).....	84
3.6.	Розрахунок захисного заземлення.....	85
3.7.	Висновки.....	88
	Висновки.....	89
	Список використаних джерел.....	91

ВСТУП

У порошковій металургії серед ряду інших проблем особливе місце займає проблема економічного отримання високощільних легованих матеріалів і виробів з них. Найбільші можливості для отримання виробів з легованих матеріалів реалізуються при використанні порошків готових сплавів.

На даний час найбільш продуктивним, поширеним і недорогим методом отримання порошків, у тому числі легованих, є розпилення розплаву. Розпорошені порошки завдяки високим швидкостям кристалізації відрізняються чистотою, рівномірним і тонким розподілом різних структурних складових і рядом інших позитивних рис, що дозволяють отримувати з них вироби з високими експлуатаційними характеристиками.

Залежно від методу розпилення отримують порошки різної форми, розмірів і властивостей.

При використанні водного розпилення розплаву, вдається отримувати частинки неправильної форми, які після відновного відпалу придатні для традиційного формування в сталевих прес-формах.

Проте те, метод розпилення водою має і істотний недолік - воно застосоване лише до розплавів металів, що не утворюють важко відновних оксидів.

При використанні інших енергоносіїв розпилення (розпилення газами, метод електроду та ін.) частіше реалізується сферична форма часток. Така форма переважна для ряду технологічних процесів, наприклад, при виробництві деяких типів фільтрів, але при отриманні високощільних виробів з сферичних порошків виникають істотні труднощі із-за їх поганої сформованості і низької активності при спіканні. Саме тому технологічні схеми переробки сферичних порошків пов'язані з використанням складного

спеціального устаткування (газостатів), багатостадійні і, як правило, не безвідходні, що стримує їх ширше використання.

Тому, як в Україні, так і за кордоном, триває пошук нових економічних технологічних рішень, що дозволяють отримувати високощільні вироби з розпорошених порошків сферичної форми.

Перспективним шляхом вирішення вказаної проблеми, що відкриває до того ж нові можливості при створенні композиційних матеріалів і виробів, може бути зверхсолідусне спікання розпорошених порошків, у тому числі сферичної форми.

Вибір швидкорізальних сталей в якості основного об'єкту досліджень був обумовлений наступними причинами.

По-перше, швидкорізальні сталі - перший матеріал з класу високолегованих, промислове виробництво яких з порошків здійснюється в масштабах, порівнянних з масштабами виробництва аналогічних матеріалів методами традиційної металургійної технології, у зв'язку з чим є велика номенклатура промислово випускаємих порошків.

По-друге, виробництво швидкорізальної сталі є споживачем дефіцитних вольфраму, молібдену, кобальту і ванадію, і, як наслідок, питання економічної переробки порошків стоїть тут особливо гостро.

По-третє, добре вивчені швидкорізальні сталі, мають широкий інтервал плавлення, і тому вони є хорошою моделлю для вивчення процесу зверхсолідусного спікання. Це дозволить з невеликими змінами розповсюдити отримані закономірності на ширший спектр сплавів.

Мета роботи: удосконалення технології виготовлення сталі методами порошкової металургії.

Об'єкт дослідження: структуроутворення при зверхсолідусному спіканні газо- і водорозпорошених порошків швидкорізальної сталі, ліквідаційні неоднорідності.

Предмет досліджень: рівномірний розподіл легуючих елементів і, як слідство, формування в структурі рівномірного розподілу карбідів відносно

невеликого розміру і однорідної тонкозернистої структури аустенітного зерна після газового ізостатичного пресування.

Методи досліджень: динамічні та статистичні методи, комп'ютерне моделювання.

Наукова новизна: методика і апаратно – програмне забезпечення експериментальних досліджень дозволить отримати характер ущільнення порошкових швидкоріжучих сталей.

Практичне значення: результати дослідних випробування можуть бути використані при виробництві основних етапів технології отримання заготовок швидкоріжучих сталей в промислових умовах.

Апробація результатів роботи. Результати досліджень, включених в кваліфікаційну магістерську роботу, доповіли на науковому семінарі кафедри МЧМ.

Публікації. Основні результати роботи викладені в одній збірці магістерських робіт і одній тезі конференції.

Структура і об'єм роботи. Кваліфікаційна робота магістра складається з вступу, трьох розділів, висновків, списку використаних джерел з 35 найменувань, викладена на 93 сторінках машинописного тексту, включаючи 26 рисунків, 16 таблиць.

РОЗДІЛ 1

АНАЛІЗ СУЧАСНОГО СТАНУ ТЕХНОЛОГІЧНИХ МОЖЛИВОСТЕЙ ВИГОТОВЛЕННЯ СТАЛЕЙ МЕТОДАМИ ПОРОШКОВОЇ МЕТАЛУРГІЇ

1.1. Загальна характеристика швидкорізальних сталей

Швидкорізальні сталі є групою високолегованих сталей, призначених для виготовлення високопродуктивного інструменту, а також конструкційних виробів в тих випадках, коли потрібно мати високу зносостійкість при підвищеній температурі [1].

Основними відмінними рисами цих сталей є висока гаряча твердість і червоностійкість.

По структурі в стані відпалу, швидкорізальні сталі відносять до ледебуритного класу [2]. У литому виді вони мають ледебуритну евтектику, яку, як правило, усувають гарячою деформацією шляхом подрібнення карбідів. Для зниження твердості (до HB 207-255) деформовану сталь перед механічною обробкою піддають ізотермічному відпалу. Структура сталей, що відпалюють, складається з сорбитного перліту, вторинних і більших первинних карбідів. Основним у більшості швидкорізальних сталей є складний карбід M_6C . Окрім нього при певних режимах обробки в сталях можуть зустрічатись ще три види карбідів: M_2C_6 , MC і M_2C .

Високі експлуатаційні характеристики матеріал набуває після загартування і триразової відпустки. Після загартування сталі не мають максимальної твердості (HRC 60-62), оскільки в структурі, окрім мартенситу і первинних карбідів, міститься 30-40 % залишкового аустеніту, наявність якого викликано тим, що при прискореному охолодженні температура закінчення мартенситного перетворення M_k опускається нижче $0\text{ }^\circ\text{C}$.

Залишковий аустеніт перетворюють на мартенсит за допомогою відпустки або обробкою холодом.

Швидкорізальні сталі - що повторно тверднуть; найбільша твердість досягається після триразової відпустки при 550-570 °С. В термічно обробленому стані швидкорізальні сталі мають структуру, що включає мартенсит відпустки і карбіди, і твердість HRC 62-65 [3].

Нині промисловістю використовується широкий асортимент вольфрамових, вольфрамомолібденових і молібденових сталей, сталей з кобальтом і підвищеним вмістом ванадію та ін., які забезпечують необхідну теплостійкість і інші експлуатаційні властивості. Із-за дефіцитності вольфраму і завдяки задовільній комбінації основних характеристик найбільш широке поширення в Україні і за кордоном придбала економно легована сталь марки Р6М5.

В табл. 1.1 приведені властивості сталі Р6М5 в зіставленні з властивостями основних вольфрамових сталей [4].

Таблиця 1.1 - Властивості швидкорізальних сталей Р6М5, Р18, Р12

Марка сталі	Твердість, HRC		$\sigma_{\text{виг}}$, МПа	$K_{\text{с}}$, МДж/м ²	Твердість при 600 °С	HRC після нагріву	
	Після гартування*	Після відпустки*				625 °С	650 °С
Р6М5	63	64	3230-3330	0,48	60,5-61	58	48
Р18	64	64	2840-3030	0,3	62	59	48,5
Р12	64	64,5	2940-3130	0,38	62	59,5	49

Як видно, з таблиці 1.1 при підвищеній міцності сталь Р6М5 володіє декілька меншою теплостійкістю.

Серед недоліків сталі Р6М5, пов'язаних з введенням молібдену, слід зазначити:

- велику чутливість її до знеуглецювання при температурах гарячої деформації, відпалу і загартування, якщо нагрівання здійснюється без контрольованої атмосфери;

- схильність до різкого росту зерна і зниження механічних властивостей навіть при невеликому перевищенні оптимальних температур гартування.

Шляхом збільшення вмісту вуглецю і введення кобальту (5 %) в сталь Р6М5 вдається значною мірою компенсувати вказані недоліки.

1.2. Отримання виробів методом лиття

Інтерес до цього способу отримання виробів зі швидкорізальної сталі в справжній роботі обумовлений структурною близькістю отримуваних матеріалів з рідкофазною спеченою сталлю.

До останнього часу для отримання виробів зі швидкорізальних сталей в основному використовують зливки сталі. Їх груба неоднорідна структура вимагає застосування процесів деформації в гарячому стані для подрібнення первинних карбідів, їх більш рівномірний розподіл і пов'язаного з цим підвищення рівня експлуатаційних властивостей.

Необхідність деформації значно подовжує і здорожує процес отримання виробів.

Іншим великим недоліком традиційної технологічної схеми, що включає деформацію (кування) зливок, механічну і термічну обробки, являється низький коефіцієнт використання матеріалу. За даними, узагальненим П.С. Першиним [6] і пізніше доповненим І.А. Ревисом і Т.А.Лебедевим [7], до 70 % виплавляємої швидкорізальної сталі, утворює різні відходи і лише близько 30 % сталі ефективно використовується у вигляді інструменту.

Приведені в табл. 1.2 дані [7] дають уявлення про те, де відбуваються основні втрати сталі при різних варіантах виготовлення виробів.

Таблиця 1.2 - Втрати сталі при різних варіантах виробництва

Найменування операцій	Втрати при виготовленні інструменту, %		
	кованого	відлитого в земляні форми	При точному литті
Розливка	2-3	2-3	1-2
Обрізка прибутків і літників	30-32	20-25	5-8
Відпал зливків	1-2	-	-
Обдирка зливків	3-4	-	-
Нагрів під ковку	2-3	-	-
Ковка	5-6	-	-
Відпал	1-2	1-2	1-2
Механічна обробка	20-25	7-10	3-5
Середнє значення втрат	70	35	15

1.2.1. Характеристика методу лиття по виплавляємим моделям

В якості методу, що дозволяє у ряді випадків вирішувати проблему економії дефіцитних металів і спрощення технології, пропонують використовувати точне відливання інструменту, що не вимагає обробки тиском.

Історично склалося так, що основне застосування при виробництві заготівель для інструменту отримало кування. Обов'язкова операція кування швидкорізальної сталі зажадала певного корегування хімічного складу сталі, зокрема, вміст вуглецю в ній був понижений до мінімального значення (0,6-0,65 %). Було помічено, що між ковкістю швидкорізальної сталі і її оптимальним хімічним складом (по продуктивності різання) існує явне протиріччя.

Так, введення ряду добавок, які могли б підвищити продуктивність різання сталі, виявляється небажаним, оскільки ускладнює або робить неможливим процес їх кування (наприклад, введення бору, азоту та ін.).

Необхідність кування великих зливок, що мають у своїй структурі із-за повільної кристалізації грубу евтектичну сітку, не викликає сумніву. Але з розвитком точних методів лиття (по моделям, що виплавляються, із застосуванням ковкого лиття, відливання в кокіль), при яких зливок кристалізується відносно швидко, структура зливку становилась одноріднішою і дрібнозернистою, а механічні властивості помітно підвищувалися [8]. Це відкрило перспективи до отримання деяких видів інструменту без обробки куванням, зняття ряду обмежень по хімічному складу, економії матеріалу і людських ресурсів.

При точних методах відливання механічна обробка інструменту настільки спрощується, що для деяких типів може бути зведена тільки до шліфування і заточування.

В цьому випадку відпадає необхідність пом'якшувального відпалу сталі і литий інструмент може виготовлятися взагалі без загартування.

Технологічний процес полягатиме в литті і наступній відпустці, або обробці холодом.

У період з 1945 по початок 70-х років в СРСР і за кордоном велися інтенсивні роботи по виробництву і випробуванню литого інструменту, що знайшло віддзеркалення в численних публікаціях і повідомленнях.

Аналіз робіт, виконаних І.А. Ревисом і Т.А. Лебедєвим [7], показав, що найрізноманітніші види литого інструменту (різці, зенкера, фрези і долбяки, свердла та ін.) з різних марок швидкорізальних сталей (P18, P9) мають високу різальну здатність при обробці матеріалів, включаючи важкооброблювані титанові. Їх стійкість, як правило, була на рівні кованого інструменту, а у ряді випадків і перевершувала її.

Результати пізніших робіт також свідчать про правильність зробленого висновку. Так, відзначається, що застосування литого інструменту складної

конфігурації для обробки металів, скла і пластмас економічно доцільно і усе більш розширюється. Через відсутність анізотропії властивостей литого матеріалу литий інструмент має таку ж або навіть більшу стійкість, чим інструмент з деформованих сталей.

Великі вироби рекомендується виготовляти в піщаних формах, дрібні - литтям по моделях, що виплавляються. Лиття по моделям, що виплавляються, рекомендують використовувати і в роботі [8]. При цьому вказується, що торцеві фрези, свердла, розточувальні різакі і інший інструмент можна виготовляти з допусками близько $\pm 0,075$ мм. Такі інструменти на 20-30 % дешевше виготовлених іншим способом, довговічність їх в середньому на 60 % більше, і вони можуть працювати з вищою швидкістю і подачею матеріалу. Інструменти, виготовлені цим способом, мають однорідну структуру, і в них відсутні напруження і деформації для інструментів, отриманих з прокату.

Відзначається, що використання таких інструментів при обробці матеріалу AISA14340, використовуваного для виготовлення деталей космічної апаратури та інконеля 700, забезпечує можливість збільшення параметрів різання і підвищення стійкості інструменту в 3-4 рази.

Дослідження, проведені інститутом "Укроргстанкінпром" і Харківським інструментальним заводом, показали [9], що застосування лиття по моделях, що виплавляються, економічно доцільне не лише в масовому, але і в дрібносерійному виробництві.

Доцільність використання литого інструменту підтверджена також тривалою практикою його виробництва на Уральському і Ново-Краматорському машинобудівних заводах, Сестрорецькому інструментальному і деяких ін. [10].

1.2.2. Стійкість литого різального інструменту

Стійкість виробів зі швидкорізальної сталі складаються з двох чинників: стійкості інструменту проти відпустки (червоностійкість) і стійкості його проти стирання (зносостійкість). Крім того, важливою характеристикою є здатність витримувати вібрацію і удари, які часто зустрічаються в практичних умовах різання.

Червоностійкість зазвичай характеризується максимальною температурою нагріву, при якій відбувається значна зміна структури і властивостей сталі [11]. Основний вплив на червоностійкість чинить хімічний склад сталі і термообробка. Тому, якщо литий інструмент відливається із звичайної швидкорізальної сталі і піддається нормальній термічній обробці, кований і литий інструменти не повинні практично відрізнятися один від одного по червоностійкості.

Багатократні виміри твердості готового литого інструменту, в основному марки P18 [12], не виявили помітних відхилень від зазвичай прийнятих норм: HRC 63-66. Не виявлено авторами також і значущих відмінностей в твердості кованих і литих зразків і при підвищених (до 600 °C) температурах випробування і при різних (до 725 °C) температурах відпустки.

Навпаки, досліджуючи структуру і властивості литої, кованої і спеченої сталі P8Ф8К7М6 [12], отримали для литої в кокіль сталі після відпустки дуже високу вторинну твердість (HRC 70-71) і червоностійкість (HRC 62 після відпустки при 640 °C, 4 години), що значно перевершують характеристики кованої сталі (відповідно HRC 68-70 і HRC 54-55). Проте ударна в'язкість литої сталі була дуже низька - 0,05 МДж/м². Відпал литої сталі з наступною термообробкою привів до деякого збільшення ударної в'язкості литої сталі, але понизив вторинну твердість до HRC 68-70 і червоностійкість до HRC 55-57.

Таким чином, як з теоретичного, так і з практичного боку витікає, що по червоностійкості литий інструмент не поступається кованому.

Підвищена працездатність інструменту при чистовій обробці матеріалу, менший знос задньої грані литих різців в порівнянні з кованими [13] свідчать на користь висновку про їх кращу зносостійкість.

Основними недоліками литої швидкорізальної сталі вважалися і вважаються досі її знижена міцність і в'язкість.

Проте згідно з думкою ряду авторів [14], уявлення про непомірну крихкість литої сталі фактично склалося на підставі досліджень, проведених з великими зливками, і тому в'язкість литого інструменту не можна ототожнювати з в'язкістю сталі, вирізаної із зливка вагою 200-300 кг

Дійсно, з цих робіт [15] (табл. 1.3) витікає, що властивості сталі, отриманою методами точного литва, в 1,5-2 рази вище за аналогічні характеристики сталі з великих злиwkів (міцність якої 900-1000 МПа, ударна в'язкість $\sim 0,03-0,05$ МДж/м²), але, і в цьому випадку ці характеристики нижчі, ніж у кованих матеріалів.

Таблиця 1.3 - Вплив способу лиття на механічні властивості сталі Р5М1ФЛ

Спосіб лиття	Твердість HRC	Міцність $\sigma_{\text{виг}}$, МПа	В'язкість K_c , МДж/м ²
Форми оболонки			
з «холодильником»	63,5	1860-2250	0,03-0,06
без «холодильника»	63-63,5	1570-1910	0,06-0,10
Сухі форми	63,5	1470-1570	0,05-0,07

На підставі аналізу чинників, що визначають різальну здатність інструменту, можна зробити висновок, що не володіючи універсальністю (іза нижчих механічних характеристик), лита сталь в той же час може мати перевагу перед кованою сталлю в усіх тих випадках, коли якість інструменту або іншого виробу головним чином визначається його зносостійкістю,

особливо у виробках великого розміру, коли у деформованій сталі спостерігається підвищена карбідна неоднорідність.

1.2.3. Поліпшення властивостей литої швидкорізальної сталі

Властивості швидкорізальної сталі в литому стані можуть бути значно поліпшені, якщо використовувати можливості додаткового легування сталі, що з'являються, при відмові від її деформації (кування), а також за рахунок обліку особливостей структури литого інструменту і оптимізації на його основі режимів термообробки.

Великий об'єм даних по впливу на властивості литої сталі вміст вуглецю, карбідоутворюючих W, Mo, Co, V, модифікаторів структури Li, B, Ti та ін. елементів міститься в роботах [16]. Відмічається, що легування сталі кобальтом, ванадієм і бором найсуттєвіше підвищує вторинну твердість і червонотійкість, різальні властивості в цілому, але погіршує пластичність і оброблюваність сталі. Тому використання точних методів лиття для отримання виробів з таких сталей особливо доцільно. Зокрема, при введенні бору (0,3-0,4 %) у вигляді феробору твердість в литому стані після відпустки і теплостійкість підвищуються відповідно на HRC 1-2 і 5-8 градусів. Стійкість таких інструментів в 1,5-2 рази вище.

Великий інтерес представляють результати робіт, у якій докладно вивчений вплив вуглецю і малих добавок (до 0,2 %) РЗМ (неодиму, ніобію, лантану і церію) на властивості литих сталей Р6М5К5 і Р6М3К5, отриманих методом ЕШП. Встановлено, що введення РЗМ сприяє ущільненню, а місцями перериванню сітки первинних карбідів в структурі. Для руйнування сітки найбільш ефективно введення неодиму. Тому введення РЗМ позитивно позначається на міцностних властивостях литих сталей. Максимальні значення твердості (66,5-67) отримані на сталях із звичайним вмістом

вуглецю, модифікованих неодимом і лантаном. Ударна в'язкість цих сталей 0,13-0,18 МДж/м², що в 1,5-2 рази вище, ніж сталей без РЗМ. Міцність 1670-1960 МПа.

Фрези із сплаву типу Р6МЗК5 з вмістом вуглецю 0,63-0,7 % і добавками РЗМ мали стійкість на 180-200 % вище за прокат Р6М5К5.

Найкраща стійкість отримана при додаванні неодиму і церію.

Значний вплив церію на структуру і властивості виявлений і при введенні його в сталь марки Р6М5. Проте твердість, міцність і різальна здатність виявилися дещо гірше.

Перспективними для отримання литого інструменту з підвищеною міцністю можуть виявитися сталі високої теплостійкості (з інтер металідним зміцненням) [16], де фаза зміцнення виділяється у вигляді окремих скупчень без утворення замкнутої сітки і сталі. Безвольфрамова низьколегована сталь марки 11М5Ф не містить в структурі евтектичних карбідів. Внаслідок цього молібден, який міститься в сталі, знаходиться після загартування в твердому розчині і бере участь в зміцненні при відпустці. Легування твердого розчину сталі 11М5Ф знаходиться на рівні сталі Р6М5, в якій близько половини усіх легуючих компонентів пов'язана в евтектичних карбідах і не переходить в твердий розчин при загартуванні.

По комплексу експлуатаційних і технічних властивостей безвольфрамова сталь 11М5Ф не поступається сталі Р6М5.

Іншим шляхом поліпшення властивостей литого інструменту являється оптимізація його термообробки.

З метою поліпшення структури литої швидкорізальної сталі проводили дослідження впливу відпалу при температурах 850, 900, 950 і 1000 °С. Тривалість відпалу складала 6,12 і 24 години.

Мікроаналіз відпалених зразків показав, що ледебуритна сітка карбідів після обробки зберігається, але стає тоншою.

Твердість і червоність стійкість зразків після загартування і відпустки виявилася вищою, ніж в прокатній сталі. При цьому вищі характеристики

отримували на зразках з коротким часом відпалу, що збігається з результатами отриманими раніше.

Значно більший результат досягається витримкою 1-3 години при температурах, прийнятих для загартування : 1270-1280 °С для сталі Р18, 1240- 1260 °С для Р12 і 1200-1240 °С для сталі Р6М5 [17]. При цьому практично повністю усувається евтектична сітка, стійкість литих інструментів підвищується в 1,5-2 рази, а малодеформованих - на 50-60 %.

Детальне вивчення структури, виконане закордонними дослідженнями на базі сталі М2 (вітчизняний аналог - Р6М5), отриманий методом ЕШП, показало, що в морфологічній еволюції первинних карбідів при температурах, близьких до температури плавлення, можна виділити 4 стадії, головної з яких являється дроблення евтектичних колоній. Встановлено, що присутність метастабільних карбідів M_2C сприяє руйнуванню евтектики. Оптимальною температурою признана 1230 °С. При підвищенні температури зростає небезпека часткового оплавлення і аномального росту зерна.

Дослідження впливу режимів загартування і відпустки на властивості литого інструменту не виявило необхідності їх коригування по відношенню до режимів обробки кованого інструменту такого ж хімічного складу.

Таким чином, при виготовленні виробів зі швидкорізальної сталі методами лиття є певні можливості як для управління їх властивостями, так і для підвищення ефективності виробництва.

Проте, після тривалого періоду практичного використання литого інструменту його виробництво з середини 70-х років різко скоротилося, і нині по цій темі переважає література дослідницького характеру. Таке положення можна пояснити, мабуть, двома причинами:

- посиленням вимог до інструменту, що привело до ліквідації запасу технологічної міцності литого інструменту;

- успішним розвитком методів порошкової металургії, що дозволило отримувати швидкорізальний інструмент з дуже високими характеристиками, що відповідали вимогам часу.

Розглянемо у зв'язку з цим можливості порошкової металургії стосовно виробництва виробів зі швидкорізальних сталей.

1.3. Отримання виробів зі швидкорізальної сталі методами порошкової металургії

Проблеми виробництва швидкорізальної сталі з порошків інтенсивно вивчаються фахівцями з різних країн. В результаті, до теперішнього часу відомі численні технологічні рішення, спрямовані на отримання спечених швидкорізальних сталей і що відрізняються по початковим матеріалам, пропонованих методам формування і спікання.

В якості початкового матеріалу використовують суміші порошків металів і карбідів. В цьому випадку сталь виходить в результаті твердофазного синтезу при спіканні [18].

Ряд рішень пов'язан з використанням стружки в якості сировини. Але основним матеріалом для виготовлення високоякісної спеченої сталі в умовах масового виробництва являються порошки, отримані розпорошенням розплаву.

Швидкорізальні сталі стали першим матеріалом з класу високолегованих, промислове виробництво якого методами порошкової металургії здійснюється в масштабах, порівнянних з масштабами виробництва аналогічних матеріалів методами традиційної металургійної технології. На їх прикладі виразно є видимими як сильні, так і слабкі сторони порошкової металургії в цілому і використання розпорошених порошків зокрема.

Вдосконалення технології розпорошення привело до того, що більшість країн стали нарощувати потужності по виробництву порошків головним чином за рахунок спорудження розпорошувальних установок. Швидкий ріст

обсягу випуску легко пояснюється великою продуктивністю установок, які досягають декількох тонн в годину, низькою вартістю порошку, що лише незначно перевершує вартість початкового металу, високою якістю порошку по чистоті і однорідності складу [19].

1.3.1 Структура і властивості розпорошених порошків швидкорізальних сталей

Збільшення швидкості охолодження - найбільш ефективний шлях зменшення хімічної і структурної неоднорідності швидкорізальних сталей. Саме це обумовлює підвищений інтерес до технології отримання швидкорізальних сталей з розпорошених порошків [19].

На підставі досліджень і аналізу літературних даних встановлено, що критерієм для визначення швидкості охолодження часток при розпорошенні може служити відстань між осями 2-го порядку дендриту, інакше зване дендритним параметром. Завдяки експериментально отриманій залежності швидкості охолодження від дендритного параметру було показано, що для різних методів розпорошення швидкості охолодження часток при кристалізації залежно від їх розмірів можуть складати від 10^3 до 10^5 і більше градусів в секунду. При цьому дендритний параметр відповідно зменшувався від 3-4 мкм до 1-0,7 мкм. Для зіставлення з литою сталлю слід зазначити, що при швидкості охолодження 1 град/с дендритний параметр складав 100 мкм [19]. Результати дослідження процесу структуроутворення при великих швидкостях твердіння на прикладі сталі Р6М5 представлені в табл. 1.4.

Згідно якої, при зменшенні розміру часток швидкість їх охолодження при твердінні і дисперсність їх структурних складових зростають. При цьому структурна неоднорідність, характерна для литих сталей, певною

мірою зберігається і в межах частинок при таких високих швидкостях охолодження.

Таблиця 1.4 - Властивості різних фракцій порошку Р6М5

Розмір частинок, мкм	Відстань між осями другого порядку, мкм	Швидкість охолодження, К/с	Тип карбідів	Мікротвердість, МПа
<40	1,0-1,5	$4 \cdot 10^5$	МС	4400
160-200	1,8-2,1	$1 \cdot 10^5$	М ₂ С	7900
315-500	2,4-3,2	$1 \cdot 10^4$	М ₆ С	8400

Дані рентгеноструктурного аналізу і результати вимірів мікротвердості, свідчать, що збільшення швидкості охолодження приводить до зменшення кількості мартенситу і збільшення кількості аустеніту в структурі порошків. Це пояснюється підвищенням міри пересиченості твердого розчину легуючими елементами і пов'язаним з цим пониженням температури початку мартенситного перетворення.

Відмічені вище структурні відмінності в порошках різних фракцій зажадали з'ясування впливу цих відмінностей на властивості спечених матеріалів.

Різниця в структурі матеріалу з різних фракцій після гарячого газостатичного пресування (ГГП) зберігалась, проте міцність і ударна в'язкість після термообробки виявилися не залежними від гранулометричного складу і знаходилися в межах 1420-1470 МПа і 0,05-0,042 МДж/м². Виняток становив самий дрібний порошок (<100 мкм), для якого вказані характеристики дорівнювали 1830 і 0,07 відповідно.

Після гарячої деформації (міра деформації 80-90 %) виходила повністю однорідна структура з одночасним підвищенням властивостей до 2450-2740 МПа і 0,15-0,20 МДж/м².

Також вивчен зв'язок розмірного чинника з вмістом кисню в порошку, а також вплив кисню на властивості кінцевої продукції.

Встановлено, що при вмісті кисню $<0,02\%$ окисна плівка на поверхні практично відсутня, а його кількість зі зміною розмірів порошоків міняється несуттєво. При більш високій окисленості порошку було зафіксовано зменшення товщини окисної плівки зі зменшенням розміру часток. Отриману залежність пояснюють зменшенням часу контакту дрібних часток в рідкому стані з газом-розпилювачем із-за швидшого їх твердіння. Виявлений вплив кисню на форму і властивості порошку. При низькому його вмісті ($< 0,02\%$ мас) форма часток близька до сферичної незалежно від розмірів. Насипна щільність і плинність при цьому міняється від $4,85\text{ г/см}^3$ і $4,8\text{ г/с}$ для фракції - 56 мкм до $3,2\text{ г/см}^3$ і $2,2\text{ г/с}$ для фракції - 630 + 315 відповідно.

Збільшення вмісту кисню від $0,02$ до $0,2\%$ привело к значному зменшенню насипної щільності і плинності і спотворенню сферичної форми порошку, технічні властивості матеріалу і стійкість інструменту з нього знижувалися більш ніж удвічі. Для зниження шкідливого впливу кисню запропоновано відпалювати окислений порошок у вакуумі $1-0,1\text{ Па}$ при температурі $1000-1100\text{ }^\circ\text{C}$ впродовж $0,5-1$ години.

1.3.2. Сучасні способи формування і спікання розпорошених порошоків швидкорізальних сталей

З оглядів робіт, присвячених спеченим швидкорізальним сталям [18], витікає, що сучасне виробництво виробів з них основане на застосуванні чотирьох технологічних схем (рис. 1.1).

Загальним для цих схем є використання розпорошення розплаву в якості методу отримання порошоків, а відмінності проявляються, в основному, у виборі розпорошувального енергоносія і на завершальних стадіях технологічного циклу. У схемах II-IV використовують різні способи гарячої пластичної деформації, тому виготовлення інструменту з отримуваних

напівфабрикатів, особливо по третій і четвертій схемам, сопряжено зі значним об'ємом механічної обробки. В результаті використання першої технологічної схеми, де обробка тиском не застосовується, отримують заготівлі інструменту з мінімальними припусками під шліфовку і заточування.

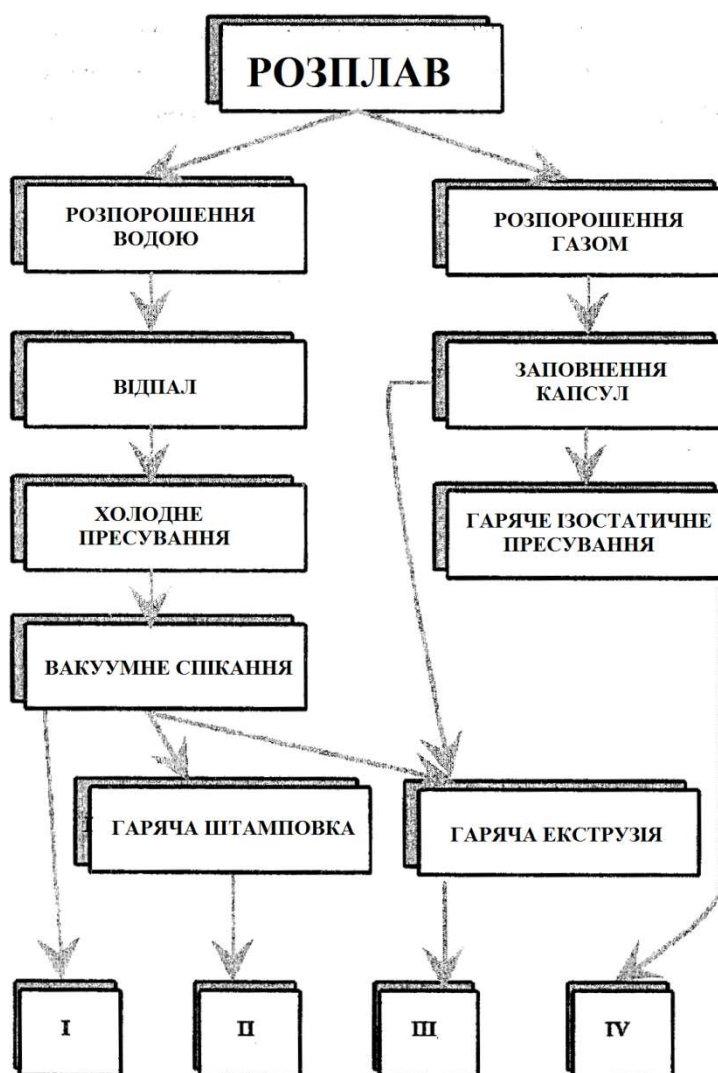


Рисунок 1.1 – Основні технологічні схеми отримання спечених виробів зі швидкорізальних сталей.

Відповідно до цих схем дослідження процесів формування розпорошених порошків розвивається в 2-х напрямках:

- оптимізація процесів ізостатичного формування;

- дослідження можливості розширення сфери застосування не ізостатичних методів формування.

Найбільш широке поширення у світі нині має схема IV (схема ASEA-STORA), заснована на гарячому ізостатичному пресуванні і розроблена в Швеції [19]. В Україні ця схема впроваджена на заводі «Дніпроспецсталь» [111].

ASEA-STORA - процес виробництва швидкорізальної сталі, який складається з наступних стадій :

- отримання порошку розпорошення азотом;
- засипку порошку в капсулу з м'якої сталі, її розрядка і зварка;
- холодне ізостатичне пресування для збільшення щільності і теплопровідності;
- попередній нагрів і наступне гаряче ізостатичне пресування при температурі 1150 °C і тиску 106 МПа;
- деформацію (кування, плющення) і термічну обробку.

Накопичені за тривалий період дані свідчать про те, що використання цього процесу для отримання інструменту дозволяє збільшувати його стійкість від 30 до декількох сотень відсотків.

У цьому найяскравіше позначається перевага порошкової металургії, пов'язане з можливістю обмежити явища сегрегації і отримувати матеріал з високодисперсними і рівномірно розподіленими карбідними включеннями.

Величина карбідних включень чинить визначальний вплив на розмір зерна сталі після зміцнюючої термообробки, ефективність зміцнення, увесь комплекс властивостей. Для порошкової сталі характерний дуже малий розмір карбідної фази і основного зерна. Середні розміри карбідів в порошкових сталях знаходяться в межах 0,6-1 мкм, максимальні не перевищують 2-3 мкм; у сталях, отриманих за звичайною технологією, середні розміри складають близько 3 мкм, максимальні, - від 15 до 20 мкм.

Окрім високих механічних і експлуатаційних властивостей порошкової швидкорізальна сталь, отримана за схемою ASEA-STORA або близьким до

неї, не схильна до утворення "нафталінового" зламу, володіє хорошою шліфуємістю, у неї менші спотворення після термообробки.

Порошкова металургія розширює можливості легування і отримання сталі з підвищеним вмістом вуглецю, ванадію, кобальту та ін. елементів, що сприяє додатковому збільшенню вторинної твердості, стійкості і продуктивності інструменту.

Проте складність і велика вартість пристроїв для ізостатичного пресування, неможливість (при сьогоdnішньому рівні обладнання) отримання цим методом штучних заготовель інструменту стримує його застосування. Нині він задовольняє порівняно невелику долю попиту на швидкорізальну сталь, в основному там, де значне збільшення вартості виправдане поліпшеними характеристиками інструменту. Таке положення примушує шукати шляхи підвищення пресування розпорошених порошків до рівня, який дозволяє робити формування в жорстких прес-формах, а також розробляти нові, економічні процеси переробки розпорошених порошків.

Схема 1 (рис. 1.1) є одне з найбільш перспективних рішень цієї задачі. Вказана схема освоєна в промисловому масштабі. Вихідним матеріалом є порошок з частками неправильної форми, отриманий розпорошенням водою, який після відпалу має задовільну пресуємість. Після пресування в прес-формах при тиску 400-650 МПа заготовки спекаються у вакуумі при температурі, близькій до температури солідусу сплаву, яка повинна підтримуватися з точністю $\pm 2^\circ\text{C}$ [20]. Досягнення при цьому високої щільності (більше 98 % від теоретичної) імовірно зв'язано з короткочасною появою рідкої фази, обумовленою флуктуаціями розподілу легуючих елементів. Вказується, що при перевищенні температури на 3-5 $^\circ\text{C}$ вище оптимальної відбувається округлення кутів аустенітних зерен і заповнення карбідною фазою областей, що лежать на стиках зерен. Безпористий матеріал вдалося отримати тільки при використанні дрібного порошку (<58 мкм). Розглянутий процес простий, забезпечує найбільшу економію матеріалу і енергії при мінімальному числі операцій. Через відсутність

анізотропії внаслідок відмови від деформації матеріал не поступається за експлуатаційними властивостями литою і деформованою сталі, але виробу з нього в 4 рази дешевше [20].

Проте, якщо вказані вимоги до якості нагріву є обґрунтованими, то широке промислове застосування не оброблюваних тиском швидкорізальних сталей є дуже проблематичним.

Недоліком методу розпорошення водою є непридатність його к сталям і сплавам, що містять такі елементи, як алюміній, титан, ніобій із-за небезпеки незворотного їх окислення [21].

1.3.3. Зверхсолідусне спікання як перспективний метод обробки порошків швидкорізальних сталей

Пошуки нових технологічних рішень привели до використання для активації спікання швидкорізальних сталей рідкої фази, що з'являється при нагріві матеріалу вище за температуру солідусу. За останні 15 років різним аспектам цієї проблеми було присвячено значне число робіт.

Використання порошків, отриманих помелом, не приводить матеріал у безпористий стан при спіканні порошків швидкоріжучої сталі в інтервалі солідус-ліквідус. У структурі спостерігалось утворення грубозернистих карбідів, переважно в межах первинних порошкових часток. Використання розпорошеного порошку 10P6M5 в початковому стані (без помелу), спікання в керамічній формі при температурі на 20-30 градусів вище за температуру солідусу впродовж 5-30 хвилин забезпечило отримання практично безпористого матеріалу. При цьому карбідна фаза утворювала в структурі тонку сітку, розмір якої змінювався залежно від режиму спікання. Така сітка, як було сказано вище, при деякому зниженні міцності сприяє підвищенню зносостійкості сталі. Використання керамічних форм і вільної засипки

порошку в них дозволило отримувати деталі складнішої форми, ніж при пресуванні.

Фахівці УкрНІСпецсталь спільно із Запорізьким виробничим об'єднанням "Моторбудівельник" впровадили процес виготовлення деталей, працюючих в умовах підвищеного зносу [20]. В основу процесу - використання рідкої фази при спіканні карбідосталі Р6М5К5 + 25% TiC. Початкова суміш виходила шляхом спільного размолу. Режим спікання: 1320 - 1380 °С впродовж 30-60 хв. Для отримання виробів з відносною щільністю більше 98% потрібне строго підтримувати режими обробки на усіх етапах. Міцність матеріалу при вигині після оптимальної термообробки складала 1400 -1700 МПа, твердість - 68 - 70 HRC [21].

Автори роботи [21] досліджували процес спікання порошків Р6М5, розпорошених водою високого тиску. Встановлено, що спікання порошків до безпористого стану відбувається в умовах короткочасової появи рідкої фази. Для отримання матеріалу пористістю 1% рекомендується використовувати порошок з середнім розміром часток не більше 80 мкм.

Слід зазначити, що досягнення безпористого стану супроводжується помітним огрубленням структури матеріалу. Тому у ряді випадків може бути цікавий підхід. Спікання розпорошених порошків швидкорізальних сталей здійснювали при температурах 1240 і 1270 °С для сталей М2 і Т15 до щільності близько 95%, що дозволило зберегти дрібнодисперсну структуру. Остаточне ущільнення досягалося в газостаті при температурі 1100 °С. В результаті була отримана швидкорізальна сталь з щільністю, близькою до теоретичної, з дрібнозернистою структурою і високими експлуатаційними характеристиками.

1.3.4. Чинники, що впливають на процес зверхсолідусного спікання швидкорізальних сталей

Через специфіку процесу спікання в інтервалі температур солідус-ліквідус чинники температури, стабільності її підтримки і тривалість витримки набувають особливого значення для формування дрібнодисперсної структури і пов'язаних з нею властивостей порошкової швидкоріжучої сталі. Дуже незначні коливання температури від оптимальної (на рівні 1-5 °С) можуть приводити або до різкого огрублення структури (при високих температурах), або до значної остаточної пористості (при знижених температурах). Тому попереднє експериментальне визначення оптимального температурного інтервалу і часу спікання є найважливішим завданням при розробці технології даного методу спікання. Зважаючи на вищесказане, представляється інтерес до визначення температур і часу ефективного спікання деяких марок порошків швидкорізальних сталей, отриманих методами водного і газового розпорошення.

Роботи цілого ряду закордонних авторів [19] присвячені вивченню поведінки при спіканні мікроструктури і механічних властивостей матеріалів, отриманих з водорозпорошених порошків швидкорізальних сталей найбільш поширених марок М2, М3, М35, Т1, Т6, Т42 в умовах варіювання температури і часу спікання. Вчасності при дослідженні впливу температури спікання на щільність зразків з порошків сталей Т42, М2, Т6, Т1 було встановлено, що вид графіків залежностей можна охарактеризувати однією кривою, показаній на рис. 1.2. Температурний інтервал досягнення теоретичної щільності для цих сталей різний і обмежується з точністю 2°С температурою, при якій в структурі починає спостерігатися голчаста евтектика. При цьому з усіх перерахованих марок порошки сталей Т42 найшвидше досягають безпористого стану при підвищенні температури (1240 - 1250 °С), тоді як остаточно спікання порошків сталей Т1 можливо

лише при температурах 1320 - 1330 °С. Відмінність в поведінці систем, що спікаються обумовлена впливом хімічного складу порошків швидкорізальних сталей на температуру утворення рідкої фази.

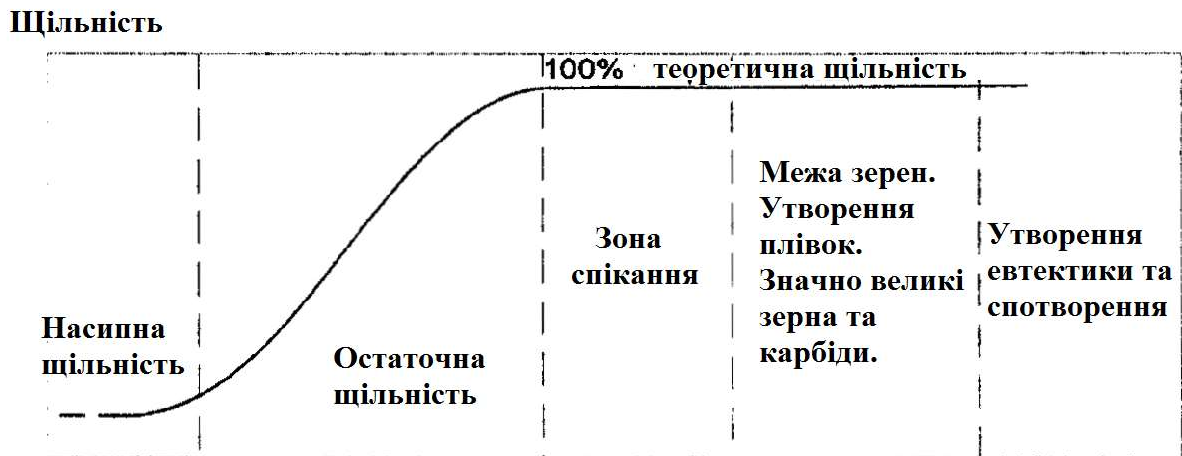


Рисунок 1.2 - Загальна характеристика процесу спікання швидкорізальних порошкових сталей в інтервалі температур солідус-ліквідус (залежність щільності від температури спікання).

Різні марки швидкорізальних сталей вимагають різних умов теплової обробки спіканням для отримання матеріалів з високою щільністю. Так, температурний інтервал досягнення ефективного спікання і близької до нуля пористості складає для сталі M2 1240 - 1250 °С, а для сталі T15 - 1260 - 1279 °С. Усадка залежить в основному, від температури і проходить майже повністю впродовж 15 хв. (до щільності 97,4% при 1250 °С для M2 і 99,3% при 1279 °С для T15). Необхідно звернути увагу на поведінку сталей M2 і T15 при температурах, що перевищують верхню межу оптимального інтервалу спікання. Якщо перегрівання порошкової сталі T15, спікаємої при вищих температурах, веде лише до незначного огрублення мікроструктури, то навіть найменше перевищення температури спікання сталі M2 (1250 °С) викликає швидкий ріст зерна і розвиток міжзерених карбідних сіток. Отже, для отримання дрібних однорідних структур і кінцевих матеріалів з високими властивостями важливий строгий контроль параметрів процесу, особливо

при спіканні порошків сталі М2. Були встановлені середні значення температур солідусу і ліквідусу обох сталей (табл. 1.5).

Таблиця 1.5 - Значення температур солідусу і ліквідусу для швидкорізальних сталей М2 і Т15

Марка сталі	Солідус, °С			Ліквідус, °С		
	нагрів	охолодження	середнє	нагрів	охолодження	середнє
М2	1245	1185	1215	1480	1460	1470
Т15	1265	1230	1247	1450	1415	1432

Як видно з порівняння даних таблиці 1.5 і оптимальних температур спікання, перегрів для обох сталей складає близько 10-30 °С.

Дослідження впливу температури спікання на деякі властивості спеченої швидкорізальної сталі М2 (наприклад, щільність, аустенітний розмір зерна, міцність поперечного розриву і твердість) дозволило встановити залежності, показані на рис. 1.3.

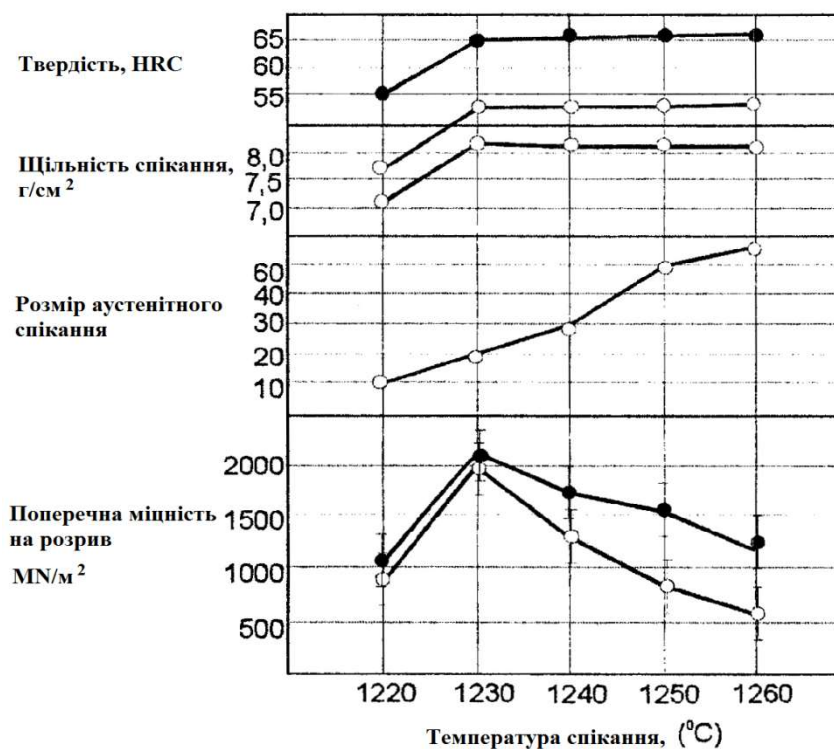


Рисунок 1.3 - Вплив температури спікання на деякі властивості швидкорізальної сталі М2.

З аналізу кривих, зображених на графіку, витікає, що максимальна щільність - 99,4% від теоретичної - може бути отримана вакуумним спіканням водорозпорошених порошків при температурі нижче 1230 °С. Міцність на поперечний розрив досягла найбільшого значення при температурі 1230 °С, що відповідає досягненню щільності, близької до теоретичної, і склала 2000 МН/м². Подальше збільшення температури спікання супроводжувалося ростом аустенітних зерен і розмірів карбідів, що привело до поступового зниження міцності на розрив до значень - 1100 МН/м² при 1260 °С.

Відповідно до графіку (рис. 1.3.), що відбиває залежність твердості від температури спікання, досягнення максимальної твердості також відбувається при температурі 1230 °С, проте, на відміну від міцності на поперечний розрив, зі збільшенням температури спікання величина твердості залишається незмінною на рівні 65 HRC.

На основі проведених досліджень спеченої швидкорізальною сталі М2 рекомендувати в якості оптимального інтервал температур спікання 1230 - 1240 °С, в якому можливе отримання щільності, близькою до теоретичної, досить тонкої однорідної структури і значень міцності на розрив близько 2000 МН/м².

Були проведені аналогічні дослідження впливу температури і часу спікання на міцність при вигині водорозпорошених швидкорізальних сталей класу М3 і складу С-4Сг-5Мо-3V-6W в роботах [20]. Міцність при вигині сталі, що містить 1,01 % С (по масі), зростала при підвищенні температури спікання до 1220 °С, досягала значення 1888 МПа, а потім зменшувалася, у зв'язку з чим температура 1220 °С була обрана в якості оптимальної. За оптимальний час спікання вибрали 1 годину.

Необхідний температурний інтервал спікання встановлюється на основі схематичного графіку, що ілюструє щільність кінцевого матеріалу і розміри карбідів у функції від температури процесу (рис. 1.4). Відповідно до графіку (рис. 1.4) температурний інтервал спікання визначається мінімально

допустимою щільністю спеченого матеріалу, з одного боку, і максимально допустимим розміром карбідів, з іншого.

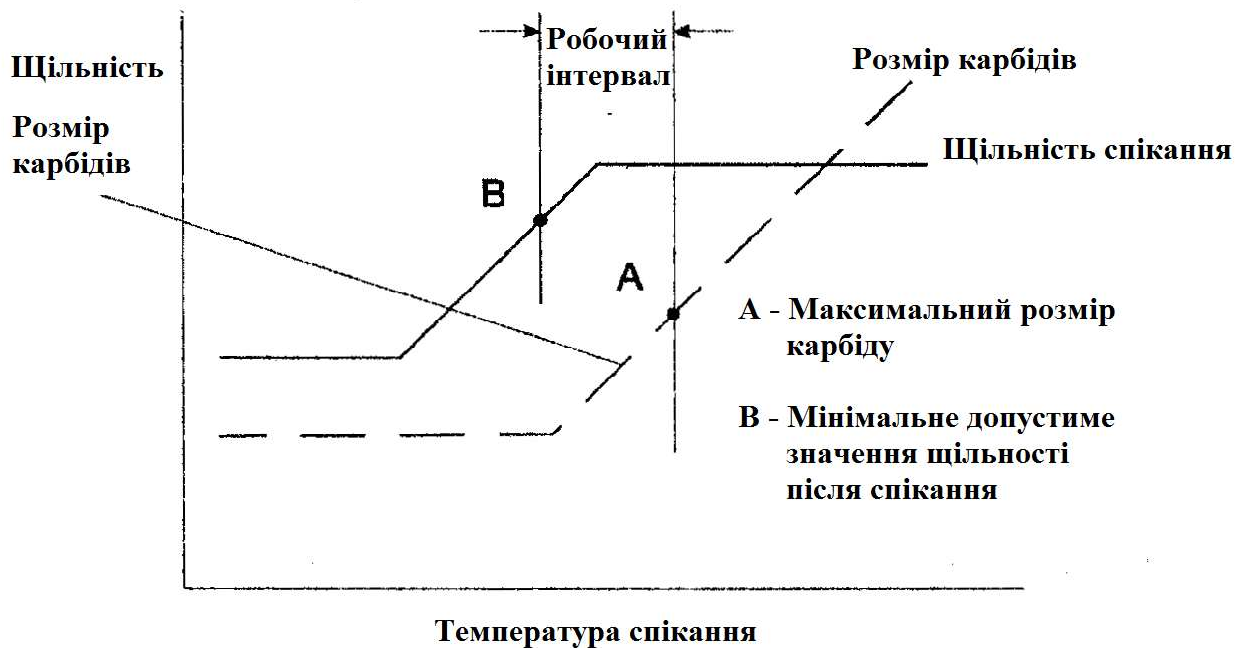


Рисунок 1.4 - Схематичний графік визначення робочого температурного інтервалу спікання.

В той же час потрібний і контроль параметру часу, що підтверджується аналізом залежностей пористості, об'єму рідкої фази, щільності спеченого матеріалу і розміру зерен від часу витримки (рис. 1.5).

Як видно з рис.2.5, для отримання дрібнозернистих однорідних структур потрібно дотримання співвідношення параметрів процесу (температури і часу) в певних межах.

Так, навіть тривала витримка при заниженій температурі спікання не забезпечує отримання матеріалу з 100% - ою щільністю. В той же час надмірне збільшення тривалості спікання при оптимальній температурі веде до інтенсивного росту зерна і огрубленню карбїдної сітки.

При виборі параметрів спікання порошоків швидкорізальних сталей слід враховувати відмінність у властивостях порошоків, обумовлене методом отримання.

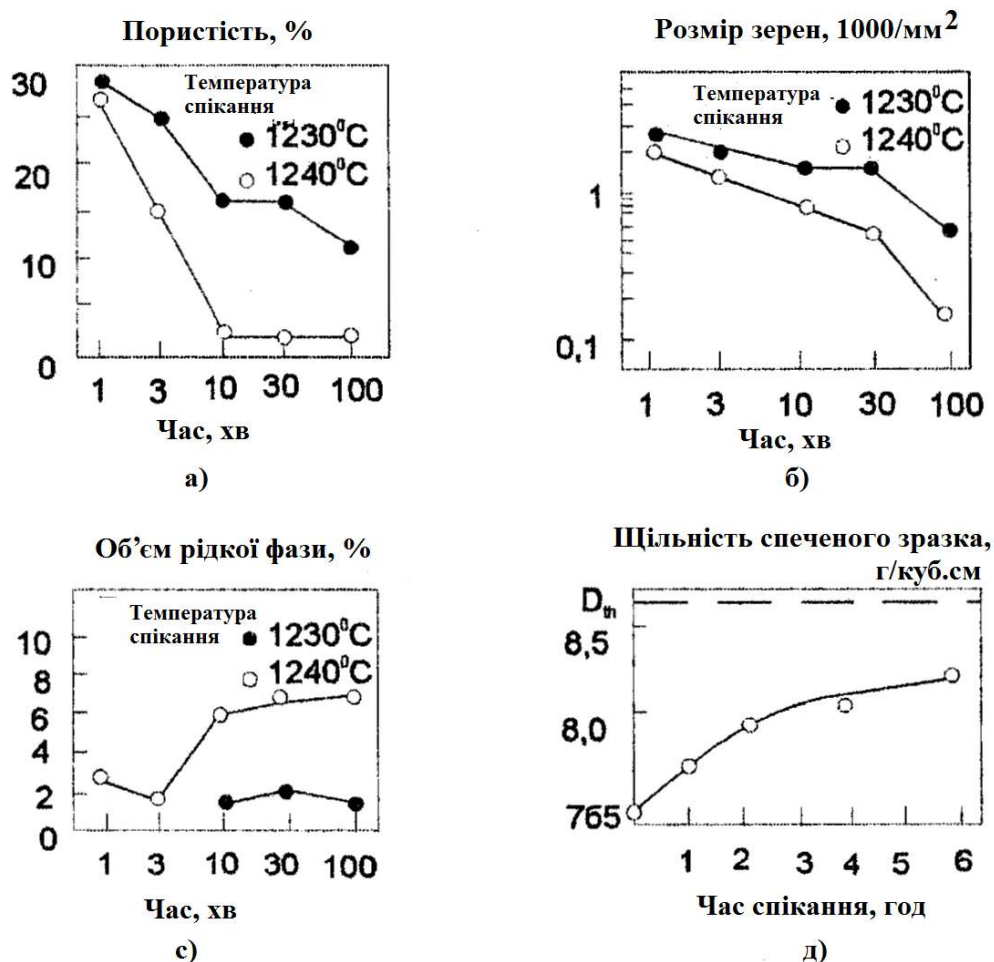


Рисунок 1.5 - Вплив часу спікання на а) пористість, %; б) розмір зерен, $10^3/\text{мм}^2$; в) кількість рідкої фази, %; г) щільність спеченого матеріалу, $\text{г}/\text{см}^3$ (для сталі Т1, спеченої при 1300°C).

Також проведено дослідження процесів спікання двох партій порошків швидкорізальної сталі, отриманих водним і газовим розпорощенням і що мають, відповідно, неправильну і округлу форму часток. Графік (рис. 1.6), що відбиває залежність лінійної усадки від температури спікання, ілюструє поведінку при спіканні порошків з сферичною і неправильною формою часток. У першому випадку має місце крутий нахил прямолінійної залежності, що відбиває різке збільшення значень усадки з ростом температури. У другому випадку із збільшенням температури відбувається поступова зміна усадки.

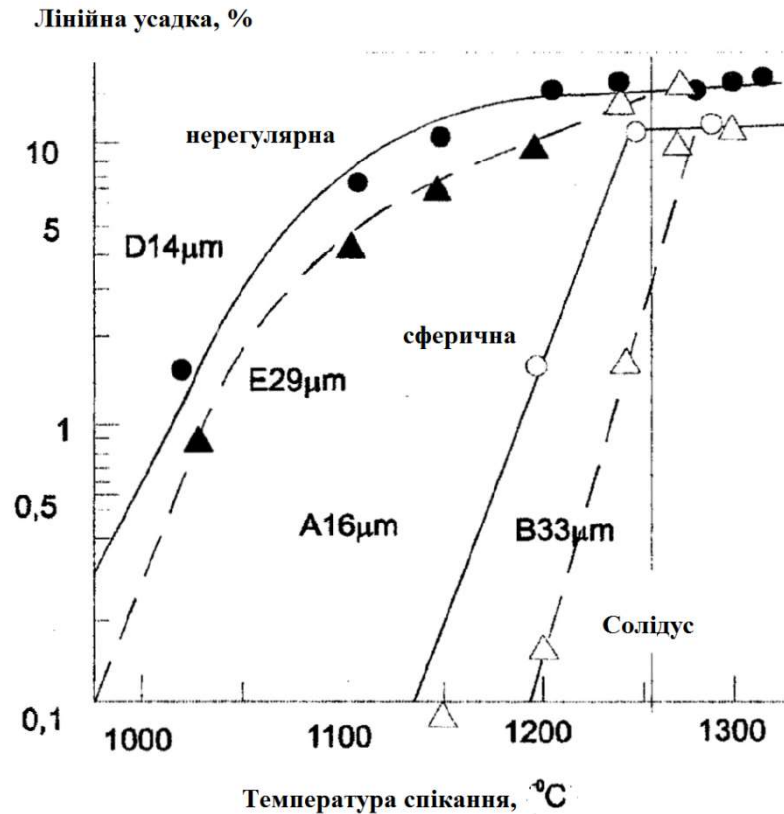


Рисунок 1.6 - Залежність лінійної усадки від температури спікання для порошків з різним розміром і формою часток.

При спостереженні зміни відносної щільності спеченого тіла з температурою спікання відмічені наступні тенденції в поведінці порошків. Температура початку ущільнення знижувалася зі збільшенням розгалуженості форми і підвищувалася при сфероїдизації порошків. Різниця у вказаній температурі для порошків обох типів склала близько 200 К. Проте, остаточне ущільнення досягається як для несферичних, так і для сферичних порошків в ділянці одних і тих же температур (1250 - 1300 °C).

Таким чином, аналіз розглянутих робіт показав, що в основі підходу різних авторів до визначення оптимальних температур і часу процесу спікання в інтервалі солідус-ліквідус лежить загальний принцип варіювання досліджуваних параметрів при спіканні порошків даних швидкорізальних сталей і вивчення кінцевих мікроструктур і механічних властивостей матеріалу. Усі автори сходяться на думці, що для отримання матеріалу з

якісною структурою з порошку швидкорізальних сталей будь-якої марки температура і тривалість спікання повинні підтримуватися з високою точністю. При цьому забезпечується присутність в спекаемій системі рідкої фази в об'ємі від 5 до 17 %.

Одним з головних завдань при виготовленні різального інструменту, зі швидкорізальної сталі являється забезпечення рівномірного розподілу зміцнюючої карбідної фази. Як вже було показано вище, карбідну неоднорідність можна зменшити шляхом отримання порошку розпорошенням розплаву швидкорізальної сталі з наступним його компактуванням. Порошки, отримані у такий спосіб, характеризуються високодисперсною комірчасто-дендритною структурою і відсутністю зональної ліквідації внаслідок високих швидкостей кристалізації [22].

Основні укладення про вплив розміру і форми часток на ущільнення розпорошених порошків швидкорізальних сталей, наступні:

1. Отримання високощільних заготівель з дрібнодисперсною структурою можливо тільки на основі відносно дрібних фракцій порошків (< 80 мкм).

2. Використання великих фракцій порошків, представляючи інтерес з економічної точки зору, не дозволяє отримати матеріал з високою щільністю без огрублення структури. Тому необхідно або підбирати оптимальне співвідношення кількостей великої і дрібної фракції, або вводити технологічні операції (ГП, кування), яке забезпечує остаточне ущільнення спечених заготівель або подрібнення структури.

3. Водорозпорошенні порошки через високу розвиненість поверхні легко утворюють міжчасткові зв'язки, забезпечуючи високий рівень початкової міцності, і можуть успішно застосовуватися в технологіях, заснованих на пресуванні порошків в жорстких прес-формах з наступним спіканням у вакуумі. Газорозпорошені порошки з гладкою поверхнею часток майже не піддаються обробці тиском, проте за рахунок високої щільності упаковки необхідний рівень властивостей може бути досягнутий за рахунок

спікання вільно насипаних часток. При цьому вибір температури остаточного спікання не залежить від форми, а визначається тільки розміром початкових часток.

1.4. Висновки

1. Сучасні технологічні схеми отримання матеріалів з розпорошених порошків, розглянуті на прикладі швидкорізальних сталей, забезпечують значне поліпшення їх структурних і експлуатаційних характеристик в порівнянні з литими і деформованими матеріалами.

2. Ці схеми вимагають, як правило, складного спеціального обладнання, багатостадійні і не є безвідходними; висока вартість отримуваних матеріалів стримує їх застосування.

3. Безперечний інтерес представляє спікання порошків швидкоріжучої сталі при зверхсолідусних температурах, яке здатне найпростіше з'єднати позитивні сторони як порошкової металургії, так і точного лиття, усунути труднощі при отриманні з таких порошків високощільних виробів складної форми і, зокрема, зносостійких виробів.

4. Наявна інформація не дає цілісного уявлення про технологію зверхсолідусного спікання, необхідного для вирішення практичних завдань.

5. Пропоновані далі результати досліджень є спробою комплексного підходу до розробки наукових основ технології отримання високощільних матеріалів з розпорошених порошків сплавів з використанням ефекту активованого спікання при зверхсолідусних температурах.

РОЗДІЛ 2

УДОСКОНАЛЕННЯ ТЕХНОЛОГІЇ ВИГОТОВЛЕННЯ СТАЛІ МЕТОДАМИ
ПОРОШКОВОЇ МЕТАЛУРГІЇ

2.1. Характеристика порошків швидкорізальних сталей

Для дослідження в роботі використані порошки швидкорізальних сталей сферичної форми, отримані методом розпорошення розплавленого металу азотом (ТУ 14-127-130-80).

Основний об'єм досліджень виконаний на порошку найбільш розповсюдженої економлегованої сталі 10P6M5 однієї партії. Її гранулометричний склад, пікнометрична і насипна щільності визначені відповідно до ГОСТ 18318-73, 19440-74 і 22524-77 (табл. 2.1).

Таблиця 2.1 - Гранулометричний склад порошку сталі 10P6M5

Фракція	+063	-063 +04	-04 +0315	-0315 +02	-02 +016	-016 +01	-01 +0063	-0063 +005	-005
Вміст, %	2,1	8,6	7,4	24,1	17,2	18,8	14,1	6,2	1,5

Пікнометрична щільність - 8,053 г/см³.

Насипна щільність - 4,8 г/ см³.

Для порівняльного аналізу ряд експериментів виконаний на водорозпорошених порошках марки 10P6M5 тієї ж партії.

Для визначення впливу хімічного складу швидкорізальних сталей на процес спікання і формування структури дослідження проводилися також на

розпорошених азотом порошках безвольфрамової та багатолегованих швидкорізальних сталей.

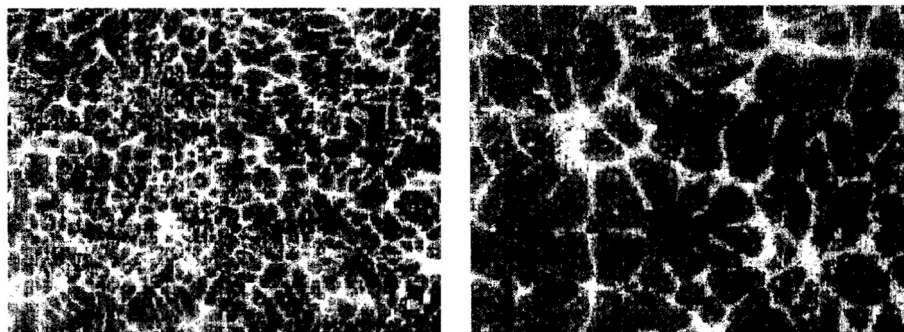
Хімічний склад порошків сталей приведений в табл. 2.2.

Таблиця 2.2 - Хімічний склад досліджуваних порошків

Марка сталі	Вміст, %								
	C	W	Mo	Co	V	Cr	Si	Mn	S+P
10P6M5	0,96-1,05	5,5-6,5	5,0-5,5	-	1,7-2,1	3,8-4,4	0,5	0,4	0,03
P6M5K5	0,8-0,9	5,5-6,5	5,0-5,5	4,9-5,2	1,7-2,1	3,8-4,4	0,5	0,4	0,03
P10Ф1K8M6	1,1-1,2	9,5-10,0	6,0-6,5	7,5-8,5	0,8-1,2	4,0-4,4	0,4	0,3	0,03
15P10Ф3K9M8	1,45-1,55	9,5-10,0	7,8-8,5	8,5-9,5	2,8-3,4	3,8-4,4	0,5	0,4	0,03
P12M3K10Ф3	1,10-1,16	11,5-12,5	2,8-3,3	9,5-10,5	2,8-3,4	3,8-4,4	0,5	0,4	0,03
РОМ10Ф1K8	1,1-1,2	-	9,5-10,0	7,5-8,5	0,8-1,2	4,0-4,4	0,4	0,3	0,03

Важливою характеристикою порошку, що значно впливає на характер протікання процесу спікання і властивості отримуваних матеріалів, є структура часток.

Для виявлення початкової структури порошку сталі 10P6M5 і визначення впливу на неї швидкості охолодження розплаву були приготовлені шліфи з трьох різних фракцій: - 063+04, - 0315+02 і - 01+0063. Мікроструктура вибраних фракцій показана на рис. 2.1-2.3.



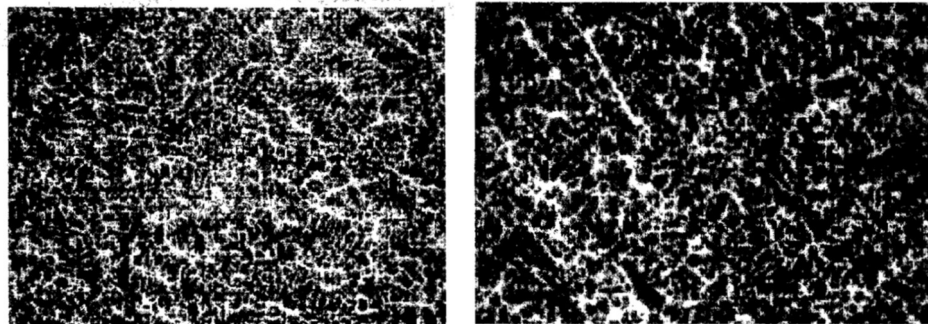
а

б

Рисунок 2.1 - Мікроструктура порошку сталі 10P6M5.

Фракція - 063+04. Збільшення: а) x1000, б) x2000

Знімки виконані на оптичному мікроскопі «Neophot 21». В якості травильника використовували 6 % - розчин азотної кислоти в етиловому спирті.



а

б

Рисунок 2.2 - Мікроструктура порошку сталі 10P6M5.

Фракція - 0315+02. Збільшення: а) x400, б) x 1000

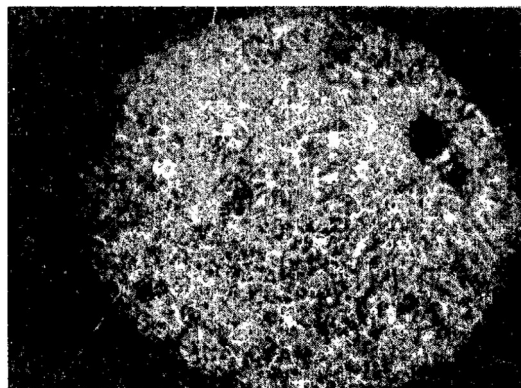


Рисунок 2.3 - Мікроструктура порошку сталі 10P6M5.

Фракція - 01 + 0063 Збільшення: x1000.

Час травлення до виявлення мікроструктури, визначене дослідним шляхом, виявилося сильно залежним від розміру часток і змінювалося від 0,5 хв. для фракції -063+04 до 5 і більше хвилин для фракції -01+0063. Металографічний аналіз часток виявив їх дендритну будову, причому зі зменшенням розміру часток дисперсність структури зростала. Середні

відстані між осями 2-го порядку дендриту були визначені по фотографіях мікроструктур не менше 10 часток кожної фракції.

На тих же шліфах визначена мікротвердість часток на приладі ПМТ-3 при навантаженні 1,96 Н (200 г.) і кількості вимірів не менше 30 для кожної фракції. Результати оцінки швидкостей охолодження і мікротвердості при довірчій вірогідності 0,95 приведені в табл. 2.3.

Таблиця 2.3 - Властивостей різних фракцій порошку сталі 10P6M5

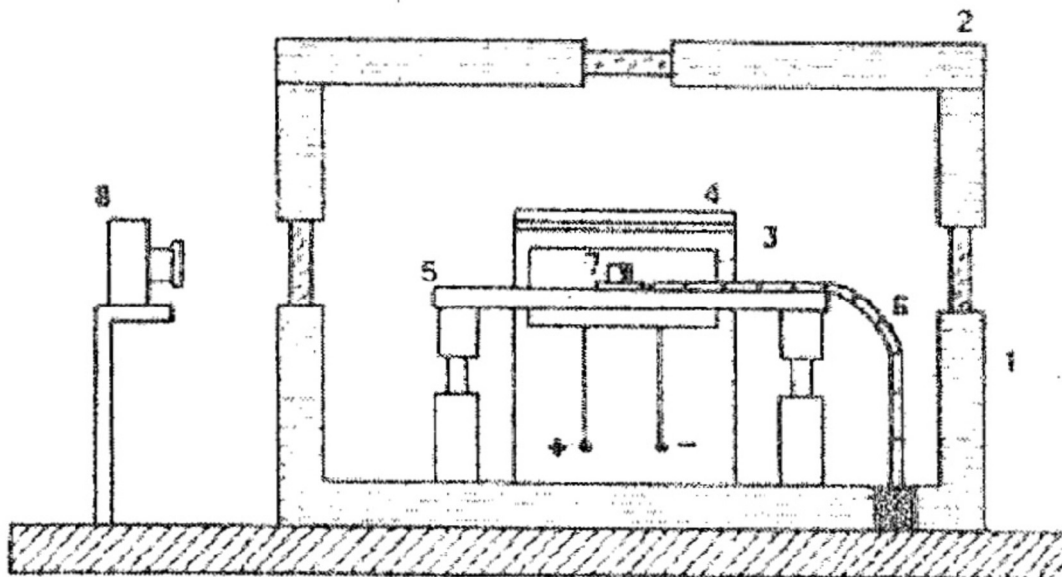
Фракція	Дендритний параметр, мкм	Швидкість охолодження, К/с	Мікротвердість, МПа
-063+04	$2,7 \pm 0,2$	$(2 \pm 1) \cdot 10^4$	8660 ± 220
-0315+02	$1,9 \pm 0,15$	$(4 \pm 1) \cdot 10^4$	8320 ± 260
-01+0063	$1,3 \pm 0,1$	$(9 \pm 0,5) \cdot 10^4$	7340 ± 250

Таким чином, аналіз порошку 10P6M5 в стані постачання свідчить про наявність в ньому часток з широким діапазоном розмірів і зв'язаних з цим значних відмінностей в швидкостях їх охолодження при розпорошенні, структурі і мікротвердості.

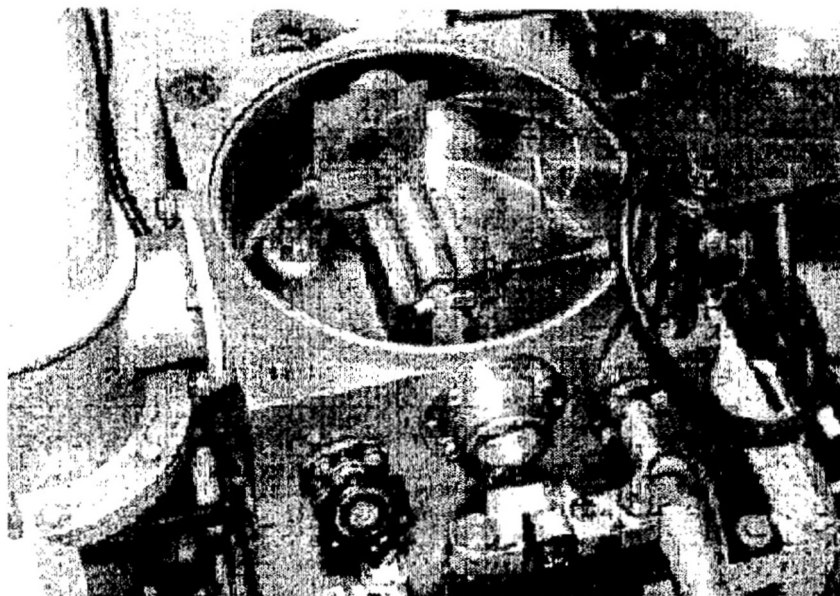
2.2. Кінетика усадки порошку сталі 10P6M5 при спіканні

Дослідження кінетики усадки здійснювали на спеціальній установці, пристрій якої показаний на рис. 2.4. Установка є сталеву водоохолоджувану камеру об'ємом $0,012 \text{ м}^3$, сполучену з вакуумною системою. У камері горизонтально встановлений трубчастий танталовий нагрівач, закріплений на мідних охолоджуваних струмовідводах. Малі габарити нагрівача забезпечують йому низьку теплову інерційність і, отже, можливість швидкого підйому температури і точної її підтримки. Пакет

теплозахисних екранів установки виконаний з листового молібдену. Робочу камеру при необхідності можна заповнювати інертним газом. Конструкція установки дозволяє проводити експерименти до температур порядку 1600 °С у вакуумі при тиску залишкових газів не вище 0,001 Па.



а



б

а - схема установки; б - вид робочої камери;
 1,2 - водоохолоджуваний корпус і кришка; 3 - нагрівач; 4 - пакет теплозахисних екранів; 5 - графітова пластина; 6 - термопара; 7 - підкладка із зразком; 8 - фотоапарат.

Рисунок 2.4 - Установка для дослідження кінетики усадки при спіканні.

Зразки циліндричної форми діаметром і заввишки близько 5 мм готували з брикету, отриманого шляхом попереднього спікання вільно насипаного порошку у вакуумі при температурі 1100 °С впродовж 30 хвилин. Усадка порошку при цьому була відсутня, але брикет набував здатність зберігати форму після вивантаження його з тигля.

Отримані таким чином зразки встановлювали на підкладку з окислу алюмінію і завантажували в установку. Температура в печі фіксувалась термопарою HP5/VP20 з точністю $\pm 5^\circ$ у безпосередній близькості від зразка.

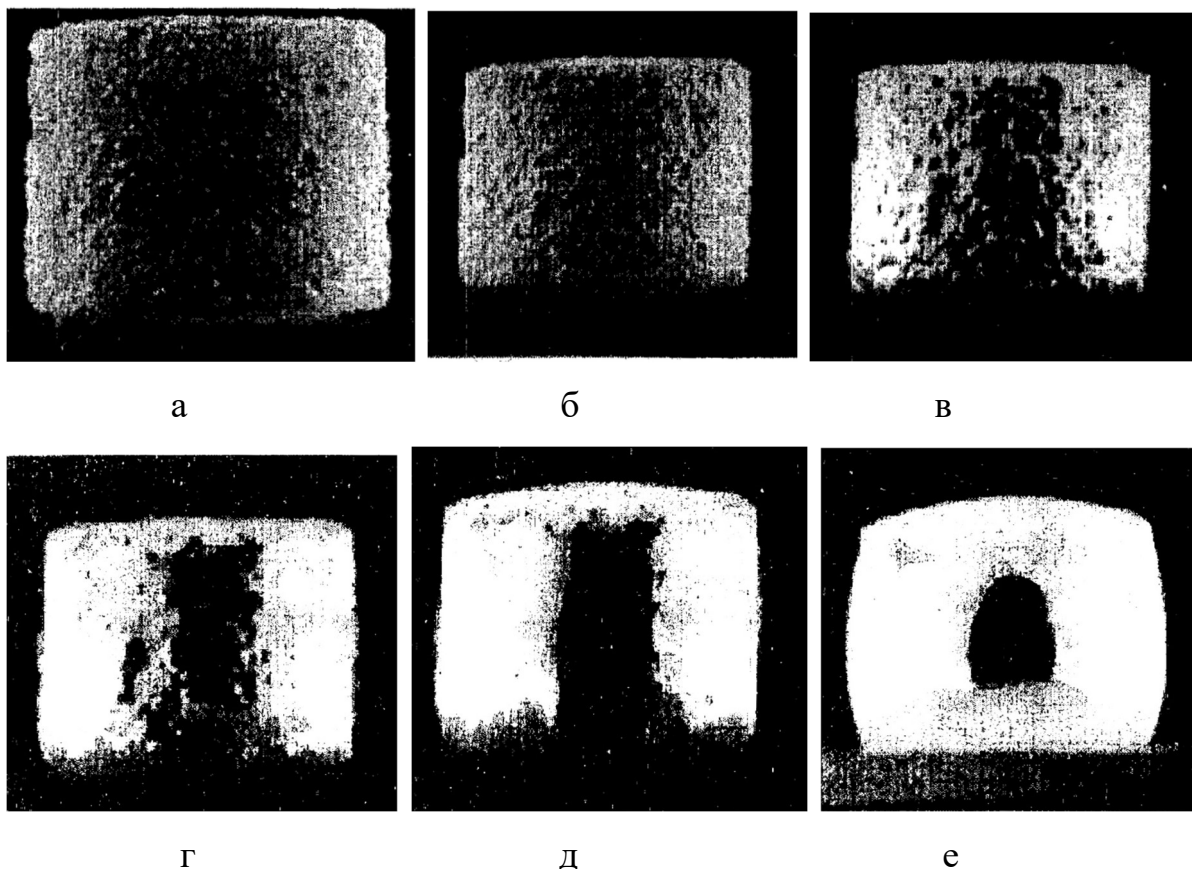
Після вакуумування робочої камери до 0,001 Па по єдиному графіку підйому температури (середня швидкість підйому - $50^\circ/\text{хв.}$) піч розігрівали до температури 1200 °С, тобто на 50° нижче за температуру солідусу сталі. При цій температурі зразок фотографували за допомогою приставки для макрозйомки. Потім температуру в печі різко піднімали до потрібної в інтервалі солідус-ліквідус. Час виходу на ізотермічне спікання складав 20-40 секунд залежно від температури спікання. З цієї миті починали відлік часу і фіксацію на плівку змін геометричних розмірів зразка. Зовнішній вигляд зразків на різних стадіях спікання показаний на рис. 2.5, а-е.

Дослідження кінетики виконане при температурах 1270, 1290, 1320 і 1350 °С, які вибрані за результатами термічного аналізу порошків сталі 10P6M5. При кожній температурі проведено не менше 3 дослідів. Отримані на плівці зображення зразків проектували на екран і при одному збільшенні обміряли в 4-6 точках (як у вертикальній, так і в горизонтальній площинах). У зв'язку з відсутністю відмінностей в усадці по площинах результати були усереднені. Лінійну усадку розраховували по формулі:

$$\nu = \frac{\ell - \ell_0}{\ell_0} \cdot 100\% \quad (2.1)$$

де ℓ - розмір проекції зразка після спікання впродовж певного часу;

ℓ_0 - розмір проекції зразка до спікання.



а) початковий зразок; б) початок спікання; в) проміжна стадія спікання; г) закінчення спікання; д, е) зміна форми зразка при тривалих витримках при температурі 1350 °С.

Рисунок 2.5 - Зміна зовнішнього вигляду зразків в процесі рідкофазного спікання.

Результати розрахунків представлені в графічному виді на рис. 2.6.

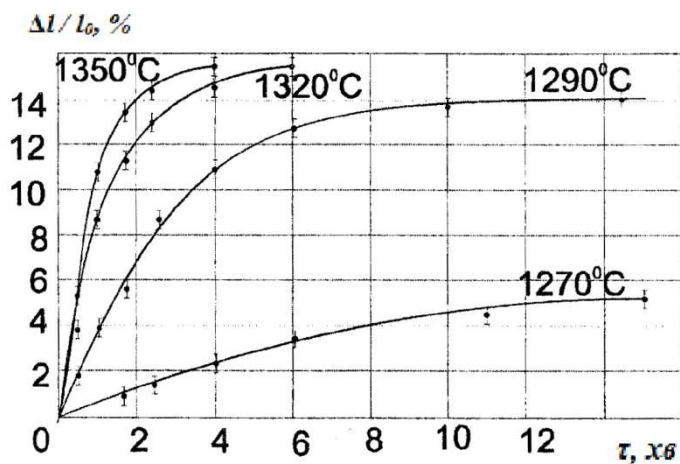


Рисунок 2.6 - Залежність усадки зразків від часу і температури спікання.

Усадка 15,6 % як показав металографічний аналіз полірованих шліфів при збільшенні 1000, відповідає практично 100% щільності спеченого матеріалу.

Для подальшої обробки і тлумачення отриманих результатів звернемося до основних закономірностей рідкофазного спікання, встановленим до теперішнього часу.

Частіше за інших реалізується на практиці і тому теоретично і експериментально найбільш вивчений випадок, коли рідка фаза добре змочує і частково розчиняє тугоплавкі частки. Хороша змочуваність може бути забезпечена за рахунок формування рідкої фази на основі металу, з якого виготовлений брикет, з добавками, що знижують його температуру плавлення, або на основі евтектичних сплавів інших металів, але насичених металом - основою брикету. Легкоплавка фаза при цьому дає найбільший ефект активування спікання у тому випадку, коли вона покриває поверхню початкового порошку.

Рівняння Кінджері є нині основним при аналізі процесів рідкофазного спікання. Для виконання такого аналізу отримані в цій роботі залежності усадки від часу і температури спікання були представлені в логарифмічних координатах (рис. 2.7).

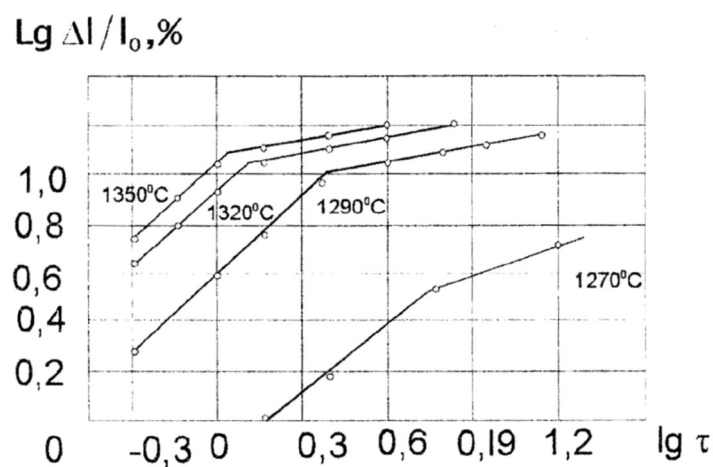


Рисунок 2.7 - Залежність усадки від часу і температури спікання в логарифмічних координатах.

Зроблені перетворення дозволили чітко виявити двухстадійний характер процесу ущільнення.

2.3. Утворення структури при спіканні

Основним процесом структуроутворення при рідкофазному спіканні, що відбувається як в період ущільнення, так і після його завершення, є зміна розмірів і форми часток. Воно обумовлене перенесенням речовини через рідку фазу і, залежно від початкової структури часток, характеру взаємодії складових порошкової системи і умов спікання, може протікати по різних механізмах [96]. Встановлення конкретних механізмів, діючих в тій або іншій системі, і облік їх впливу на формування структури - необхідний етап у визначенні ефективних шляхів цілеспрямованої дії на процеси ущільнення зокрема і на пов'язані із структурою властивості спеченого матеріалу в цілому.

Довгий час вважалося, що ущільнення безпосередньо пов'язане з ростом зерен, і лише на початку п'ятдесятих років було встановлено, що це положення помилкове. Процеси структуроутворення і ущільнення значною мірою незалежні, і зміни в розмірах зерен на деяких стадіях можуть позначатися на ущільненні лише побічно.

Для детального вивчення процесу росту зерна при 2-х температурах, що представляють найбільший практичний інтерес, впродовж різного часу були спечені ряд зразків. Середній розмір зерна в зразках визначали на шліфах шляхом підрахунку кількості зерен на певній його площі при збільшенні 100 відповідно до ГОСТ 5639-82. На кожному зразку аналізували по 2 поля в центральній його частині. Відтворюваність результатів встановлювали триразовим повторенням експериментів. Отримані дані представлені на рис. 2.8.

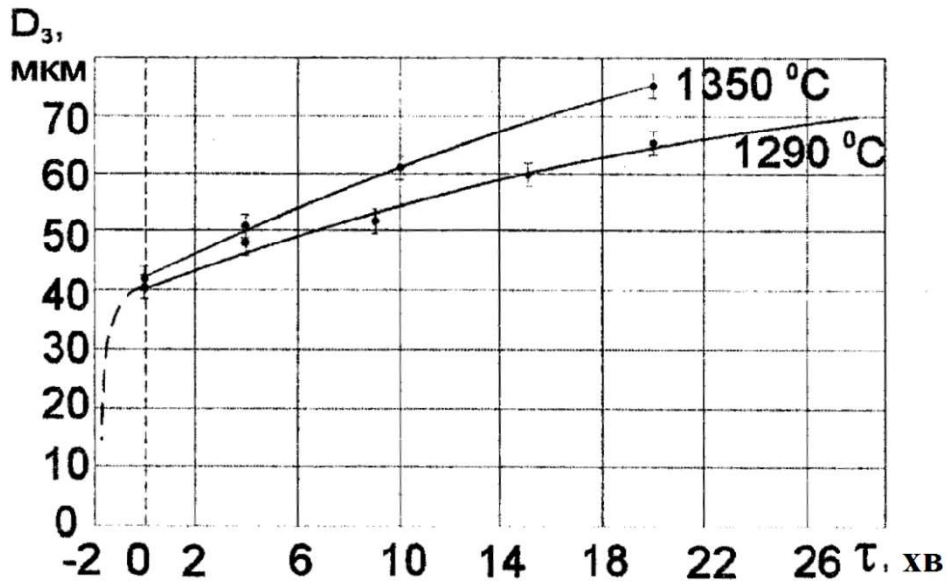


Рисунок 2.8 - Залежність середнього розміру зерна від часу і температури спікання порошків сталі 10P6M5.

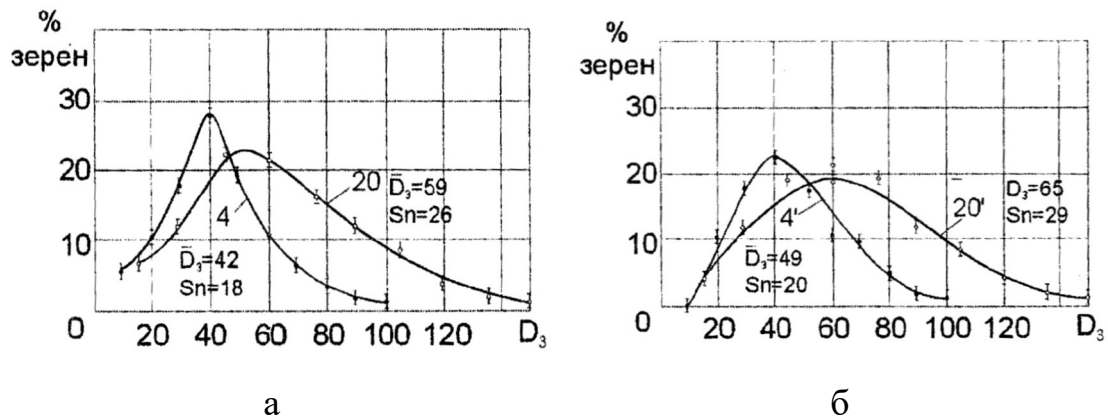


Рисунок 2.9 - Вплив часу і температури спікання на розподіл зерен в сталі 10P6M5 по розмірах. Температура спікання : а) 1290 °C; б) 1350 °C.

При спіканні, разом з ростом зерен, змінюється і розподіл їх по розмірах. На рис. 2.9 показаний розподіл зерен по розмірах на шліфах зразків, спечених впродовж 4 і 20 хвилин, визначене методом січних. Наявність в мікроструктурі спеченого матеріалу окремих пір пов'язано з "закриттям" рідкою фазою бульбашок газу, в атмосфері якого готувалися зразки. На рис. 2.9 (а, б) видно, що зі збільшенням температури і часу

спікання середній розмір зерна зростає, а неоднорідність структури посилюється, причому в ній фіксується деяка кількість дуже великих зерен.

На рис. 2.10 і 2.11, та в табл. 2.5 представлені результати мікрорентгено спектрального аналізу різних структурних складових спечених зразків. Вміст того або іншого елементу визначали по площі його піку в спектрі випромінювання матеріалу.

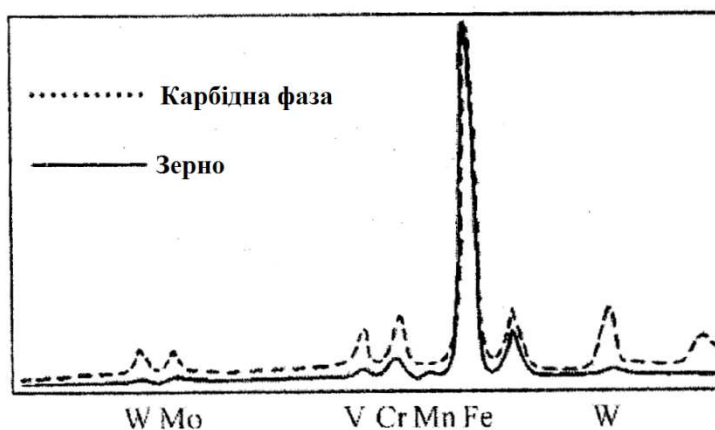


Рисунок 2.10 - Спектр випромінювання різних структурних складових сталі 10P6M5, спеченою при 1290 °С.

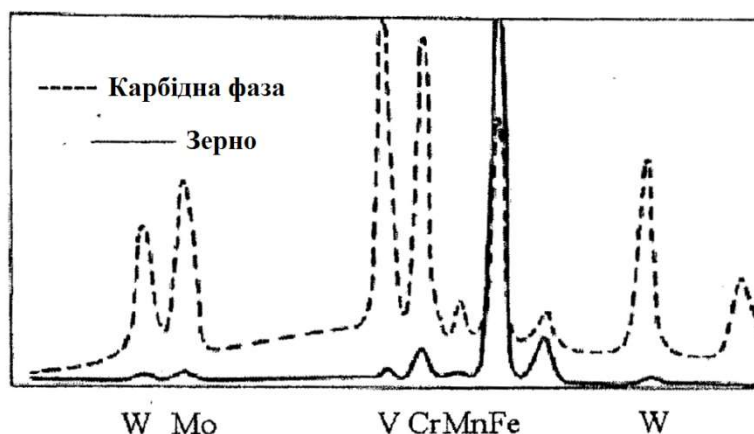


Рисунок 2.11 - Спектр випромінювання різних структурних складових сталі 10P6M5, спеченою при 1350°С.

Оцінка вмісту певного елемента по площам носить кількісний характер і дозволяє зробити надійні висновки тільки при зіставленні отриманих даних між собою.

Таблиця 2.5 - Вплив режиму спікання на розподіл легуючих елементів по структурних складових (кількісний аналіз)

Аналізуємий участок	Режим спікання зразків		Вміст, %				
	Температура, °С	Час, хв	W	Mo	V	Cr	Fe
Карбіди що розташовуються около зерен	1290	4	8,3	11,2	6,5	8,3	65,7
	1290	20	11,0	15,6	6,6	7,2	59,6
	1350	20	15,0	24,8	27,6	21,0	11,6
Центральна область зерен	1290	4	0,3	1,2	1,3	5,5	91,7
	1290	20	0,7	1,9	1,3	5,5	90,6
	1350	20	0,3	1,1	0,7	5,2	92,7
Периферійна область зерен	1290	4	0,1	1,6	0,4	8,9	89,0
	1290	20	0,4	2,1	0,8	8,0	89,5
	1350	20	0,2	1,0	0,6	5,4	92,8

Тому головним висновком, який можна зробити з рис. 2.10, 2.11 і табл. 2.5, являється те, що за вмістом легуючих елементів карбідна фаза зразків, спечених при 1290 °С, принциповим чином відрізняється від карбідної фази зразків, спечених при 1350 °С, і литого матеріалу. Особливо сильно розрізняються вони за вмістом ванадію, хрому і заліза. Вміст останнього зменшується при підвищенні температури від 1290 до 1350 °С з 60-65% до 11% відповідно. Це підтверджує зроблене вище на підставі аналізу виду евтектик заключення про відмінність карбідів, що утворюються при різних температурах спікання.

Склад карбіду M_6C у вольфрамо-молібденових сталях може мінятися від Fe_4M_2C до Fe_2M_2C . Отримана оцінка вмісту заліза в карбідах, що утворюються при 1290°С збігається з вказаним діапазоном складу.

Таким чином, і по виду евтектики, і по складу ці карбіди відповідають виду M_6C .

Карбід M_6C не є дуже стабільною фазою і за певних умов, взаємодіючи з аустенітом, утворює стабільніший карбід M_2C на базі вольфраму і молібдену, атоми яких в кристалічній решітці карбіду можуть частково заміщатися атомами ванадію, хрому і, у меншій мірі, заліза. Видимо, такі сприятливі умови реалізуються при спіканні сталі при $1350^\circ C$ і наступному охолодженні із швидкістю $50^\circ / \text{хв}$, що і знайшло віддзеркалення в зміні типу евтектики і складу її карбідної частини.

Іншою тенденцією в перерозподілі легуючих елементів при спіканні, яку з урахуванням довірчих інтервалів можна вважати достовірною, являється збагачення кромки зерен при температурі $1290^\circ C$ хромом з рідкої фази. З табл. 2.5 витікає, що вміст хрому в легкоплавкій складовій початкового порошку (11,2 %) вищий, ніж це необхідно для формування карбіду M_6C при $1290^\circ C$ (8 %). Тому при спіканні надлишок хрому переходить в периферійну область зерен і збагачує її до рівня, близького до вмісту хрому в карбіді. Ймовірно, відмінністю в вмісті хрому, разом з можливим збідненням кромки зерен по вуглецю, пояснюється наявність в зерні зон різної травимості.

При підвищенні температури спікання відмічені відмінності по вмісту хрому і травимості перестають бути помітні, що свідчить про наближення спекаємої системи до фазової рівноваги.

При усіх режимах спікання вміст інших елементів в зерні залишається приблизно на одному рівні.

Таким чином, і кінетика усадки, і структуроутворення при спіканні в інтервалі температур солідус-ліквідус сплаву в цілому можуть бути описані у рамках існуючих уявлень о рідкофазном спіканні порошкових сумішей. Проте, проведені дослідження підтверджують і сформульовані раніше деякі відмітні риси цього варіанту спікання:

1. При спіканні розпорошених порошків сплавів в інтервалі температур солідус-ліквідус відсутні частки, які б повністю плавилася, але усі плавляться частково з утворенням дрібніших структурних елементів - зерен, перегрупування яких і забезпечує ефективне ущільнення на першій стадії спікання.

2. Для інтенсивного спікання не потрібно поширення рідкої фази на відстані, що перевищують діаметр часток.

3. Внаслідок малих відстаней між різними структурними складовими часток фазова рівновага при їх спіканні встановлюється швидше, ніж при традиційному рідкофазному спіканні сумішей порошків, коли потрібно протікання твердофазної дифузії за усім об'ємом неплавких часток.

4. При порівнянних кількостях рідкої фази ущільнення при спіканні розпорошених порошків в інтервалі температур солідус-ліквідус йде інтенсивніше. Так, ущільнення швидкорізальної сталі на 100% досягається за 5-20 хв, а сумішей різних порошків - за 30-120 хвилин і більше [22].

В цілому можна зробити висновки, що досліджений спосіб спікання розпорошених порошків на прикладі сталі 10P6M5 представляється найбільш ефективним шляхом реалізації переваги дисперсно-матричного характеру розподілу фаз.

2.4. Аналіз кінетики і структуроутворення при зверхсолідусному спіканні газо- і водорозпорошених порошків швидкорізальної сталі 10P6M5

Для кращого розуміння процесів зверхсолідусного спікання в порошках швидкорізальних сталей на додаток до вищевикладеного представляється цікавим зіставити порошки, отримані різними способами, і, паралельно, простежити вплив чинника розміру часток порошку на кінетику ущільнення і структуру отриманого матеріалу.

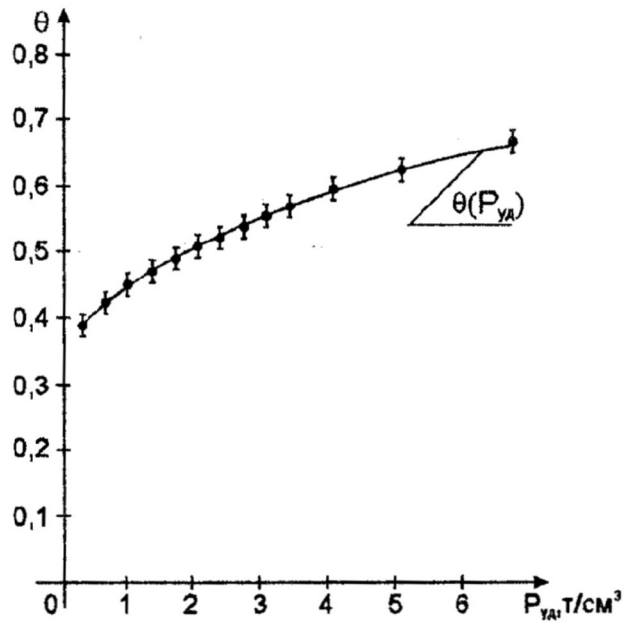
Дослідження кінетики спікання швидкорізальної сталі 10P6M5 проводили на порошках, отриманих методами газового і водного розпорошення і що містять частки різного гранулометричного складу. Особливості отримання порошкових матеріалів, пов'язані з типом розпорошеної речовини, визначають початковий комплекс властивостей, в відповідності з яким попередньому пресуванню можуть бути піддані тільки водорозпорошені порошки. Газорозпорошені порошки з метою надання їм деякої форми мають бути поміщені для подальшої високотемпературної обробки в керамічні тиглі в змозі вільної засипки. Тому, щоб досягти ідентичних в обох розглянутих випадках умов спікання, пресування з водорозпорошеного порошку необхідно також помістити в тиглі, а величина питомого тиску пресування повинна забезпечувати отримання відносної щільності зразків, відповідній відносній щільності газорозпорошеного порошку в стані вільної засипки.

Необхідна величина питомого тиску пресування встановлена на підставі наступних випробувань:

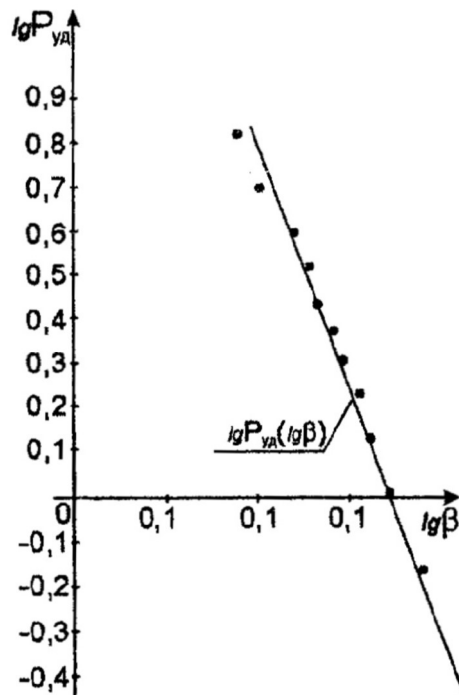
- визначена відносна щільність навішувань з газорозпорошених порошків з різним гранулометричним складом у вільно насипному стані. В ході експерименту виявлено, що залежно від гранулометричного складу відносна щільність (θ) практично не змінюється (62,8% і 63% відповідно для фракцій -160+100 мкм і -315+200 мкм);

- за допомогою індикатора переміщення годинного типу на лабораторному гідравлічному пресі знята залежність відносної щільності (θ) від питомого тиску пресування ($P_{\text{пит}}$) для водорозпорошеного порошку. Зйомка результатів здійснювалася практично безперервно на кожному зразку; експеримент повторювався двічі з наступною статистичною обробкою даних. На основі узагальнених результатів побудовані графіки залежності відносної щільності зразків від питомого тиску пресування, у тому числі в логарифмічних координатах (рис. 2.12, а, б). Виходячи з отриманих залежностей вибрана величина питомого тиску пресування (4

т/см²), що забезпечує однакову з газорозпорошеним порошком початкову відносну щільність.



а



б

Рисунок 2.12 - Залежність відносної щільності пресувань (θ) з водорозпорошеного порошку від питомого тиску пресування ($P_{пит}$), побудована по експериментальних значеннях (а) і в логарифмічних координатах (б).

Вивчення кінетики спікання розпорошеної швидкорізальної сталі 10P6M5 здійснювали за допомогою лабораторної вакуумної печі марки СНВЭ -1.3.1/16И4.

Газорозпорошені і водорозпорошені порошки, заздалегідь розсіяні на фракції відповідно, -315+200 мкм, -160+100 мкм і -160+100 мкм, -063 мкм, використовували для приготування зразків, котрі в першому випадку були вільною засипкою в тигель, а в другому випадку - спресовані при питомому тиску 4 т/см² циліндри діаметром 14,1 мкм і заввишки близько 6 мм. Вказані зразки поміщали в керамічні (Al₂O₃) тиглі, маса навішування складала 5 г.

Після вакуумування робочої камери до 0,00133 Па по єдиному графіку підйому температури (середня швидкість нагріву - 20 К/хв) піч розігрівали до необхідної температури в інтервалі солідус-ліквідус сталі.

Дослідження кінетики виконане при температурах 1280, 1300 і 1320 °С. При кожній температурі проводилося не менш 3-х дослідів з різними ізотермічними витримками - від 5 до 90 хвилин (табл. 2.6).

Таблиця 2.6 - Режими спікання порошків швидкорізальної сталі 10P6M5

Температура спікання T, °С	Час витримки при спіканні, хв					
	5	10	20	40	60	90
1280				+	+	+
1300		+	+	+	+	
1320	+	+	+			

За результатами візуального дослідження зовнішнього вигляду спечених циліндрів (табл. 2.7) можна відмітити, що присутність надмірної кількості рідкої фази при значному блиску поверхні зразка, наявність каверн і спотворенні форми спостерігалися лише при температурі 1300 °С з максимальною витримкою (60 хв) і температурі 1320 °С в усьому

тимчасовому інтервалі спікання і майже не залежало від типу використовуваного порошку і його гранулометричного складу.

Таблиця 2.7 - Результати зовнішнього огляду спечених зразків з порошків 10P6M5, отриманих різними способами, залежно від режимів спікання

Температура спікання, °С	Час спікання, хв	Тип порошку			
		Газорозпорошений порошок		Водорозпорошений порошок	
		фр. -160+100 мкм	фр. -315+200 мкм	фр. -63 мкм	фр. -160+100 мкм
1280	40	Блиск відсутній	Блиск відсутній	Незначний блиск	Практично відсутній
	60	Блиск відсутній	Блиск відсутній	Наявність блиску	Практично відсутній
	90	Практично відсутній	Блиск відсутній	Наявність блиску	Наявність блиску
1300	10	Незначний блиск	Блиск відсутній	Незначний блиск	Практично відсутній
	20	Блиск відсутній	Блиск відсутній	Наявність блиску	Практично відсутній
	40	Наявність блиску	Блиск відсутній	Наявність блиску	Практично відсутній
	60	Блиск «бочка» *	Блиск «бочка»	Наявність блиску	Наявність блиску
1320	5	Блиск, надлишок рідкої фази **	Наявність блиску	Блиск «бочка»	Наявність блиску
	10	Блиск, надлишок рідкої фази	Наявність блиску	Блиск «бочка»	Блиск «бочка»
	20	Блиск, надлишок рідкої фази	Наявність блиску	Блиск «бочка»	Блиск «бочка»

Примітка:

* - отримання бочкоподібної форми зразків після спікання;

** - про надлишок рідкої фази судили по кавернах і здутті поверхні зразків.

Для точнішого аналізу наявності і кількості залишкової пористості в зразках гідростатичним зважуванням з використанням стандартної методики (ГОСТ 18898 - 73) визначали відносну щільність зразків.

Для партії зразків, отриманих при спіканні циліндричних пресувань з водородзпорошених порошків, що мають геометричну форму, близьку до правильної, відносна щільність визначалася розрахунковим і гідростатичним методами. Наступне зіставлення отриманих цими методами результатів показало помітну розбіжність значень відносної щільності, яке свідчить про необхідність додаткових металографічних досліджень, хоча може бути представлено на користь гідростатичного методу, не пов'язаного з похибкою виміру зразків за допомогою мікрометра і спотворенням вихідної форми в процесі спікання. Вища точність результатів визначення відносної щільності гідростатичним методом підтверджується наявністю блиску на поверхні зразків з водородзпорошених порошків, для яких розрахунковий метод, на відміну від гідростатичного, не давав близьких до теоретичного значень пористості.

Отримані залежності відносної щільності зразків з порошків різного типу і гранулометричного складу від температури спікання і часу ізотермічної витримки представлені на рис. 2.13. З рис. 2.13 витікає, що водородзпорошені порошки дрібної фракції (- 063 мкм) спікаються практично до безпористого стану ($\theta \approx 100\%$) при усіх досліджуваних режимах термічної обробки. У інших випадках міра ущільнення порошків змінна: вона залежить від температури і тривалості ізотермічної витримки, проте в цілому може бути охарактеризована незначним розкидом в інтервалі достатньо високих значень відносної щільності (80 - 100%) при 1280 і 1300 °С, а при максимальній температурі 1320 °С - злиттям кінетичних кривих різних видів і складів в одну графічну залежність, близьку до прямолінійної на рівні теоретичного значення відносної щільності.

Аналізуючи вплив температурного чинника на структурний стан сталі на прикладі матеріалів з газо- і водородзпорошених порошків, слід зазначити, що за інших рівних умов з підвищенням температури спікання відбувається помітний (в межах балу), а в деяких випадках значний (з 8 до 5 балів за 14-бальною номерною шкалою) ріст зерна основної фази.

Цей ріст супроводжується утворенням практично безперервної карбідної сітки, що має неоднорідне по товщині будову і множинні зони дуже грубої евтектичної структури.

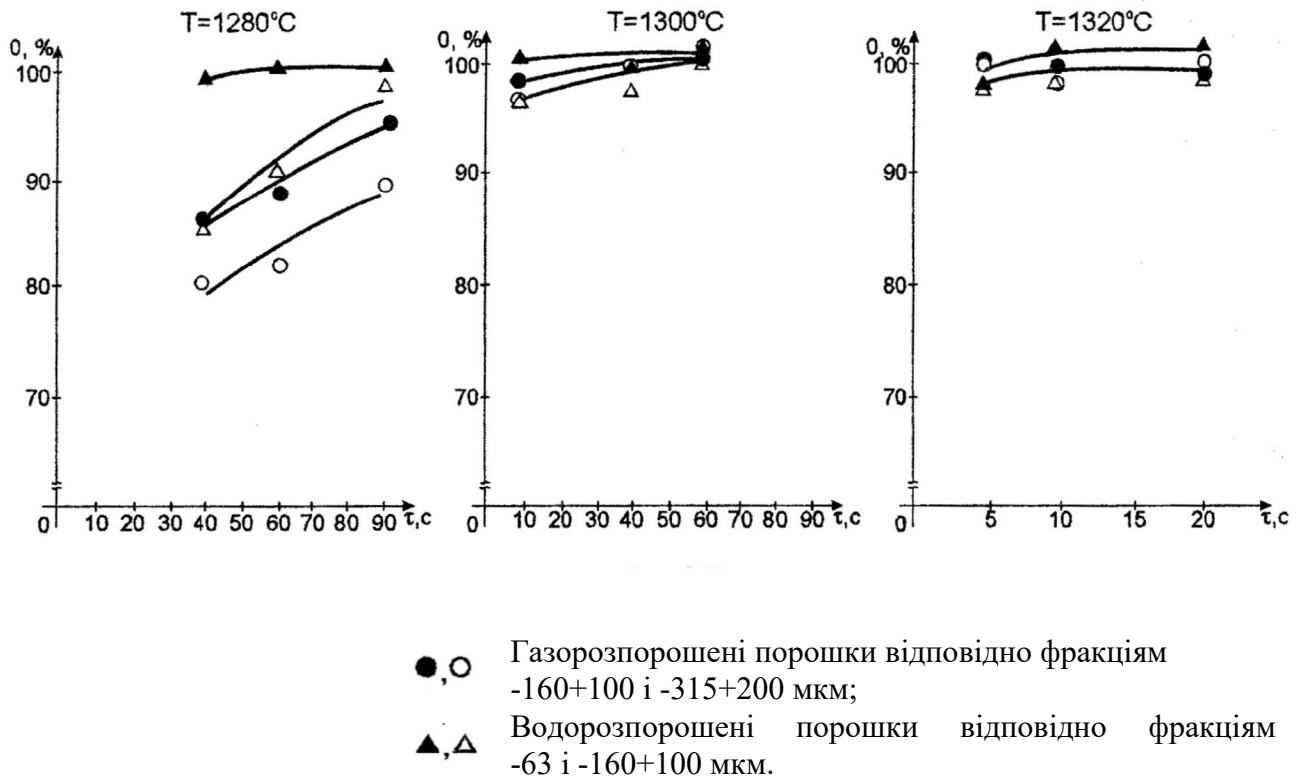


Рисунок 2.13 - Залежність відносної щільності (θ) зразків з порошків різного типу і гранулометричного складу від температури спікання (T) і часу ізотермічної витримки (τ).

Збільшення температури спікання істотно позначається не тільки на розмірі структурних складових, але також і на морфології карбідної фази. У ряді систем відбувається часткове або повне заміщення скелетовидної форми евтектичної структури її пластинчатою будовою.

Вивчення результатів металографічного аналізу з точки зору впливу чинника часу показало, що при збільшенні тривалості ізотермічної витримки характер перетворень в структурному стані досліджуваних матеріалів значною мірою подібний до спостережуваного в системах при варіюванні температурного режиму. Відбувається збільшення середнього розміру

основного зерна сталі (на 1-3 бали за 14-бальною номерною шкалою), карбідна сітка заповнює практично увесь міжзерений простір, в ньому починає фіксуватися значна кількість евтектичної складової, яка у міру збільшення ізотермічної витримки набуває усе більш грубу будову.

Зіставлення цих мікроструктурних досліджених матеріалів, виготовлених на основі газо- і водорозпорошених порошків, дозволило встановити, що практично в усьому діапазоні температурних і часових режимів обробки спосіб отримання, а отже, початкові властивості порошку істотним чином позначаються на структурі сталі в спеченому стані. В якості показового прикладу подібного впливу можуть служити особливості будови, виявлені при металографічному аналізі зразків з газо- і водорозпорошених порошків, спечених при $T = 1280^{\circ}\text{C}$ і $\tau = 40$ хв. В структурі термообробленої газорозпорошеної сталі досить великі зерна тугоплавкої фази мають переважно чіткі межі, а рідка фаза, що закристалізувалася між ними, розташовується у вигляді неоднорідної по товщині карбідної сітки, що має незначні розриви і дуже грубу в окремих ділянках будову з евтектичним рельєфом.

Зміна мікроструктури спеченої сталі, окрім раніше встановлених чинників температури, часу термічної обробки і методу отримання початкового матеріалу, виявляється також в деякій мірі залежною від фракційного складу порошку. Помітний вплив початкового розміру порошку на структуру термооброблених матеріалів полягає головним чином в зменшенні розміру зерна основної фази (на один бал або в межах балу), зміні величини і будови евтектичної складової при переході від великої (-315+200 і -160 +100 мкм) до дрібної (-160+100 і -063 мкм) фракції відповідно газо- і водорозпорошеній швидкорізальній сталі.

Загальний аналіз цих металографічних досліджень спеченої швидкорізальної сталі 10P6M5 свідчить про те, що необхідне для реалізації експлуатаційних властивостей інструментального матеріалу дрібний і рівномірний розподіл структурних складових (зерна і карбідної фази сталі)

досягається, в основному, при використанні найменших в дослідженому інтервалі температурних значень і часових витримок ($T = 1280\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 40\text{ хв}$). Необхідний структурний стан сталі при одних і тих же температурних і тимчасових режимах обробки забезпечується в першу чергу для дрібніших порошкових фракцій ($-160+100\text{ мкм}$ і -063 мкм відповідно для газо- і водорозпорошених порошоків) і в системах з водорозпорошених часток. Проте із-за присутності в спечених по вказаних режимах зразках значної кількості залишкової пористості отриманий матеріал не може володіти необхідним комплексом властивостей.

2.5. Вивчення впливу малих тисків на процеси ущільнення і структуроутворення при зверхсолідусному спіканні розпорошеної швидкорізальної сталі 10P6M5

Як показують прямі спостереження за стадією рідкофазного спікання швидкорізальної газорозпорошеної сталі 10P6M5, здійснені із застосуванням методів високотемпературної мікроскопії, плавлення легкоплавкої складової порошоків починається переважно з поверхні часток і швидко поширюється за усім їх обсягом, утворюючи тонку, практично безперервну сітку рідкої фази навколо дрібних початкових часток.

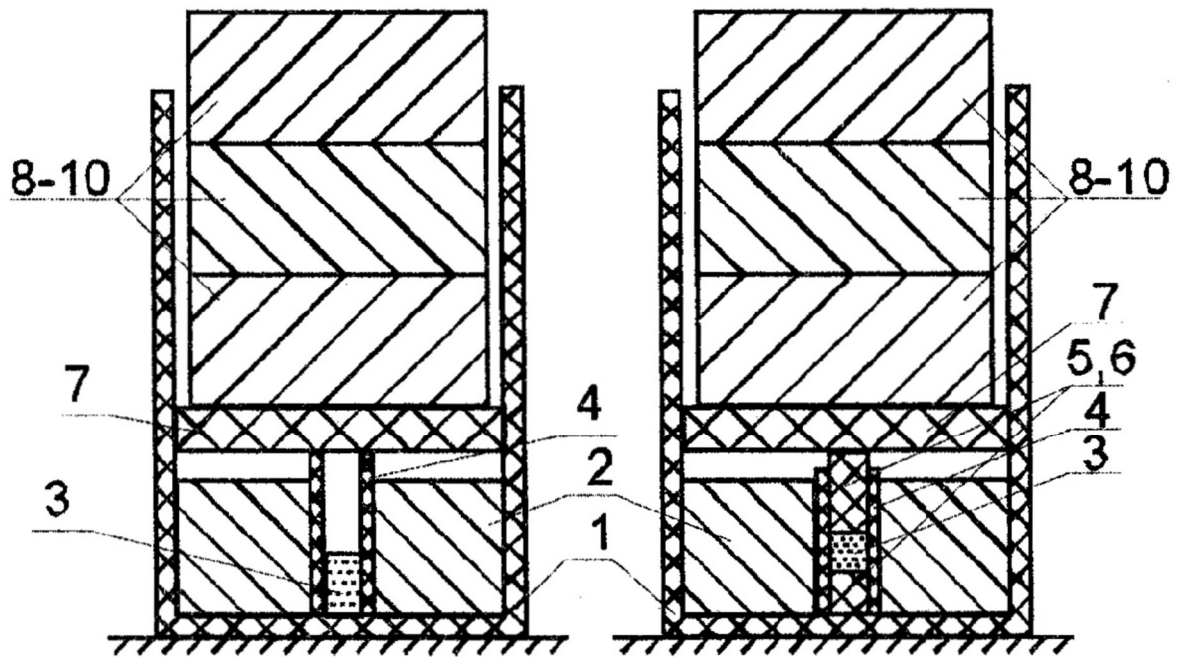
Така поведінка системи при спіканні дозволила припустити, що додаток відносно малих тисків у присутності сітки рідкої фази може виявитися достатнім для різкого скорочення часу, необхідного для отримання високощільного матеріалу. Це, у свою чергу, повинно в максимальній мірі забезпечити збереження початкового рівномірного і дрібнодисперсного розподілу структурних складових. Позитивний ефект від додатка малих тисків в процесі спікання в інтервалі температур солідус-ліквідус, окрім очікуваного покращення структури і властивостей матеріалу,

також матиме місце у разі можливого підвищення точності розмірів і форми кінцевого виробу.

Зважаючи на відмінність початкових властивостей розпорошених часток, обумовлене особливостями їх отримання, остання обставина повинна передусім враховуватися при вирішенні проблеми переробки і виготовлення виробів з газорозпорошених швидкорізальних порошоків, що відрізняються від водорозпорошених низькою пресуємістю. Тому в якості об'єкту дослідження, пов'язаного з вивченням впливу малих тисків на процеси ущільнення і структуроутворення при спіканні в інтервалі температур солідус-ліквідус швидкорізальної сталі 10P6M5, використовувалися тільки газорозпорошені порошки, узяті у вигляді усередненої фракції, - 280+100 мкм.

2.6. Ущільнення порошоків газорозпорошеної сталі 10P6M5 в умовах малих тисків при спіканні

Дослідження процесів ущільнення газорозпорошених порошоків швидкорізальної сталі 10P6M5 проводили у вакуумній печі марки СНВЭ - 1.3.1/16И4 з використанням спеціально підбраного для цих цілей керамічного оснащення. Передача необхідного тиску спікаємому матеріалу була організована за допомогою керамічної (Al_2O_3) прес-форми, і набору вантажів вагою по 1Н (0,1кгс), що поміщаються в кількості від 1 до 3-х на верхній пуансон. З метою отримання найбільш достовірних експериментальних результатів і виконання подальшого їх порівняльного аналізу, паралельно в такому ж оснащенні спікався порошок без навантаження («свідок»). Схема завантаження порошоків в оснащення для спікання показана на рис. 2.14.

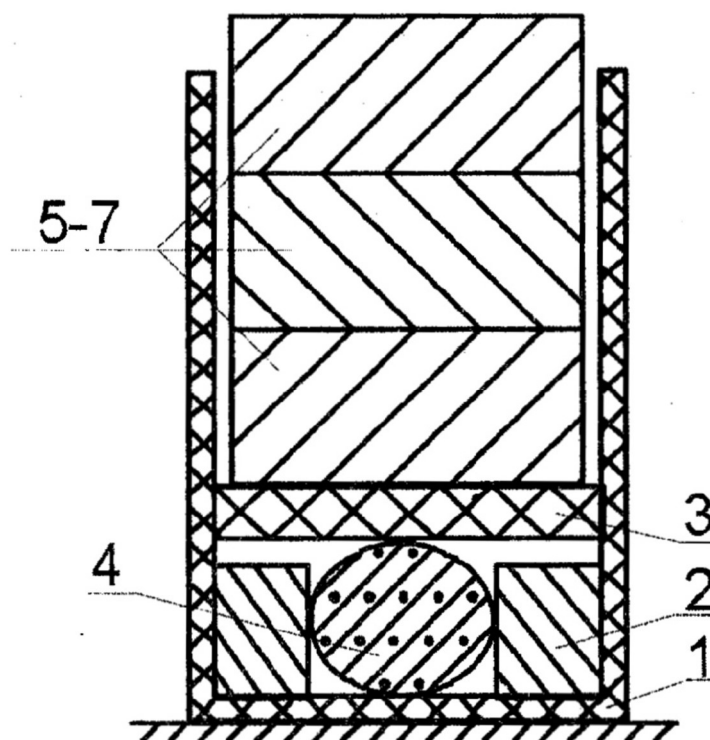


1 - керамічний контейнер для установки прес-форми і вантажів; 2 - металева основа циліндричної форми з центральним отвором; 3 - спікаємий порошок; 4 - матриця керамічної прес-форми; 5,6 - відповідно нижній і верхній пуансон керамічної прес-форми; 7 - керамічна прокладка у вигляді диску для центрування вантажів і концентрації навантаження в осьовому напрямлені; 8-10 - три грузики масою по 100 г (загальна маса 300 г).

Рисунок 2.14 - Схема завантаження порошку в оснащення для спікання без дії тиску (а) та під дією тиску (б).

Для вибору площі поперечного перерізу керамічної прес-форми потрібно було провести попереднє визначення величини мінімального тиску, по відношенню до якого дана порошкова система виявилася б помітно "чутливою". Для цього заздалегідь твердофазно підспечені ($T = 1200\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 15\text{ хв}$) зразки з діаметром 15 мм і заввишки 10 мм спікали під дією тиску трьох вантажів у присутності рідкої фази ($T = 1320\text{ }^{\circ}\text{C}$) впродовж 20 і 40 хв. Режими вибрані за результатами кінетичних і структурних досліджень швидкорізальної сталі 10P6M5 при спіканні без дії тиску. Особливістю експерименту було те, що при завантаженні в керамічне оснащення для спікання під дією тиску зразки циліндричної форми уклалися на бічну поверхню, і тиск спочатку передавався лише на малу частину їх бічної

поверхні. Схема завантаження підспечених порошкових зразків в оснащення для спікання показана на рис. 2.15.



1 - керамічний контейнер для установки зразка і вантажів; 2 - керамічні пластини, що утримують зразок в центральній частині контейнера; 3 - керамічна прокладка у вигляді диска для центрування вантажів і концентрації навантаження в осьовому напрямі; 4 - підспечений порошковий зразок; 5-7 - два вантажі масою по 100 г (загальна маса 200 г)

Рисунок 2.15 - Схема завантаження підспеченого зразка в оснащення для спікання під дією тиску.

В результаті спікання впродовж 20 хв в зоні контакту зразків з дном керамічного контейнеру і в області дії тиску сталося пошкодження циліндрів, утворилися майданчики близько 1 см^2 кожний, і їх площа практично не змінилася при збільшенні тривалості ізотермічної витримки до 40 хв.

Для прес-форми з площею поперечного перерізу прес-форми величина навантаження, що створюється одним вантажем, буде мінімальним тиском, необхідним для ініціації інтенсивної зміни форми порошкової системи при спіканні.

Експерименти по вивченню ущільнення газорозпорошених порошкових систем при зверхсолідусному спіканні в умовах малих тисків виконані при температурах 1280,1300,1320°C, вибраних за результатами диференціального термічного аналізу порошків і дослідженні особливостей кінетики усадки і формування структур в інтервалі температур солідус-ліквідус даної сталі без дії тиску.

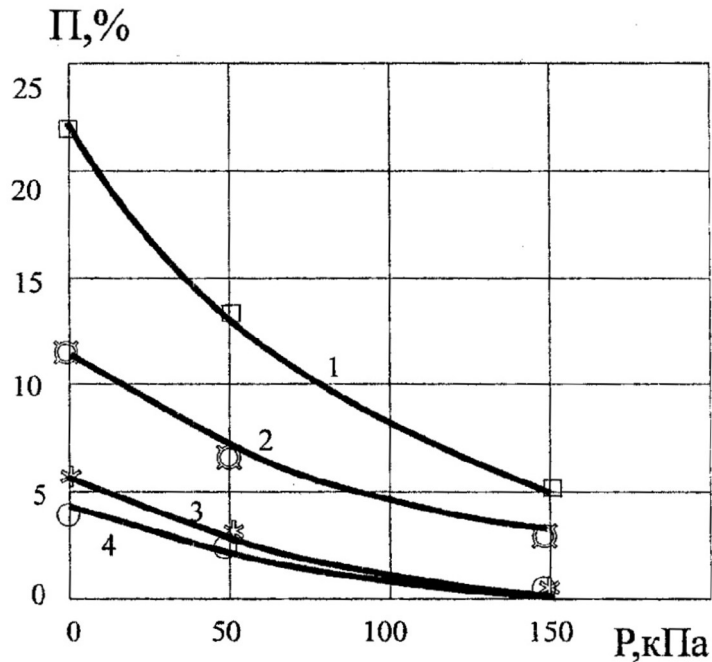
Результати визначення об'ємної долі пір методом лінійного аналізу для зразків з газорозпорошеного порошку швидкорізальної сталі 10P6M5, спечених при різних режимах і умовах завантаження, показані в табл. 2.7.

Таблиця 2.7 - Результати визначення об'ємної долі пір для зразків з газорозпорошеного порошку швидкорізальної сталі 10P6M5 (фракція - 280 +100), спечених при різних режимах і умовах завантаження

Умови загрузки	Режими спікання								
	1260 °C		1270 °C	1280 °C		1300 °C		1320 °C	
	5 хв	15 хв	5 хв	5 хв	10 хв	1 хв	5 хв	1 хв	5 хв
Вільно засипаний порошок «свідок»	31,0	29,3	18,1	13,2	12,0	20,8	5,8	6,6	5,1
Під тиском P=50 кПа	-	-	-	-	6,7	13,9	3,7	3,3	2,7
Під тиском P=150 кПа	14,6	12,3	9,4	3,5	3,0	4,8	1,3	1,5	0,2
Під тиском P=900 кПа	5,9	4,8	4,0	1,7	-	1,3	0,5	0,2	0

Відповідно даних табл. 2.7, на фоні загального зменшення кількості залишкової пористості в спеченому матеріалі, пов'язане зі зміною температурних і тимчасових режимів обробки у бік вищих значень, також виразно простежується залежність між наявністю, величиною прикладеного навантаження і мірою ущільнення даних зразків. Зокрема, для порошкових систем, спечених при $T = 1280 \text{ }^\circ\text{C}$ і $\tau = 10 \text{ хв}$, об'ємна доля пір змінювалася від 12% (без додатка навантаження) до 6,7; 3% (відповідно під дією 1-го і 3-х вантажів). Істотне зменшення об'єму залишкової пористості за першу хвилину спікання (20,8; 13,9; 4,8%) спостерігалось також у зразків,

отриманих при спіканні в аналогічних умовах завантаження при $T = 1300\text{ }^{\circ}\text{C}$. У міру збільшення температури спікання на фоні загального зниження пористості вплив тиску залишається значним. Так, при $T = 1320\text{ }^{\circ}\text{C}$ і $\tau = 5$ хв. об'ємна пористість складала відповідно до 5,1; 2,7; 0,2% (рис. 2.16).



- 1 - $T=1300\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau=1$ хв.;
- 2 - $T=1280\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau=10$ хв.;
- 3 - $T=1300\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau=5$ хв. і $T=7520\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau=1$ хв.;
- 4 - $T=1320\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau=5$ хв.

Рисунок 2.16 - Залежність пористості зразків, отриманих при спіканні газорозпорошеного порошку, від прикладеного тиску.

Аналіз значень залишкової пористості в зразках, отриманих в умовах тиску в 900 кПа, показує, що значення щільності, близькі до теоретичної, досягаються вже при температурі $1280\text{ }^{\circ}\text{C}$ і витримці 5 хв. (рис. 2.17).

З метою отримання повнішої картини структурних змін в газорозпорошених швидкорізальних порошках при спіканні в інтервалі температур солідус-ліквідус без тиску і під дією різного навантаження дані металографічних досліджень сталі 10P6M5, заздалегідь вивчені з точки зору

розміру аустенітного зерна, мають бути також проаналізовані і з точки зору стану карбідної фази досліджуваних структур.

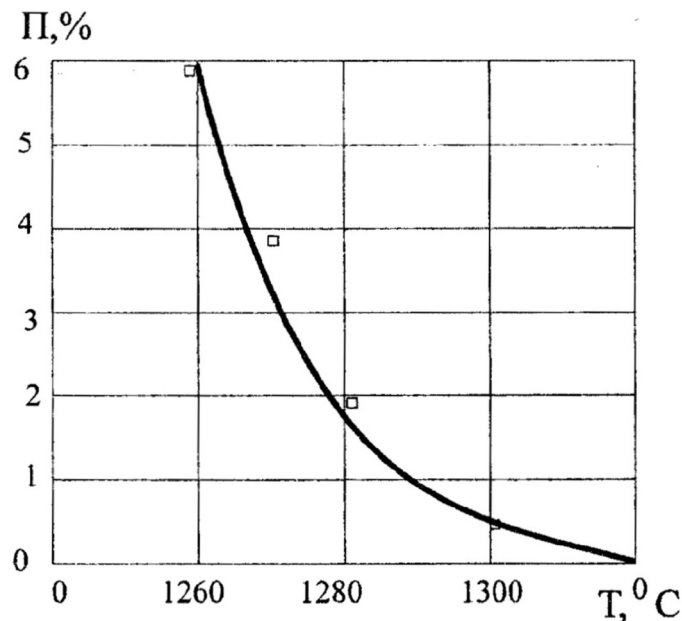


Рисунок 2.17 - Залежність пористості зразків, отриманих при спіканні газорозпошеного порошку від температури спікання при тиску $P=900$ кПа і часу спікання 5 хв.

Оцінка величини і рівномірності розподілу елементів карбідної складової сталі (у вигляді карбідів, що мають відособлене розташування і знаходяться у складі евтектичних скупчень по межах зерен, а також карбідних включень, що "закрилися", в об'ємі зерен) робилася шляхом якісного візуального порівняння структур і носила досить відносний характер. Проте, проведена таким чином обробка порошкових структур дозволила встановити, що у більшості розглянутих випадків карбідна складова сталі під дією тиску, створюваного нагрузкою, зазнає помітні зміни. Зокрема, в ході аналізу мікроструктур зразків, спечених в стані вільної засипки і під тиском 50 і 150 кПа, було виявлено, що численні в першому випадку зони відносно грубих евтектичних утворень в другому випадку зустрічаються рідше, а в третьому випадку на досліджуваній поверхні шліфа

фіксувалися лише окремі ділянки з яскраво вираженою евтектичною будовою. Крім того, спостережувані в структурі зразків, отриманих при 150 кПа, евтектичні утворення відрізнялися, по зрівнянню з карбідною фазою спечених у вільному стані матеріалів, більш дрібними розмірами і тонкою будовою. Навіть при підвищеній температурі спікання ($T=1320$ °C), для якої характерне утворення грубих евтектик, порошкові матеріали, що знаходяться під тиском, також мали незначну схильність до формування грубих евтектичних скупчень. Максимальний ефект спостерігався у порошкових системах, спечених в умовах тиску в 900 кПа.

Виконаний за результатами металографічних досліджень аналіз стану інших елементів карбідної складової сталі 10P6M5 (відособлених карбідів по межах зерен, а також карбідних включень, що "закрилися", в об'ємі зерен) показав, що розміри і рівномірність розподілення в матеріалі вказаних карбідних формувань практично не залежали від наявності і величини діючого тиску і визначалися в основному температурними і тимчасовими режимами обробки відповідних порошкових систем.

Виявлені відмінності структурного стану сталі 10P6M5, спеченої без тиску і під дією навантаження, можна пояснити таким чином. Як відомо, порошкова система в змозі вільної засипки характеризується наявністю в ній арок і мостиків, які обумовленні силами тертя, діючими між частками. Ці сили перешкоджають щільній упаковці часток між собою. Тому додавання до системи тиску при спіканні сприяє подоланню сил тертя, руйнуванню арок і мостиків і досягненню максимально щільної упаковки часток. З іншого боку, створюваний по відношенню до порошкового об'єкту тиск при появі рідкої фази додатково сприяє заповненню пір матеріалом довколишніх часток.

Таким чином, проведені експериментальні дослідження впливу малих тисків на процес ущільнення і структуроутворення при зверхсолідусному спіканні газорозпорошеної швидкорізальної сталі 10P6M5 показали, що:

- використання малих тисків при спіканні порошкових тіл у присутності рідкої фази призводить до додаткового ущільнення спікаемого матеріалу;

- наявність малих тисків при зверхсолідусному спіканні газорозпорошених порошоків не чинить принципової дії на характер протікання процесів структуроутворення, що призводять до значного збільшення розміру аустенітного зерна і відповідного огрубленню структури спеченого матеріалу. Проте, руйнуючи арки і мостики, завжди наявні в порошковій засипці, а також сприяючи заповненню пір матеріалом часток, навантаження перешкоджає формуванню в структурі сталі численних зон з грубою евтектичною будовою, що повинне позитивно позначатися на механічних властивостях спечених виробів;

- отримані у присутності рідкої фази і в умовах одночасної дії навантаження матеріали можуть бути рекомендовані для роботи в якості зносостійких елементів конструкцій. Використання вказаних матеріалів при виготовленні деталей і виробів різального призначення залишається проблематичним у зв'язку з недостатньою відповідністю їх щільностним і структурним характерним вимогам, що пред'являються до ріжучого інструменту.

2.7. Гаряче ізостатичне пресування (ГІП) зразків

У зв'язку з невирішеністю проблеми отримання високощільного матеріалу з дрібнозернистою структурою пошук додаткових заходів впливу на ущільнення і формування структури був продовжений.

Метод ГІП представляється дуже плідним стосовно швидкорізальних сталей, спеченим при зверхсолідусних температурах. Дійсно, зверхсолідусне спікання дозволяє легко отримувати порошкові системи з щільністю 95% і

вище. Якщо не прагнути повністю позбавитися від пористості на цьому етапі, то цілком можна зберегти дрібнозернисту структуру. Як впливає з результатів експериментів, описаних вище, саме наближення до щільності 100% супроводжується найрізкішим ростом зерна.

Але пористість на рівні 5% ~ це закрыта пористість. Тому вироби з такою пористістю можна без зусиль піддати ГП. При цьому не буде потрібно такі трудомісткі і дорогі операції, як виготовлення капсули, їх вакуумування і деяких інших. Для малогабаритних виробів це у край важливо. В результаті з'являється можливість використовувати переваги двох технологій - ГП і зверхсолідусного спікання.

Операції гарячого ізостатичного пресування підлягали 12 порошкових заготівель, відібраних із загальної партії зразків, спечених з газо- і водородзпорошеній швидкорізальній сталі 10P6M5. Вибір матеріалів для наступної більш гарячої обробки тиском робився виходячи з необхідності отримання максимально можливого (при збереженні дрібнозернистої структури) ефекту ущільнення, очікуваного у разі додатка тиску до зразків з об'ємною долею пір менше 15%, де, окрім досить дрібного розміру аустенітного зерна, має місце характерне переважання закрытої пористості по відношенню до відкритої або повна відсутність останньої. Результати розрахункового визначення параметрів оцінки зерна і об'ємної долі пір (методом лінійного аналізу) для вищезгаданих порошкових систем в змозі до ГП показані відповідно в табл. 2.8. Як впливає з даних таблиці, найбільший інтерес представляють зразки, спечені при $T = 1280$ °C, при якій ще зберігається дрібне зерно.

Результати визначеного відсоткового вмісту пористості в зразках з газо- і водородзпорошених порошків сталі 10P6M5, отриманих при декількох режимах спікання і підданих операції ГП, показані в табл. 2.9.

Таблиця 2.8 – Результати визначення об'ємної долі пір (П,%) і балу зерна (G) для зразків з порошків швидкорізальної сталі 10P6M5 різних типів, отриманих при різних режимах спікання

Тип порошку	Режим спікання		
	1280 °С, 40 хв.	1300 °С, 10 хв.	1320 °С, 5 хв.
Газорозпорошені порошки			
-160+100 мкм	$\frac{8}{8}$	$\frac{6,4}{6}$	$\frac{3,6}{7}$
-315+200 мкм	$\frac{18,6}{10}$	$\frac{8,6}{6}$	$\frac{5,1}{7}$
Водорозпорошені порошки			
-63 мкм	$\frac{4}{10}$	$\frac{1,8}{7}$	$\frac{2,1}{7}$
-160+100 мкм	$\frac{6,9}{8}$	$\frac{5,9}{7}$	$\frac{2,2}{7}$

чисельник - об'ємна доля пір (П,%);

знаменник - бал зерна (G).

Таблиця 2.9 - Результати визначення об'ємної долі пір (П,%) і балу зерна (С) для зразків з порошків швидкорізальної сталі 10P6M5 різних типів, отриманих при різних режимах спікання і підданих операції ГП

Тип порошку	Режим спікання		
	1280 °С, 40 хв.	1300 °С, 10 хв.	1320 °С, 5 хв.
Газорозпорошені порошки			
-160+100 мкм	$\frac{3,2}{8}$	$\frac{1,4}{6}$	$\frac{1,4}{7}$
-315+200 мкм	$\frac{6,8}{10}$	$\frac{3,6}{6}$	$\frac{2,1}{7}$
Водорозпорошені порошки			
-63 мкм	$\frac{1,6}{10}$	$\frac{1,2}{7}$	$\frac{1,2}{7}$
-160+100 мкм	$\frac{2,9}{8}$	$\frac{2,5}{7}$	$\frac{1,6}{7}$

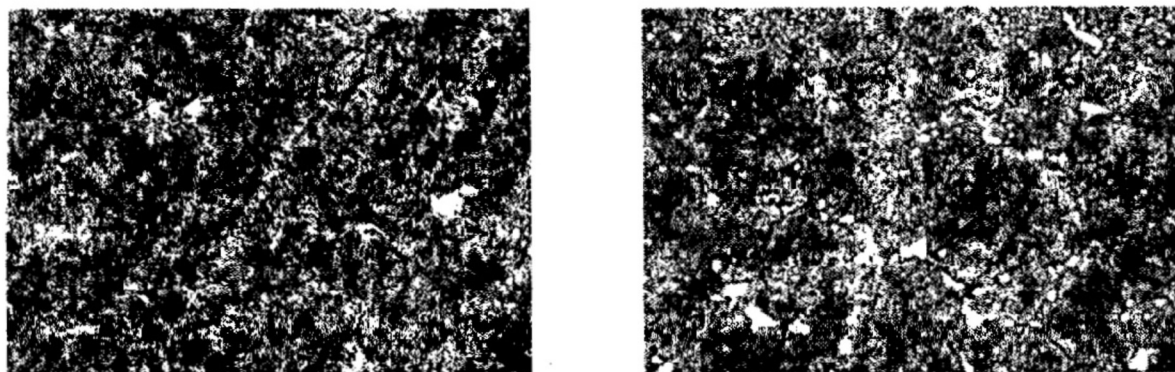
Як впливає з табл. 2.9, додаткова обробка ГП значною мірою зменшила пористість зразків при збереженні розміру зерна практично незмінним. З точки зору типу і гранулометричного складу порошкових систем, підданих додатковій високотемпературній обробці тиском, також

може бути відмічена раніше виявлена в спечених зразках тенденція до збільшення значення відносної щільності при переході від газорозпорошеного порошку (ГП) до водорозпорошеного (ВП) і від крупнодисперсної його фракції (- 315+200 мкм для ГП; -160+100 мкм для ВП) до дрібнішої складової (-160+100 мкм для ГП; -063 для ВП).

Дослідження структурного стану розпорошеної швидкорізальної сталі 10P6M5, спеченою в інтервалі температур солідус-ліквідус і додатково обробленої методом ГП, проводили на шліфах, раніше приготовлених в цьому експерименті для лінійного аналізу об'ємної долі пір. Найбільш характерні мікроструктури спеченої і додатково ущільнені ГП швидкорізальної сталі 10P6M5 представлені на рис. 2.18, 2.19.

Порівняльний аналіз показує, що в процесі ГП мікроструктура в цілому не зазнає істотних змін і може бути по-колишньому охарактеризована наявністю усіх структурних компонентів, виявлених на ранніх стадіях дослідження. Що в той же час виявляється в структурі спеченої сталі перед обробкою ГП практично непереривна карбідна сітка, що має у ряді випадків дуже грубу будову, після закінчення операції газостатичного пресування придбаває у більшості систем контуру досить тонких прошарків, а в деяких ділянках матеріалу (в області міжзерених просторів) фіксуються лише окремі первинні карбіди, в основному, незначної величини (рис. 2.19).

Найкращими структурними характеристиками, як можна було і чекати, володіють зразки, спечені при $T = 1280$ °C впродовж $\tau = 40$ хв. і піддані ГП (рис. 2.18). Під впливом ГП в цих зразках формується досить дрібнодисперсна структура з погано відмітними межами зерна тугоплавкої фази, в якій практично повністю відсутні сітка рідкої фази і участки, що закристалізувалися, з евтектичною будовою, а карбідна фаза представлена безліччю карбідних включень, в основному, відносно невеликого розміру, розташованих в об'ємі зерен тугоплавкої фази і зонах прикордонних шарів. При цьому в матеріалі, отриманому на основі водорозпорошеного порошку дрібної фракції, практично не виявлені, а бал зерна - найбільший.



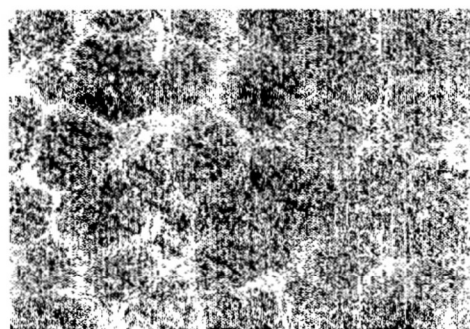
а

б

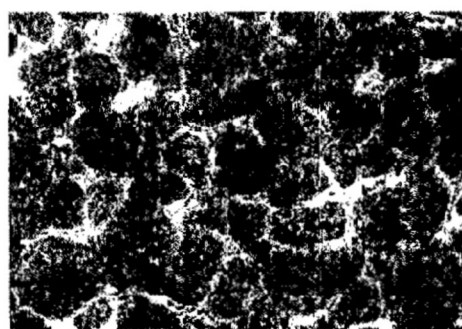
Рисунок 2.18 - Мікроструктура сталі 10P6M5, спечених з водорозпорошеного порошку фракції - 63 мкм при $T = 1280\text{ }^{\circ}\text{C}$, впродовж 40 хв і піддані ГП. Збільшення а) $\times 250$ б) $\times 450$.



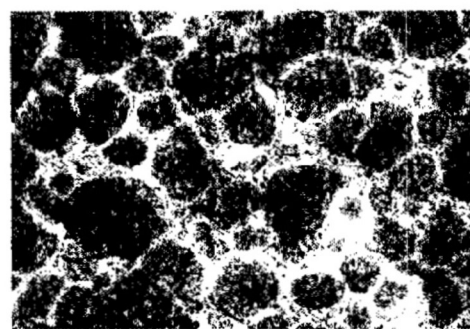
а



б



в



г

Рисунок 2.19 - Мікроструктура сталі 10P6M5, спеченої при $T = 1320\text{ }^{\circ}\text{C}$, впродовж 5 хв з газорозпорошених порошоків фракцій: а) -160+100; б) -315+200 мкм, і водорозпорошених порошоків фракцій : в) -63 мкм; г) -160+100 мкм. Збільшення $\times 200$.

Слід зазначити, що оптимізація режимів попереднього спікання зразків і параметрів додаткової обробки ГП повинна привести до набуття ще вищих значень щільності і характеристик структури.

2.8. Висновки

1. Застосування операції ГП до зразків з газо- і водорозпорошених порошків різних фракцій дозволяє значно підвищити відносну щільність матеріалу в порівнянні з початковою (потім спікання), проте подібний ефект досягається тільки у разі відсутності в зразку відкритої пористості.

2. Обробка заздалегідь спечених заготівель методом ГП у ряді систем ($T = 1300\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 10\text{ хв}$; $T = 1320\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 5\text{ хв}$) призводить до частинного дроблення карбідної сітки по межах зерен основної фази, а в деяких випадках ($T = 1280\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 40\text{ хв}$) відбувається повне знищення слідів карбідної сітки і ділянок з евтектичною структурою, в результаті якого матеріал набуває більш рівномірну дрібнодисперсну будову.

3. В якості найбільш сприятливих режимів і умов отримання матеріалів на основі розпорошеної швидкорізальної сталі 10P6M5 можуть бути рекомендовані:

початковий порошок отриманий водорозпорошеним способом;

гранулометричний склад - розмірна фракція $< 063\text{ мкм}$;

режим спікання - $T = 1280\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 40\text{ хв}$ - забезпечує формування в системі закритої пористості при збереженні дрібнозернистої структури;

додаткова обробка - гаряче ізостатичне пресування по режимах: $T = 1150\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 60\text{ хв}$, $P = 130\text{ МПа}$. Дотримання цих умов і параметрів спікання розпорошеної швидкорізальної сталі 10P6M5 забезпечує досягнення в отриманому матеріалі комплексу характеристик (відносна щільність $> 98\%$, середній розмір зерна аустеніту $G = N10$ (балів), середній розмір карбідів

≈ 4,4 мкм) структурно-міцностних, що дозволяє рекомендувати його для експлуатації в якості різального інструменту.

4. Перспективність використання ГП для обробки рідкофазно спечених порошкових систем значною мірою обумовлена можливістю отримання високоякісних матеріалів і виробів з необхідним комплексом властивостей без застосування складних (багатостадійних) операцій виготовлення капсул, їх вакуумування, герметизації і наступного видалення, необхідних в технологіях газостатичного пресування вільно насипаних порошків.

РОЗДІЛ 3

ОХОРОНА ПРАЦІ ТА ТЕХНОГЕННА БЕЗПЕКА

3.1. Аналіз потенційно небезпечних та шкідливих чинників, що впливають на працівника лабораторії

Представлені дослідження в даній магістерській роботі засновані на використанні засобів обчислюваної техніки, тому вся необхідна апаратура знаходиться на автоматизованих робочих місцях (АРМ) лаборантів хімічної лабораторії. В процесі роботи з системою на працівників можуть впливати наступні шкідливі виробничі фактори:

- шум на робочому місці;
- електромагнітне випромінювання;
- відсутність або нестача природного світла;
- недостатня освітленість робочої зони;
- наявність напруги в електричному ланцюзі, замикання якої може пройти через тіло людини;
- психофізіологічні фактори – розумове перенапруження, напруження зору і уваги, емоційні та довготривалі статичні навантаження.

Штучне освітлення в приміщеннях здійснюється системою загального рівномірного освітлення. До загального освітлення додатково можуть бути встановлені світильники місцевого освітлення. Для виключення засвічування екранів моніторів прямими світловими потоками світильники загального освітлення встановлюють з боку від робочого місця, паралельно лінії зору оператора і стінці з вікнами. В якості джерел світла при штучному освітленні повинні використовуватись переважно люмінесцентні

лампи, наприклад лампи ЛБ-80. В світильниках місцевого освітлення допускається використання ламп накаливання.

При виконанні основної роботи на комп'ютері рівень шуму на робочому місці не повинен перевищувати 50 дБА. Знизити рівень шуму в приміщеннях можна за рахунок використання звукопоглинаючих матеріалів з максимальним коефіцієнтом звукопоглинання в області частот 63-8000Гц для обшивки приміщень.

АРМ по вибухонебезпечній і пожежній небезпеці відповідають категорії Б і мають ступінь вогнестійкості II. Для тушіння пожег в приміщеннях АРМ використовуються вуглекислотні вогнегасники ОУ-2 та ОУ-5, перевагами яких є діелектричні властивості вуглекислоти і збереженість електронного обладнання.

Аналіз шкідливих і небезпечних факторів та карта умов праці для робочого місця працівника лабораторії представлена в табл. 3.1.

Таблиця 3.1 – Оцінка факторів виробничого та трудового процесу працівника лабораторії

№ п/п	Найменування чинників	Джерела їх виникнення	Характер дії
1	Наявність шуму, вібрацій	Принтер	Негативно позначається на органах слуху. Підвищує стомлюваність
2	Недостатня освітленість	Стан систем природного і штучного освітлення	Шкодить органам зору
3	Несприятливий мікроклімат	Стан систем опалювання і вентиляції	Страждають дихальні шляхи, шкірні покриви
4	Електромагнітне випромінювання, у тому числі рентгенівське випромінювання	Монітор ЕОМ, системний блок, електропроводка живлячої мережі ЕОМ	Шкодить всьому організму. Вірогідність онкозахворювань
5	Фізична втома	Перенапруження зорового аналізатора, статичність і незручність пози	Розвиток кістково-м'язових захворювань
6	Пожежонебезпечність приміщення	Наявність горючих матеріалів і джерел спалаху	Гіпотетична небезпека опіків
7	Статична електрика	Діелектрична поверхня екрану дисплея, ЕПТ	Можливий електричний удар

Продовж. табл. 3.1

8	Іонізація повітря	Рентгенівське випромінювання і статична електрика	Порушення кисневого балансу
9	Висока електрична напруга, 380/220В	Струмopовідні частини ПК, що живить мережу ЕОМ, роз'єми	Небезпека ураження електричним струмом
10	Нервово - психічні перенавантаження	Складність роботи, що виконується	Підвищена стомлюваність
11	Статичне навантаження	Постійна робоча поза	Захворювання опорно-рухового апарату
12	Перенапруження зорового аналізатора	Особливості технологічного процесу	Розвиток захворювань очей
13	Емоційні навантаження	Особливості технологічного процесу	Стрес

Роботи операторського типу виконуються сидячи і відносяться до категорії 1а - легка фізична робота.

3.2. Заходи з поліпшення умов праці

Мікроклімат – це метеорологічні умови навколишнього середовища, які визначаються діючими на людину сполученнями:

- температурою навколишнього середовища;
- показником відносної вологості;
- швидкістю руху повітря;
- інтенсивністю теплового випромінювання.

Тривала дія на людину несприятливих метеорологічних умов погіршує самопочуття, знижує продуктивність праці і часто призводить до різних захворювань. Метеорологічні умови вибираються відповідно до вимог ГОСТ 12.1.005 – 88, виходячи з категорії тяжкості робіт, періоду року.

Оптимальні норми температури, відносній вологості, швидкості руху повітря в приміщенні і категорія робіт в холодний і теплий період року наведені в табл. 3.2.

Таблиця 3.2 – Допустимі і оптимальні значення параметрів метеорологічних умов

Категорія робіт за тяжкістю	Період року	Температура, °С	Відносна вологість %	Швидкість руху повітря в приміщенні м/с
Допустимі значення параметрів				
1a	Холодний	19-25	75	не більше 0,1
1a	Теплий	21-27	55	0,1-0,2
Оптимальні значення параметрів				
1a	Холодний	22-24	40-60	0,1
1a	Теплий	23-25	40-60	0,1

В період роботи за дисплеєм здійснює інтенсивний вплив електромагнітне випромінювання, яке може стати причиною професійних захворювань. Комп'ютери потрапляють за визначенням в 5 - й діапазон (низькі частоти).

Основним джерелом електромагнітного випромінювання, у тому числі рентгенівського, в приміщенні є електронно - променеві трубки (ЕПТ) моніторів. Згідно ДНАОП 0.00 -1.31-99 потужність експозиційної дози рентгенівського випромінювання трубки в будь - якій точці перед екраном на відстані 5 см від його поверхні не повинна перевищувати 100 мкР/год.

Заходами захисту від випромінювання є :

- використання моніторів з вбудованими захисними екранами;
- регламентовані перерви при роботі з комп'ютером на 15 хвилин, через

кожних 2 години безперервної роботи.

Засоби захисту від статичної електрики:

- вживання захисних екранів із заземленням;

- вживання спеціальних екранів (вбудованих) з провідним антистатичним покриттям (струмопровідні);
- підтримка відносної вологості в приміщенні на рівні (55 – 65)%;
- своєчасне провітрювання;
- використання антистатичних покриттів на підлогах (лінолеум),

натуральний натільний одяг.

До заходів захисту від іонізуючого рентгенівського випромінювання відносяться:

- використання внутрішнього металевого корпусу монітора;
- обмеження часу безперервного знаходження перед монітором – не більше 4 годин;
- не розміщувати ВДТ концентровано в робочій зоні.

При роботі монітора утворюються змінні електромагнітні поля.

До заходів захисту від електромагнітних випромінювань відносяться:

- захист відстанню (відстань від передньої частини монітора має бути 1,5 м, від задньої частини 2 м);
- захист часом (не більше 4годин);
- може вбудовуватися захисний екран, на який замикається металевий корпус, що забезпечує низьку радіацію, тобто зниження характеристик електромагнітних полів до фонових значень вже на відстані 5-7 см від екрану;
- у моніторі встановлюються спеціальні елементи (компенсаційні котушки або екрануючі кільця із спеціального сплаву з високою магнітною проникністю, які розташовують довкола системи, що відхиляє, або елементів рядкової розгортки);
- необхідно також дотримувати правила організації робочого місця.

Відповідно до ГОСТ 12.1.003-83 і ДНАОП 0.03-3.14-85 в приміщеннях обчислювальних центрів рівні звуку та еквівалентні рівні звуку не повинні перевищувати 50 дБА. Захистом від шуму в приміщенні можуть служити

кришки на принтері, зменшити шум можна також відстанню, за допомогою установки перебірки, ізоляцією принтерів в інші приміщення.

Правильно спроектоване і виконане виробниче освітлення покращує умови зорової роботи, знижує стомлюваність, сприяє підвищенню продуктивності праці, благотворно впливає на виробниче середовище, надаючи позитивну психологічну дію на працюючого, підвищує безпеку праці та знижує травматизм. Недостатність освітлення призводить до напруги зору, ослабляє увагу, призводить до настання передчасної стомленості. Надмірно яскраве освітлення викликає засліплення, роздратування і різь в очах, неправильний напрям світла на робочому місці може створювати різкі тіні, відблиски, дезорієнтувати працюючого. Всі ці причини можуть призвести до нещасного випадку на виробництві або профзахворювань.

При виконанні робіт категорії високої зорової точності (найменший розмір об'єкту розрізнення 0,3 – 0,5 мм) величина коефіцієнта природного освітлення повинна бути не нижчою 1,5 %, а при зоровій роботі категорії середньої точності (найменший розмір об'єкту розрізнення 0,5 – 1 мм) величина коефіцієнта природного освітлення повинна бути не нижчою 1 %. У якості джерела штучного освітлення звичайно використовуються люмінесцентні лампи, які попарно об'єднуються в світильники, та які повинні розташовуватися рівномірно над робочими поверхнями.

Вимоги до освітленості в приміщеннях, де встановлені персональні комп'ютери, наступні: при виконанні зорових робіт категорії високої точності загальна освітленість повинна складати 300 лк, а комбінована освітленість повинна складати 750 лк. При виконанні зорових робіт категорії середньої точності загальна освітленість повинна складати 200 лк, а комбінована освітленість повинна складати 300 лк.

3.3. Електробезпека

Електробезпека - система організаційних і технічних заходів і засобів, що забезпечують захист людей від шкідливої і небезпечної дії електричного струму, електричної дуги, електричного поля і статичної електрики.

При проектуванні систем електропостачання, монтажі силового електроустаткування і електричного освітлення в будівлях і приміщеннях для ЕОМ необхідно дотримуватися вимог нормативно - технічної документація. Комплекс необхідних заходів з техніки безпеки визначається, виходячи з видів електроустановки, її номінальної напруги, умов середи, типа приміщення і доступності електроустаткування.

Для забезпечення електробезпеки в електромережах лабораторії необхідно застосовувати їх електричне розділення. Електричний щит керування оснащують кнопкою аварійного вимикання. Обладнання вмикають послідовно від спільного вимикача до вимикачів кіл, що розгалужуються; останні в цьому випадку повинні бути вимкнені. Вимикають обладнання у зворотному порядку. Не дозволяється використовувати нестандартні запобіжники. Якщо помічено несправності в електромережі лабораторії, у тому числі і у випадку виходу з ладу електроламп, необхідно повідомити електрика.

ЕОМ є однофазним споживачем електроенергії, що живиться від змінного струму 220 В від мережі із заземленою нейтраллю. АПК «Майстер» відноситься до електроустановок до 1000 В закритого виконання, всі струмопровідні частини знаходяться в кожухах. За способом захисту людини від ураження електричним струмом, ЕОМ і периферійна техніка повинні відповідати 1 класу захисту.

Передбачені такі заходи електробезпеки: конструктивні, схемно-конструктивні, експлуатаційні.

Конструктивні заходи забезпечують захист від випадкового дотику до

струмопровідних частин за допомогою захисних оболонок і ізоляції струмоведучих частин. Ступінь захисту оболонки повинен відповідати класу пожежонебезпечної зони приміщення П-Па

Схемно-конструктивні заходи призначені для забезпечення захисту від ураження електричним струмом при дотику до металевих оболонок, які можуть опинитися під напругою в результаті аварії. У даному приміщенні в комп'ютерах застосовується занулення. Біля монітора передбачена подвійна ізоляція.

Експлуатаційні заходи. Необхідно дотримувати правила техніки безпеки при роботі з високою напругою і наступних запобіжних засобів:

- монтаж, обслуговування, ремонт і наладка ЕОМ, заміна деталей, пристосувань, блоків повинна здійснюватися тільки при повному відключенні живлення;
- заземлені конструкції приміщення мають бути надійно захищені діелектричними щитками або сітками від випадкового дотику.

Виходячи з санітарних норм роботи лабораторій обчислювальної техніки її площа повинна бути визначена з умови 4,5-5 м² на одного лаборанта. В кабінеті повинна підтримуватись оптимальна температура 17-21°C, вологість 40-60 %.

3.4. Протипожежна безпека

Пожежна безпека об'єкта повинна забезпечуватися системами запобігання пожежі та протипожежного захисту, у тому числі організаційно - технічними заходами.

Згідно з вимогою ГОСТ 12.1.004 -91 пожежна безпека забезпечується наступними заходами:

- системою запобігання пожежам;

- системою пожежного захисту;
- організаційними заходами щодо пожежної безпеки.

Запобігання пожежі досягається наступними заходами:

- запобігання утворенню горючого середовища;
- запобігання наявності в горючій середі джерел запалення.

Для зменшення небезпеки займання в горючому середовищі передбачено:

- 1) використання устаткування, відповідного класу пожежонебезпечної зони II –IIa: ступінь захисту електроапаратури має бути не менше IP-44, ступінь захисту світильників IP -23;
- 2) блискавко захист будівель, споруд і устаткування; для даного класу виробничих будівель класу пожежонебезпечної зони II-IIa і місцевості з середньою грозовою діяльністю 20, тобто для умов м. Запоріжжя встановлено III категорію блискавкозахисту;
- 3) забезпечення захисту від короткого замикання (контроль ізоляції, використання запобіжників);
- 4) вживання заземлення захисного екрану для стоку статичної електрики.

У системі пожежного захисту передбачено аварійне відключення апаратів і комунікацій. Як сповіщення використовуються термоелектричні датчики диференціальної дії. При вибиранні засобу гасіння пожежі для забезпечення безпеки людини від можливості ураження електричним струмом в приміщенні передбачено використовувати вуглекислотний вогнегасник типа ОУ-5. У приміщенні знаходиться чотири вогнегасники оскільки, загальна площа приміщення-36м²,а на кожних 20м²призначається мінімум два вогнегасника. Вогнегасники знаходиться на видному і досяжному місці. При виникненні пожежі передбачена можливість повідомлення в пожежну охорону по телефону. Ступінь вогнестійкості будівлі – II.

3.5. Засоби індивідуального захисту (ЗІЗ)

До заходів щодо зменшення впливу на працівників ЕМП належать: організаційні, інженерно-технічні та лікарсько-профілактичні. Організаційні заходи здійснюють органи санітарного нагляду. Вони проводять санітарний нагляд за об'єктами, в яких використовуються джерела електромагнітних випромінювань.

Інженерно-технічні заходи передбачають таке розташування джерел ЕМП, яке б зводило до мінімуму їх вплив на працюючих, використання в умовах виробництва дистанційного керування апаратурою, що є джерелом випромінювання, екранування джерел випромінювання, застосування засобів індивідуального захисту (халатів, комбінезонів із металізованої тканини, з виводом на заземлюючий пристрій). Для захисту очей доцільно використовувати захисні окуляри ЗП5-90. Скло окулярів вкрито напівпровідниковим оловом, що послаблює інтенсивність електромагнітної енергії при світлопропусканні не нижче 75%.

Взагалі, засоби індивідуального захисту необхідно використовувати лише тоді, коли інші захисні засоби неможливі чи недостатньо ефективні: при проходженні через зони опромінення підвищеної інтенсивності, при ремонтних і налагоджувальних роботах в аварійних ситуаціях, під час короткочасного контролю та при зміні інтенсивності опромінення. Такі засоби незручні в експлуатації, обмежують можливість виконання трудових операцій, погіршують гігієнічні умови.

У радіочастотному діапазоні засоби індивідуального захисту працюють за принципом екранування людини з використанням відбиття і поглинання ЕМП. Для захисту тіла використовується одяг з металізованих тканин і радіопоглинаючих матеріалів. Металізовану тканину роблять із бавовняних ниток з розміщеним всередині них тонким проводом, або з бавовняних чи капронових ниток, спірально обвитих металевим дротом. Така тканина, наче

металева сітка, при відстані між нитками до 0,5 мм значно послаблює дію випромінювання. При зшиванні деталей захисного одягу треба забезпечити контакт ізольованих проводів. Тому електрогерметизацію швів здійснюють електропровідними масами чи клеями, які забезпечують гальванічний контакт або збільшують ємнісний зв'язок не контактуючих проводів.

Лікарсько-профілактичні заходи передбачають проведення систематичних медичних оглядів працівників, які перебувають у зоні дії ЕМП, обмеження в часі перебування людей в зоні підвищеної інтенсивності електромагнітних випромінювань, видачу працюючим безкоштовного лікарсько-профілактичного харчування, перерви санітарно-оздоровчого характеру.

3.6. Розрахунок захисного заземлення

Для забезпечення захисту від ураження електричним струмом при дотику до металевих не струмоведучих частин, які можуть опинитися під напругою в результаті пошкодження ізоляції, в лабораторії пропонується застосувати захисне заземлення.

Зробимо розрахунок захисного заземлення для лабораторії (рис. 3.1).

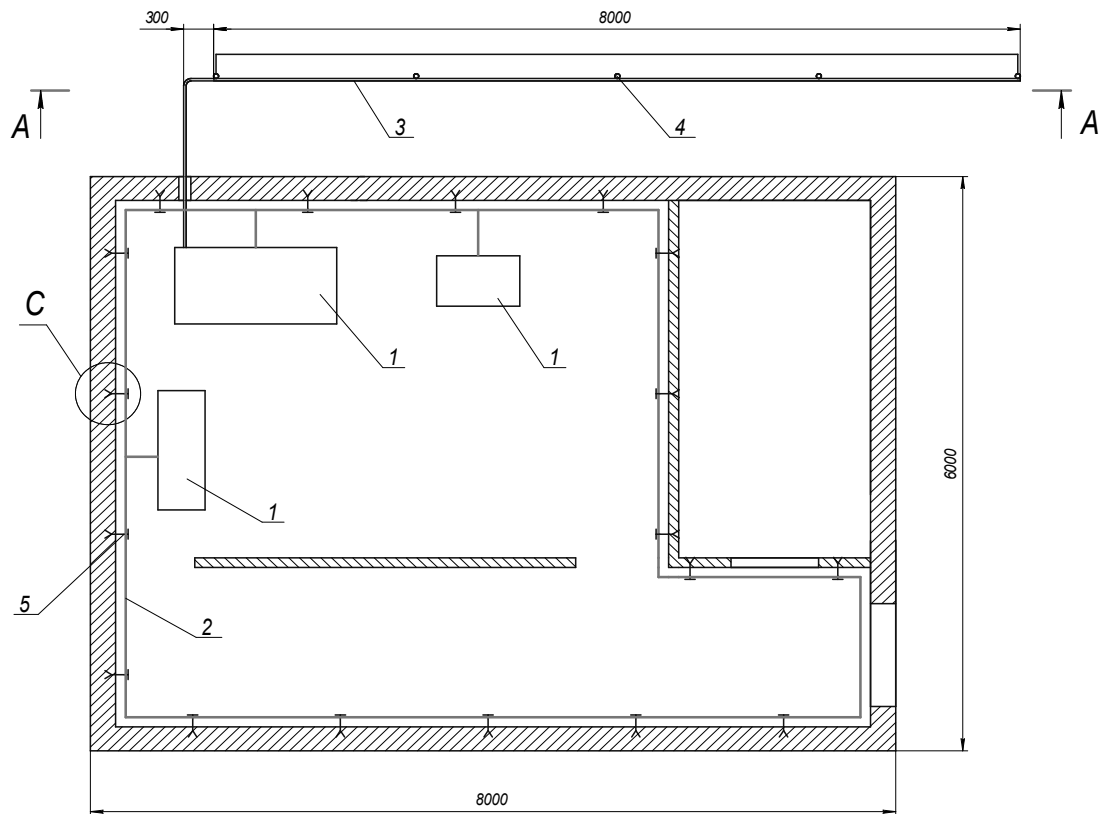
Вибираємо виносний заземлювальний пристрій, який застосовується при малих струмах замикання на землю, зокрема в установках до 1000 В.

Заземлювач передбачається виконати з вертикальних труб $l = 2$ м із зовнішнім діаметром $d = 0,03$ м, верхні кінці яких з'єднуються між собою за допомогою горизонтального електрода – сталевий смуги перетином 4×40 мм, покладеної в землю на глибині $t = 0,7$ м. Питомий електричний опір ґрунту $\rho = 100$ Ом·м. Коефіцієнт сезонності для вертикального заземлювача дорівнює $\psi = 1,3$. Нормативний опір заземлювача – 4 Ом.

Визначимо розрахунковий питомий опір ґрунту для вертикального

заземлювача:

$$\rho_g = \psi_g \cdot \rho = 1,3 \cdot 100 = 130 \text{ Ом} \cdot \text{м.} \quad (3.1)$$



1 – електроустановка; 2 – внутрішній контур заземлення; 3 – сполучна смуга; 4 – заземлювач; 5 – скоба кріплення.

Рисунок 3.1 - Схема виносного заземлення.

Опір розтіканню струму одиночного вертикального заземлювача, заглибленого в землю на 0,7 м:

$$R_0 = \left(\frac{\rho_g}{2\pi} \right) \left[\ln \frac{2 \cdot l}{d} + 0,5 \ln \frac{4 \cdot t + 3 \cdot l}{4 \cdot t + l} \right] = \left(\frac{130}{2 \cdot 3,14 \cdot 2} \right) \cdot \left[\ln \frac{2 \cdot 2}{0,03} + 0,5 \ln \frac{4 \cdot 0,7 + 3 \cdot 2}{4 \cdot 0,7 + 2} \right] = 15,18 \text{ Ом.} \quad (3.2)$$

Орієнтовна кількість вертикальних заземлювачів складе:

$$n = \frac{1,3 \cdot R_0}{R_n} = \frac{1,3 \cdot 15,18}{4} = 5 \text{ шт.} \quad (3.3)$$

Знаходимо відношення відстані між заземлювачами до їх довжини:

$$A = \frac{a}{l} = \frac{2}{2} = 1. \quad (3.4)$$

Коефіцієнт використання вертикальних заземлювачів $\eta_v = 0,7$,
горизонтальних заземлювачів – $\eta_g = 0,74$.

Опір розтіканню струму групи вертикальних заземлювачів:

$$R_g = \frac{R_0}{n \cdot \eta_g} = \frac{15,18}{5 \cdot 0,7} = 4,3 \text{ Ом.} \quad (3.5)$$

Довжина горизонтальної сполучної смуги:

$$l_g = a \cdot (n - 1) = 2 \cdot (5 - 1) = 8 \text{ м.} \quad (3.6)$$

Коефіцієнт сезонності для горизонтального заземлювача при довжині смуги 8 м – $\psi_g = 2,5$.

Розрахунковий питомий опір ґрунту для горизонтального заземлювача:

$$\rho_g = \psi_g \cdot \rho = 2,5 \cdot 100 = 250 \text{ Ом} \cdot \text{м.} \quad (3.7)$$

Опір горизонтальної смуги, поглибленої в землю на 0,7 м становить:

$$R_g = \left(\frac{\rho_g}{2\pi \cdot l_g \cdot \eta_g} \right) \ln \left(\frac{2l_g^2}{bt} \right) = \left(\frac{250}{2 \cdot 3,14 \cdot 8 \cdot 0,74} \right) \ln \left(\frac{2 \cdot 8^2}{0,04 \cdot 0,7} \right) = 56,65 \text{ Ом.} \quad (3.8)$$

Опір заземлювачів в цілому:

$$R_3 = \frac{R_6 \cdot R_2}{R_6 + R_2} = \frac{4,3 \cdot 56,65}{4,3 + 56,65} = 4 \text{ Ом.} \quad (3.9)$$

Отриманий опір заземлювачів дорівнює номінальному (4 Ом), що відповідає вимогам ПБЕ.

Розташовуємо 5 заземлювачів в ряд на відстані 2 м один від одного.

3.7. Висновки

1. Аналіз шкідливих і небезпечних факторів дозволяє зробити висновок, що умови праці в приміщенні лабораторії характеризуються наявністю нешкідливих виробничих чинників, які не призводять до зростання захворюваності з втратою працездатності та проявом початкових ознак професійної патології.

2. Зниження рівня шуму, проникаючого в приміщення ззовні, може бути досягнуто збільшенням звукоізоляції захищаючих конструкцій, ущільненням по периметру притворів вікон, дверей. Еквівалентний рівень звуку не повинен перевищувати 60 дБА.

3. Будівлю, в якій знаходиться лабораторія, по вибуховій і пожежній небезпеці можна віднести до приміщення категорії Д, оскільки в лабораторії є горючі (книги, документи, меблі) і важкоспалимі речі (різне лабораторне устаткування), які при взаємодії з вогнем можуть горіти без вибуху.

4. Для забезпечення захисту від ураження електричним струмом при дотику до металевих не струмоведучих частин, які можуть опинитися під напругою в результаті пошкодження ізоляції, в лабораторії пропонується застосувати захисне заземлення.

ВИСНОВКИ

1. Розроблена фізична модель спікання порошків швидкорізальних сталей в інтервалі температур солідус-ліквідус, яка заснована на аналізі процесів ущільнення і структуроутворення порошкових систем в стані вільної засипки і під дією малої напруги.

2. Показано, що спікання починається з процесу дезінтеграції часток сплаву рідкою фазою, що з'являється на межі зерен, а рівняння Кінджері застосовано для опису стадій ущільнення при спіканні в інтервалі температур солідус-ліквідус.

3. Встановлено, що у формуванні структури визначальну роль грає коалесценція зерен, що утворюються при дезінтеграції часток. При додатку малої напруги до спікаючої системи максимальний ефект реалізується в початковий період формування рідкої фази, коли явище зрощення часток (коалесценція) ще не отримує широкого розвитку. Використання малої напруги дозволяє різко скоротити час досягнення щільного стану.

4. Показано, що застосування ГІП до спечених заготовель дозволяє дещо понизити щільність після спікання, що дозволяє отримувати у результаті ще більше дрібнозернисту структуру.

5. Окрім розмірних змін в структурі виявлені значні відмінності в морфології матеріалів, спечених при різних температурах, а також в порівнянні з переплавленим матеріалом.

6. Розроблена методика вибору порошкових матеріалів, придатна для запропонованої технології і рекомендації по технологічним режимам і складам порошкових сталей для використання в навантажених елементах машин і механізмів, а також в якості інструменту.

7. У традиційному металургійному виробництві виробу зі швидкорізальних сталей отримують, головним чином, шляхом

багатоступінчастої обробки тиском литих заготовель з наступною механічною обробкою деформованого матеріалу.

8. Основним способом отримання порошкових швидкорізальних сталей являється технологія з використанням гарячого ізостатичного пресування, в результаті якого отримують велику заготовку. Із-за складної конструкції і високої вартості устаткування, а також великої тривалості процесу виробництва отримувані вироби дорожчі, ніж виконані на основі литих заготовок, але поліпшені експлуатаційні характеристики у ряді випадків виправдовують використання цієї технології.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Либенсон Г.А. Основы порошковой металлургии: [учеб. для вузов] / Герман Абрамович Либенсон. - Киев.: Металлургия, 1980. - 496с.
2. Кипарисов С.С. Порошковая металлургия / С.С. Кипарисов, Г.А. Либенсон - Киев.: Металлургия, 1980. - 496с.
3. S-72183 VASTERAS Sweden. Процесс ASEA-STORA. Метод производства быстрорежущей стали. Т1. 1976г. -365с.
4. Шведков Е.Л. Словарь-справочник по порошковой металлургии: [Текст] / Евгений Леонидович Шведков.- Киев.:Наукова думка, 1982.- 472с.
5. Геллер С.В. Инструментальные стали: [учеб. для вузов] / Сергей Владимирович Геллер. -Киев.: Металлургия, 1983г.-568с.
6. Раузин Я.Р. Термическая обработка хромистой стали: [учеб. для вузов] / Яков Рафаилович Раузин. -Машгиз, 1978.-с.371
7. Рахштадт А.Г. Пружинные сплавы: [учеб. для вузов] / Александр Григорьевич Рахштадт. -Киев.: Металлургиздат, 1965.-214с.
8. Морозова Е.М., Скузоватова Е.П. Станки и инструмент // Порошковая металлургия, 1960. – Киев №7. С.27.
9. Смольников Е.А. и Бадаева А.С. Металловедение и термическая обработка металлов // Порошковая металлургия, 1968 - №6. С.48
10. Лозинский М.Г. Строение и свойства металлов и сплавов при высоких температурах: [учеб. для вузов] / Михаил Леонидович Лозинский. -Киев.: Металлургиздат, 1979.-112с.
11. Жорняк А.Ф. Металлические порошки: [учеб. для вузов] / Андрей Федорович Жорняк. -Киев.: Металлургия, 1981.-88с.
12. Гуляев А.П. Фадюшина М.Н. В сб. “Методика и практика металлографического исследования инструментальных сталей”. Машгиз. 1961.- С.70
13. Кудрин В.А. Металлургия стали: [учеб. для вузов] / Александр Владимирович Кудрин. - Киев.:Металлургия, 1981.-488с.

14. Тягунов Г.В., Баум Б.А., Хасин Г.А., Цибульников А.И.-В кн. Физические свойства металлов и сплавов. Свердловск: 1981.-с.94
15. Вейлер С.А., Лихтман В.И. Действие смазок при обработке металлов давлением. Изд-во Киев, 1997
16. Костецкий Б.И. Испытание металлов на износ. Методы и машины. Машгиз. 1965.-124с.
17. Кифер Р., Шварцкопф Р. Твердые сплавы.-М.: Metallurgizdat, 1979.-74с.
Гудцов Н.Т., Гельфанд К.М. Киев, ОТН. №1, 1967.- С.94
18. Штейнберг С.С. Качественная сталь // Порошковая металлургия. – Выпуск №3, 1969.- С.22
19. Малиночка Я.Н. Сульфиды в сталях и чугунах: [учеб. для вузов] / - Киев.: Металлургия, 1988.- 248с.
20. Поволоцкий Д.Я. Электрометаллургия стали и ферросплавов: [учеб. для вузов] / Дмитрий Поволоцкий. -Киев.: Металлургия, 1984-568с.
21. Пашенко В.С. Металлургия. Литейное производство и порошковая металлургия: [учеб. для вузов] / Владимир Степанович Пашенко.-Киев.: Металлургия, 1980
22. Лейбензон С.А. Производство стали методом электрошлакового переплава: [Текст] -Киев.: Металлургия, 1983.-315с.
23. Рыжиков А.А. Совершенствование технологии стального литья: [учеб. для вузов] / А.А. Рыжиков.-Киев.: Metallurgizdat, 1982.-244с.
24. Протасов А.А., Зуев П.П. Калибровка валков для прокатки быстрорежущей стали. [Текст] -Киев.: Metallurgizdat, 1959.-356с.
25. Гомеров И.Н. Дендритная ликвация в стали. [учеб. для вузов] -Киев.: Metallurgizdat, 1968.-288с.
26. Straube H.- “Klepszig Fehberichte”, 1960, Bd76 №5, S. 307-311. РЖ Металлургия, 1968, №10, реф 10В221
27. Алексеев, В. Г. Шум и вибрация на производстве [Текст] / В. Г. Алексеев — Киев: Энергия, 1980. – 352 с.

28. Естественное и искусственное освещение. Система нормативных документов в строительстве. Строительные нормы и правила Российской Федерации [Текст]: СНиП 23-05-95: утв. Минстроем России 02.08.95 : ввод. в действие с 01.01.96. – 40 с.
29. Санітарні норми мікроклімату виробничих приміщень [Текст]: ДСН 3.36.042-99: – Увед.1999-12-01. – 9 с.
30. Державні будівельні норми. Будинки і споруди. Будинки адміністративного та побутового призначення [Текст]: ДБН В.2.2 – 28: 2010: затв. Мінрегіонбуд України 30.12.10 : уведенні з 10.10.11.- К. : ПАТ Київ ЗНДІЕП. 2010.- 28 с.: «Укрархбудінформ». – УКНД 91.040.99
31. Державні будівельні норми. Захист від пожежі. Пожежна безпека об'єктів будівництва [Текст]: ДБН В.1.1.7-2002: затв. Держбуд України 03.12.02 : уведенні з 01.05.03. – К. : УкрНДІПБ. 2002. – 44 с.
32. ДСТУ Б В.2.5-38:2008. Інженерне обладнання будинків і споруд. Улаштування блискавкозахисту будівель і споруд [Текст]. – Увед. 2009-01-01. К.: Мінрегіонбуд України. 2008. – 65 с. :
33. НАПБ А.01.001-2004. Правила пожежної безпеки в Україні [Текст]. – Увед. 2004-11-04. К.: М-во України з питань НС. 2004. – 143 с.