

Ю.М. КОРОВАЙЧЕНКО

ПОКРАЩЕННЯ СТРУКТУРИ І ВЛАСТИВОСТЕЙ ДЕТАЛЕЙ, ВІДНОВЛЕНИХ НАВАРЮВАННЯМ МЕТАЛЕВОЇ СТРІЧКИ ТЕРМОЦИКЛІЧНОЮ ОБРОБКОЮ

У статті розглядаються параметри процесу покращення структури і властивостей деталей, відновлених наварюванням металевої стрічки термоциклічною обробкою. Встановлено, що перебудова мікроструктури окремих зон відновленої деталі в процесі термоциклічної обробки починається в різних стартових умовах і здійснюється з різними темпами, але у сукупності з дифузійними процесами, змінами щільності дислокацій та іншими процесами перебудови кристалічної решітки, приходять до одного результату.

Як відомо [1] відновлення поверхонь деталей високотемпературними методами, зокрема наварюванням металевої стрічки призводить до утворення в зоні контакту основного металу і металу стрічки структур, які не забезпечують необхідних показників механічних і експлуатаційних властивостей. Одним з способів усунення цих недоліків є термоциклічна обробка (ТЦО) [2].

Головний ефект ТЦО досягається в процесі аустенізації при багаторазовому нагріванні металу до температури вище точки A_{C1} , протіканні процесів дифузії точкових дефектів, перерозподілу дислокацій, формування малокутових границь, що приводить до формування дрібнозернистої однорідної структури металу всіх зон термічного впливу сформованих при реалізації основного процесу відновлення.

Перебудова мікроструктури окремих зон відновленої деталі в процесі ТЦО для окремих зон з'єднання починається в різних стартових умовах і відбувається з різною інтенсивністю. Суттєвою є та обставина, що утворення метастабільного аустеніту при нагріванні з'єднання у міжкритичному інтервалі температур відбувається у межах кожного циклу спочатку на більш великих зернах фериту зони перегрівання, потім на великих дендритах зони сплавлення наплавленого металу і в останню чергу – на більш дрібних зернах інших зон.

Утворення дрібнозернистої структури в процесі ТЦО фіксується охолодженням при температурі нижче кінця фазових перетворень, а наступні нагрівання подрібнюють великі зерна, що залишилися, утворюючи в кінці процесу рівномірну дрібнозернисту структуру по всьому об'єму відновленої деталі.

З урахуванням швидкості нагрівання і хімічного складу металу, значень точок A_{C1} і A_{C3} для нього, початкового стану мікроструктури, базові режими ТЦО для окремих сталей мають такі значення (табл.1)

Таблиця 1 – Базові режими ТЦО відновлених деталей

Марка сталі	$T_{\text{нагр}}, ^\circ\text{C}$	Швидкість нагрівання, $^\circ\text{C}/\text{хв}$	$T_{\text{охол.}}, ^\circ\text{C}$	Швидкість охолодження, $^\circ\text{C}/\text{хв}$	Кількість термоциклів
Нп40	810	250	550	100 – 200	7
Нп65Г	835	250	550	100 – 200	7
40Х	820	250	600	100 – 200	9
40ХН	820	500	500	100 - 200	11

де t_n - час першого циклу нагрівання, по закінченню якого на поверхні деталі досягається температура, оптимальна для ТЦО даного металу; $\sum \tau$ - час нагрівання деталі на проміжних термоциклах з температури охолодження до заданої температури; n – кількість термоциклів

Повний час, що витрачається на термообробку визначається як

$$\tau_n = \tau_n + \sum_{i=1}^{n-1} \tau_{i0} + \tau_0,$$

де $\sum \tau_{i0}$ - час, який витрачається на охолодження деталі на проміжних термоциклах з заданої температури до температури охолодження; τ_0 – час, що витрачається на охолодження деталі на останньому термоциклі.

Для умов ТЦО з урахуванням розміру шару металу, у якому відбуваються структурні перетворення

$$R - h_{\text{зТВ}} < r < R + h_{\text{мВ}}$$

де R – радіус циліндричної деталі до відновлення; $h_{\text{зТВ}}$ – розмір зони термічного впливу; $h_{\text{мВ}}$ – товщина металу відновлення.

Початкові умови при проведенні ТЦО відновлених деталей різні в залежності від номера циклу. Для першого циклу початкова температура дорівнює температурі середовища $T_0 = 290^\circ\text{C}$, для всіх інших циклів – кінцевій температурі охолодження попереднього циклу, тобто $T_0 = T_{\text{ох}} = A_{r1} + (20 - 300^\circ\text{C})$.

Необхідна товщина навареної стрічки що забезпечує заплановану довговічність деталі, яка визначається терміном її експлуатації можна виразити як

$$\delta_c \geq \forall \delta_i \in \{P_i\} \leq \forall h_i \in \{h_r, h_x, h_n \dots h_j\},$$

де δ_c - необхідна товщина відновленого шару без врахування припуску на механічну обробку; δ_i – товщина шару, яка визначена по критичному стану руйнівного фактору P_i ; h_j – критично допустима товщина шару по обмеженню j – того фактору; h_m – обмеження по товщині з причини погіршення теплофізичних характеристик; h_n – обмеження по технологічних факторах; h_x - обмеження по товщині, що викликані необхідністю отримання заданого складу металу на поверхні.

Використовуючи данні [3] при $x=0$, де x – поточна координата, яка відраховується від поверхні металу відновлення, для термоциклювання

$$T_n(t) = T_2 + \frac{(T_1 - T_2)\kappa_1}{(1 + \kappa_1)(1 + \kappa_2)} \sum_n (-\kappa)^{n-1} \left[(1 + \kappa_2) \operatorname{erfc} \frac{\delta(n-1)}{\sqrt{a_2 t}} - (1 - \kappa_2) \operatorname{erfc} \frac{\delta n}{\sqrt{a_2 t}} \right].$$

де δ - товщина шару; a – коефіцієнт теплопровідності.

Для $t=0$ початкова температура на поверхні металу відновлення при термоциклуванні

$$T_{\text{почат.}} = \frac{T_1 \sqrt{\rho_1 c_1 \lambda_1} + T_2 \sqrt{\rho_2 c_2 \lambda_2}}{\sqrt{\rho_1 c_1 \lambda_1} + \sqrt{\rho_2 c_2 \lambda_2}}.$$

де ρ - щільність; c - теплоємність; λ - коефіцієнт теплопровідності.

Температура поверхні відновленої деталі в умовах загального нагрівання при термоциклуванні визначається теплофізичним властивостями основного металу і практично не залежить від властивостей металу стрічки.

При нагріванні в процесі ТЦО на поверхні відновленої деталі встановлюється початкова температура $T_{\text{почат.}}$, яка залежить від властивостей металу відновлення. За деяким часом $T_{\text{почат.}}$ змінюється: зменшується, якщо теплопровідність металу відновлення нижча, ніж у основного і підвищується, якщо метал відновлення має більшу теплопровідність ніж основний.

Враховуючи, що між металом відновлення і основним металом існує ідеальний тепловий контакт, на робочій поверхні складеного з двох частин тіла температура міняється за гармонічним законом.

Якщо початок системи координат знаходиться у зоні з'єднання, то система диференціальних рівнянь і граничних умов має вигляд [3]

$$\begin{cases} \frac{\partial T_1(x,t)}{\partial t} = a_1 \frac{\partial^2 T_1(x,t)}{\partial x^2} \\ \frac{\partial T_2(x,t)}{\partial t} = a_2 \frac{\partial^2 T_2(x,t)}{\partial x^2} \end{cases}$$

$$T_1(-\delta, t) = T e^{i\omega t}, \quad T_1(0, t) = T_2(0, t)$$

$$\frac{\lambda_1}{\lambda_2} \frac{\partial T_1(0, t)}{\partial x} = \frac{\partial T_2(0, t)}{\partial x},$$

де T – амплітуда температурних коливань; ω – частота коливань.

У кінцевому вигляді описання температурного поля у металі відновлення і основному металі мають вигляд

$$T_1(x, t) = T \frac{(1 - \kappa) e^{(1+i)\sqrt{\frac{\omega}{2a_1}}x} - (1 + \kappa) e^{-(1+i)\sqrt{\frac{\omega}{2a_1}}x}}{(1 - \kappa) e^{-(1+i)\sqrt{\frac{\omega}{2a_1}}\delta} - (1 + \kappa) e^{(1+i)\sqrt{\frac{\omega}{2a_1}}\delta}} e^{i\omega t},$$

$$T_2(x, t) = \frac{2\kappa T e^{-\left(1+i\sqrt{\frac{\omega}{2a^2}}x\right)} e^{i\omega t}}{(1-\kappa) \left[(1-\kappa) e^{-(1+i)\sqrt{\frac{\omega}{2a^1}}\delta} - (1+\kappa) e^{(1+i)\sqrt{\frac{\omega}{2a^1}}\delta} \right]}$$

де $\kappa = \sqrt{\frac{\rho_1 c_1 \lambda_1}{\rho_2 c_2 \lambda_2}}$ - відношення коефіцієнтів теплоаккумуляції.

У процесі виконання перших термоциклів структурна неоднорідність зон зберігається, хоча й на значно нижчому рівні, що пояснюється складністю протікання дифузійних процесів між зонами, різною інтенсивністю структурної перебудови початкового стану і градієнтом температур нагрівання та охолодження по перерізу деталі за часом.

Однак при подальшому термоциклованні відставання темпів структурної перебудови більш нестійких структур до стабільних скорочується і вирівнюється. Тому у випадку наварювання металевої стрічки при виконанні 11 термоциклів ТЦО утворюється однорідна дрібнозерниста структура із залишковою неоднорідністю по вмісту хімічних елементів.

Мікроструктура в цьому випадку складається з доєвтектоїдного фериту, який утворюється на границях аустенітних зерен, троостіту та продуктів проміжного перетворення (бейніту), при цьому ділянки троостіту більші у порівнянні з перлітом та феритом. По мірі віддалення від металу наплавлення кількість міжпластинчастих складових у перліті стає меншою, а можливість утворення бейніту - мінімальною.

Отримані результати підтверджуються вимірюванням твердості по перерізу відновленої деталі, при цьому твердість структурних складових знаходиться у межах: фериту 180 – 220HV; троостіту – 25- 270HV; бейніту – 300 - 350HV.

Після ТЦО твердість окремих зон нівелюється по відношенню до деякої середньої величини, що в більшості випадків задовольняє експлуатаційним вимогам, які пред'являються до деталі. Якщо отримана твердість недостатня, то після ТЦО необхідно виконати нормалізацію, загартування з відпуском тощо.

Важливим показником структурної перебудови окремих зон термічного впливу в процесі ТЦО є перерозподіл хімічних елементів між зонами та всередині них.

ТЦО призводить до суттєвого зменшення зернистості різних зон, що докорінно змінює положення первинних та вторинних границь зерен у навареному металі та прилягаючих зонах, змушуючи найважливіші хімічні елементи, в основному розташовані на границях зерен, мігрувати у енергетично найбільш сприятливі зони, зі збідненим хімічним складом.

Безумовно, що в результаті формування субструктури підвищується коефіцієнт дифузії, а пластична деформація в мікрооб'ємах, що виникає в

процесі ТЦО, підвищує дифузійну проникливість решітки. У відповідності зі структурною перебудовою змінюються і показники мікротвердості.

Найбільші значення відповідають мікротвердості зони термічного впливу, у якій утворюються структури загартування. Показники мікротвердості не мають вузьких піків і плавно змінюються в межах 2–3 мм від найбільшого значення. ТЦО, знижуючи загальні значення мікротвердості на 15 – 20% від її значень після відновлення, забезпечує практичне нівелювання показників по перерізу з'єднання.

При проведенні ТЦО деталей, відновлених наварюванням металевої стрічки встановлено, що для суттєвого зменшення розміру зерен достатньо 3 – 5 циклів, крім того найкращий результат спостерігається при підвищенні температури нагрівання з 800°C до 840°C. При проведенні 5 циклів ТЦО по схемі 800 – 620°C відбувається дифузія вуглецю з матеріалу з більшим його вмістом у матеріал із меншою концентрацією та утворення об'єднаних зерен у зоні контакту стрічки з поверхнею деталі, границя якого залишається навіть при наступному термоциклюванні. По границях з'єднання, з боку основного металу утворюється дрібнозерниста перлітна структура з розміром зерна 16–20 мкм (8 балів); у прилеглий до границі з'єднання зоні металевої стрічки зерно збільшується і досягає 23 – 40 мкм (6 – 7 балів, рис.1).

При ТЦО по схемі нагрівання-охолодження в діапазоні 840 – 630°C у з'єднанні сталь 40X+08кп позитивні зміни спостерігаються вже при проведенні перших трьох циклів, коли в основному відбуваються руйнування межі з'єднання з утворенням досить рівномірної дрібнозернистої структури вздовж усього перерізу деталі. У колограничній зоні утворюється структура сорбіту, яка поширюється як у зону основного металу, так і в зону металевої стрічки, а розмір зерна при цьому дорівнює 11 – 15 мкм (11 – 12 балів). У перерізі металевої стрічки спостерігається плавна заміна сорбітної структури на ферито-перлітну, ступінь дисперсності якої змінюється з наближенням до лінії роз'єму через хімічну неоднорідність у зоні сплавлення в процесі відновлення.

Зі збільшенням вмісту вуглецю в металі металевої стрічки процес повного перетворення аустеніту у дрібнозернистий ферит ускладнюється і потребує більшої кількості термоциклів (7 – 9). При цьому мікроструктура металу відновлення має дрібнозернистий характер і складається з перліту з феритною оторочкою з розміром зерна 13 – 17 мкм (9 балів). Зі збільшенням кількості термоциклів зберігається дрібнозерниста будова, набуваючи вигляду голкової сорбітної структури із зерном 11 – 12 балів.

При термоциклічній обробці з'єднань, утворених на основі сталей, легованих хромом та марганцем (сталь 45+30ХГСА), спостерігається також помітне подрібнення структури зі зростанням кількості термоциклів з 8 – 9 балів при трьох циклах до 10 – 11 при 7 циклах. Структура навареної стрічки складається із сорбіту відпуску, який плавно переходить у трооститно-бейнітну структуру з мартенситною сіткою, яка утворюється при наварюванні і залишається в процесі проведення ТЦО (рис.2).

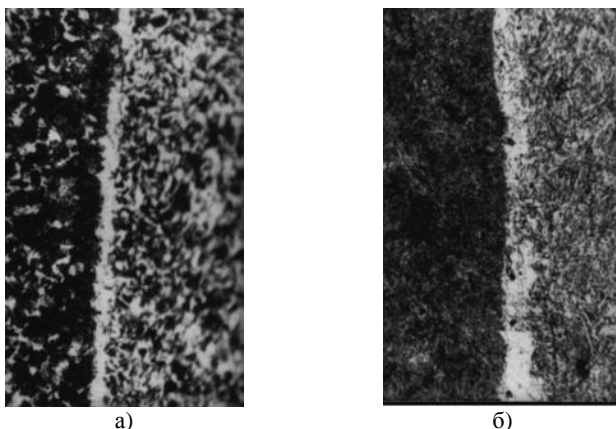


Рис.1. Мікроструктура металу зони контакту деталі зі сталі 40Х, та металевої стрічки зі сталі 08кп: а) – у початковому стані; б) – після ТЦО (x500)

Проте на відміну від низьковуглецевих сталей границя між матеріалом основи та стрічкою розмивається, що свідчить про вирівнювання складу вуглецю та легуючих елементів у результаті ТЦО.

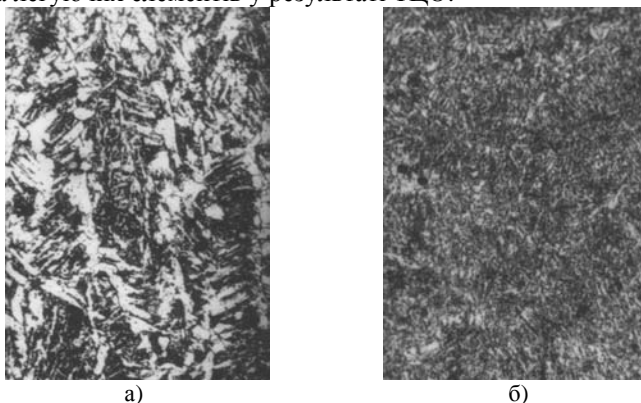


Рис.2. Мікроструктура металевої стрічки з сталі 30ХГСА після відновлення (а) і після ТЦО (б) (x500)

Швидкісне нагрівання з примусовим або природним охолодженням у межах кожного циклу в умовах неглибокого прогрівання дозволяє зберегти глибинні структури деталі, які були отримані на стадії виготовлення у первинному стані, отримуючи основний ефект ТЦО у поверхневому шарі і перехідній зоні деталі.

У процесі ТЦО металевого з'єднання зі сталі 20 + сплав Н36 протягом 7 циклів з швидкістю нагрівання $700^{\circ}\text{C}/\text{с}$ вже після першого циклу в структурі з'єднання міститься аустеніт і мартенсит. Зі збільшенням кількості термоциклів великозерниста структура поступово подрібнюється і вже після 3-х циклів ТЦО діаметр зерна становить 8 – 11 мкм (10 – 11 балів). При

цьому спостерігається деяке підвищення мікротвердості з 2820 до 2920 МПа в зоні металевої стрічки. Але збільшення кількості термоциклів до 5 не дає позитивних результатів: зерно починає збільшуватись, а мікротвердість – зменшуватись.

Наварювання металевої стрічки є процесом локальним без утворення значних спотворень структур. Про це свідчать результати вимірювання термо-е.р.с. по перерізу відновленої деталі. Характерним є зміна значень H_{μ} у районі 0,5 – 0,75 мм від поверхні, що свідчить про утворення у цій зоні структурних прошарків з наявністю структур загартування і структур відпуску, як результат термічного впливу основного процесу (рис.3).

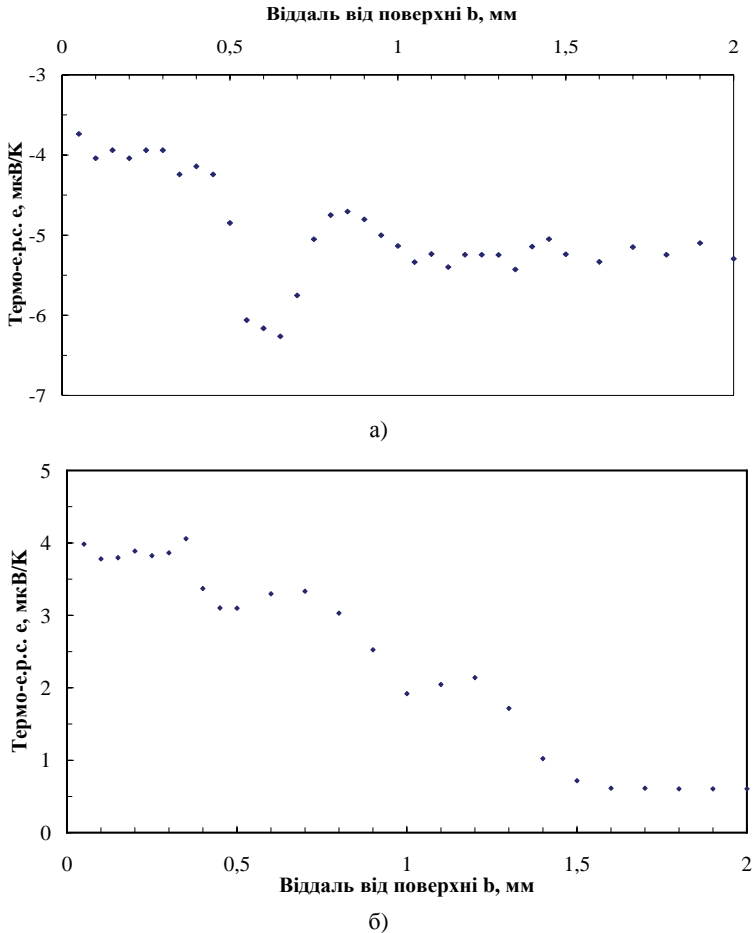


Рис.3.Змінення значень термо-е.р.с. по перерізу металу деталі, відновленої наварюванням металевої стрічки (сталь 40+65Г, 1 – відстань від поверхні):а – у початковому стані, б – після ТЦО

Найбільші значення термо – е.р.с. у початковому стані припадають на вузькі ділянки наплавленого металу, прилегли до основного де утворюються структури з високою твердістю за рахунок концентрації вуглецю, який мігрує у відповідності з рухом теплового потоку.

При цьому картина розподілу термо-е.р.с. після ТЦО при аналогічному зменшенні абсолютних значень має більш складний характер ніж при вимірюванні Нц, що свідчить про більш низький рівень гомогенізації структури.

Між тим максимальний перепад значень термо-е.р.с. не перевищує 15 – 20% по всьому перерізу, що є свідченням загальної нормалізації структури і створення умов для забезпечення рівномірності показників властивостей деталі.

Утворення однорідної мікроструктури різних зон відновленої деталі значною мірою визначається дифузійними процесами при ТЦО, про що свідчать зміни характеру розподілу хімічних елементів по перерізу відновленої деталі(рис.4).

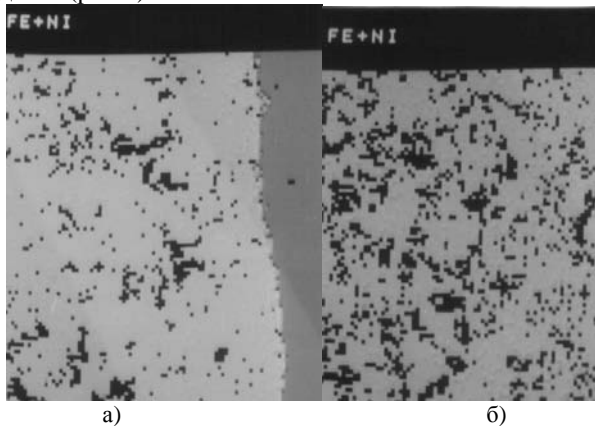


Рис.4.Розподіл хімічних елементів по перерізу деталі зі сталі 20, відновленої наварюванням металеві стрічки зі сталі Н36 у початковому стані (а) і після ТЦО (б) (Ni, Camscan, x1500)

Зміни показників механічних властивостей окремих деталей, відновлених наварюванням металеві стрічки і підданих ТЦО наведені у таблиці 2

Таблиця 2 – Вплив ТЦО на механічні властивості деталей, відновлених наварюванням металеві стрічки

Метал	Стан	σ_B , МПа	σ_T , МПа	δ , %	ψ , %	$\sigma_{згин.}$, МПа	КСУ, Дж/см ²
40+30ХГ СА	Початковий	546	322	17,2	36,4	1147	52
	ТЦО	590	405	24,5	46,7	1337	84
40Х+65Г	Початковий	645	502	15,8	43,3	1246	55
	ТЦО	727	602	18,9	56,3	1420	89

Висновки. Встановлено, що перебудова мікроструктури окремих зон відновленої деталі в процесі термоциклічної обробки починається в різних стартових умовах і здійснюється з різними темпами, але у сукупності з дифузійними процесами, змінами щільності дислокацій та іншими процесами перебудови кристалічної решітки, приходиться до одного результату. При цьому термоциклічна обробка призводить до суттєвого змін зернистості різних зон, що докорінно змінює положення первинних та вторинних кордонів зерен у наплавленому металі й прилягаючих ділянках, змушуючи найважливіші хімічні елементи, в основному розташовані на кордонах, мігрувати у енергетично найбільш сприятливі зони, які збідненні за хімічним складом. Як результат структурної перебудови після ТЦО відбувається покращення механічних властивостей відновленої деталі.

Список літератури: 1.Черновол М.И. и др. Повышение качества восстановления деталей машин. - К.:Техніка, 1989.-169с. 2.Коровайченко Ю.М. Підвищення якості наплавки та зварних з'єднань термоциклічною обробкою: Монографія. –К.: МАУП, 1999. – 240 с. 3.Павлюк С.К. Теоретические основы упрочнения деталей, периодически контактирующих с расплавами металлов, нанесением защитных слоев и покрытий. Дисерт. докт.техн.наук. Могилев, 1990. – 244 с.

Поступила в редколлегию 21.04.2008

УДК 658.52.011

О.Ф. ЄНІКЄЄВ, Ф.М. ЄВСЮКОВА, Л.О. ШИШЕНКО

АНАЛІЗ МОДЕЛІ ПРОЦЕСУ АЛМАЗНОГО ШЛІФУВАННЯ У СЕРЕДОВИЩІ *MATLAB*

На базе методов теории автоматического управления построена и исследована двухкоординатная модель технологического процесса алмазного шлифования.

На базі методів теорії автоматичного керування побудована й досліджена двокоординатна модель технологічного процесу алмазного шліфування.

Вступ. Розробка й впровадження засобів автоматизації технологічних процесів алмазного шліфування твердих сплавів підвищує їхню ефективність. Побудова технічних засобів управління шліфувальними станками базується на розробці та дослідженні детермінованих моделей технологічних процесів. Особливості управління шліфувальними верстатами визначаються на підставі аналізу моделей та враховуються при розробці алгоритмів роботи системи автоматизації.

Розробка математичної моделі. Узагальнена математична модель технологічних процесів алмазного шліфування в даній роботі побудована на прикладі верстата моделі ЗВ624. Конструктивні особливості цього верстата дозволили використовувати як регулюючі впливи поперечну $S_{\text{поз}}$ та