

Інструмент, порошки, пасты

УДК 004.942:621.785:621.9.025.7

В. А. Дутка (м. Київ)

Комп'ютерне моделювання створення перепаду механічних властивостей на поверхні державки твердосплавного різця в результаті гартування після індукційного паяння

Запропоновано використовувати схему інтенсивного охолодження частини сталевий державки твердосплавного різця в процесі гартування після індукційного паяння. За цією схемою охолодження різних частин поверхні державки здійснюється таким чином, щоб отримати в них різний вміст мартенситу для створення перепаду механічних властивостей. Схема проілюстрована на прикладах комп'ютерного прогнозування перепаду механічних властивостей державки зі сталі 35ХГСА твердосплавного різця при гартуванні у водних розчинах полімеру Na-КМЦ та в мастилі I-20. Показано, що шляхом вибору гартівної середовища та схеми охолодження можна забезпечити високий рівень твердості найбільш зношеної частини поверхні державки в процесі роботи різця та її високу ударну в'язкість в зоні кріплення різця в інструменті.

***Ключові слова:** комп'ютерне моделювання, індукційне паяння, гартування, перепад механічних властивостей.*

ВСТУП

Одним зі шляхів підвищення стійкості твердосплавних різців для фрез дорожно-фрезерних машин є збільшення твердості робочої поверхні сталевий державки різця з одночасним забезпеченням міцності державки в зоні її закріплення в кулаці на поверхні фрези дорожно-фрезерної машини. При цьому в зоні на поверхні державки поблизу твердосплавної вставки необхідно забезпечити максимально можливу для даної марки сталі твердість, а в зоні кріплення державки в кулаці фрези — високу ударну в'язкість. Як відомо [1—3], необхідної твердості сталевих деталей досягають в результаті їх загартування. Причому найбільшу твердість можна отримати в результаті швидкого охолодження (зі швидкостями, не меншими від критичної) від температури гартування до температури початку мартенситного перетворення аустеніту. Зі зменшенням швидкості охолодження в процесі

© В. А. ДУТКА, 2010

гартування (в області швидкостей менших від критичної) твердість загартованої сталльної деталі зменшується. Однак при збільшенні тривалості охолодження досягається більша величина в'язкості загартованої деталі [4]. Таким чином, для підвищення стійкості різця потрібно на поверхні його державки створити в результаті загартування перепад механічних властивостей, забезпечивши при цьому в зоні поверхні державки біля твердосплавної вставки по можливості найбільшу твердість.

Відомо [1—6], що механічні властивості загартованої сталльної деталі в значній мірі визначаються її фазовим складом, який формується в результаті нагрівання перед гартуванням та в процесі охолодження під час гартування. Питомий масовий вміст фаз, що утворились в результаті розпаду аустеніту, залежить від температури та швидкості (або тривалості) охолодження в діапазоні 800—500 °С. Тому для отримання на поверхні державки перепаду механічних властивостей необхідно в результаті загартування створити на цій поверхні відповідний перепад величини питомого вмісту фаз в структурі сталі: мартенситу, бейніту, фериту та перліту. Створення такого перепаду вздовж робочої поверхні сталльної державки в результаті загартування після індукційного паяння можна здійснити різними способами. Один із них полягає в нагріванні всієї робочої поверхні державки до температури гартування даної сталі і наступному охолодженні різних частин цієї поверхні з різними швидкостями в діапазоні 800—500 °С по відповідних траєкторіях охолодження таким чином.

МЕТОДИКА ЧИСЕЛЬНИХ ЕКСПЕРИМЕНТІВ

Дана робота присвячена комп'ютерному моделюванню створення перепаду механічних властивостей на робочій поверхні сталльної (сталь 35ХГСА) державки твердосплавного різця в результаті загартування в рідинному середовищі одразу ж після індукційного паяння твердосплавної вставки різця до його державки. Розрахункові схеми для моделювання процесів індукційного паяння різця, охолодження його на повітрі та в процесі гартування представлено на рис. 1. Весь технологічний процес здійснюють наступним чином. На стадії індукційного паяння нагрівання різця протягом 50 с проводять таким чином, щоб до початку гартування на всій поверхні контакту твердосплавної вставки і державки досягнути температури вищої від температури плавлення припою, котрим припаюють вставку різця до державки. При цьому вся робоча поверхня державки — від зони біля вставки до зони поблизу буртика — нагрівається до температури гартування, яка для доевтектоїдної сталі 35ХГСА має бути більшою від температури початку аустенітного перетворення $A_{c3} = 830$ °С на 30—50 град. Після індукційного паяння відбувається інтенсивне охолодження різця на повітрі при перенесенні його від індуктора в гартівну рідину. Тривалість часу охолодження на повітрі (8 с) та величину інтенсивності охолодження вибирають на основі результатів чисельних експериментів такими, щоб до початку гартування встиг затверднути припій на всій поверхні припаювання вставки різця до державки. Після охолодження на повітрі здійснюється загартування державки різця.

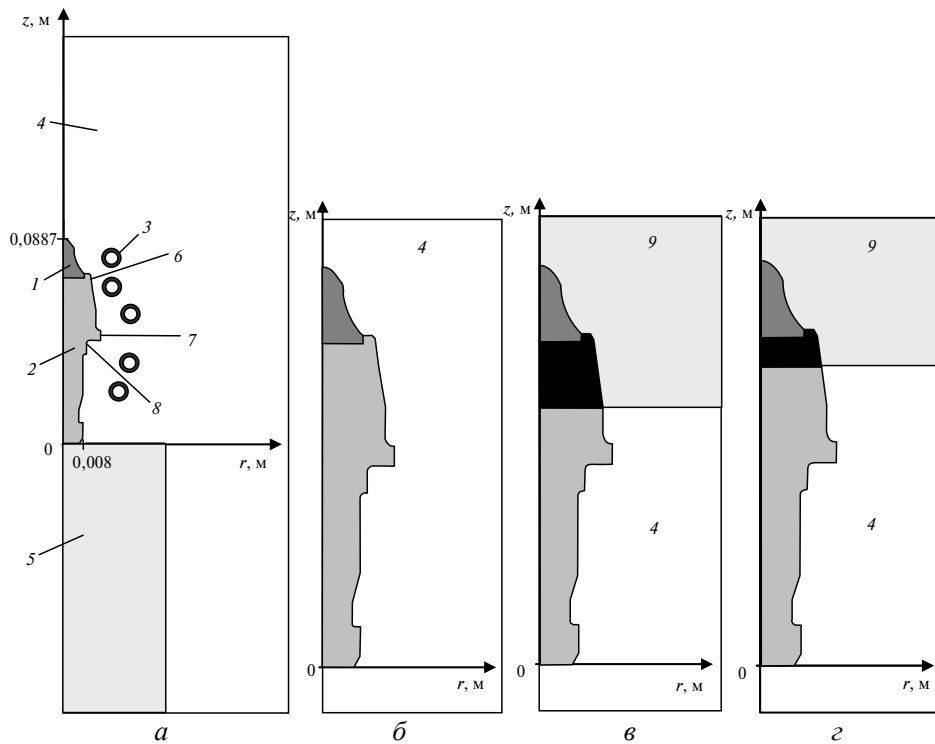


Рис. 1. Розрахункові схеми (половина осевого перерізу просторової області) індукційного паяння різця (*a*), охолодження на повітрі (*б*) та охолодження в гартівній рідині (*в* — схема охолодження 1, *г* — схема охолодження 2): 1 — твердосплавна вставка різця (сплав ВК8); 2 — стальна державка різця; 3 — витки індуктора (мідь); 4 — навколишній повітряний простір; 5 — підставка (вогнетривка цегла); 6 — зона поверхні державки поблизу вставки; 7 — буртик державки; 8 — зона поблизу буртика; 9 — гартівна рідина.

Для комп'ютерного дослідження температурного поля різця на всіх стадіях його термічної обробки було використано чисельну методику [7], яка містить моделі індукційного нагрівання, температурного поля на стадії охолодження на повітрі під час перенесення різця від індуктора в гартівну рідину та в процесі гартування. За результатами обчислень було побудовано графіки зміни в часі температури в досліджуваних точках державки різця в процесі охолодження під час гартування — термокінетичні траєкторії охолодження цих точок. На графіки нанесено межі областей фазових перетворень аустеніту при охолодженні. За траєкторіями охолодження з використанням термокінетичної діаграми (ТКД) для сталі типу 35ХГСА [8] (рис. 2) визначали тривалість охолодження в діапазоні температури 800—500 °С та питомий масовий вміст бейніту, фериту і перліту та мартенситу, що утворились в досліджуваних точках державки в результаті загартування. Слід зауважити, що в [5, 6] та роботах інших авторів питомий масовий вміст аустеніту, утвореного при нагріванні, визначають за формулою Мехеля-Аврамі; питомі частки нових фаз (бейніту, фериту та перліту), утворених при охолодженні, визначають з урахуванням швидкості охолодження також по формулі Мехеля-Аврамі, а питому частку мартенситу з урахуванням уже існуючих питомих складових — за формулою Койстинена-Марбургера.

Для обчислення значень механічних властивостей загартованої державки за хімічним складом сталі, питомим масовим вмістом фаз та тривалістю охо-

лодження в інтервалі 800—500 °С в процесі гартування були використані співвідношення [4]

$$HV = (309 + 494C + 622C^2 + 17,7Mn)M + (234 + 122C)B + (98 + 275C + 15,4Mn)ФП ; (1)$$

$$\sigma_p, \text{МПа} = (798 + 3215C)M + (590 + 960C + 39,7Mn + 200V)B + (297 + 1360C + 60Mn + 140V)ФП; (2)$$

$$\sigma_n, \text{МПа} = (662 + 1610C)M + (500 + 460C - 120C^2 + 150V)B + (187 + 926C + 47Mn + 90V)ФП; (3)$$

$$KCU, \text{КДж/м}^2 = (1,06 - 2,8C + 1,3C^2 - 0,081Mn + 0,054ln t)M + (1,3 - 1,6C - 0,08Mn)B + (1,47 - 1,8C + 0,80C^2 - 0,076Mn - 0,045ln t)ФП. (4)$$

Інтерполяційні формули (1)—(4) отримані в результаті обробки методами регресійного аналізу експериментальних даних [9, 10] для більш ніж 160 сталей, з послідовним виключенням незначущих на рівні 0,1 регресорів. Тут HV — твердість за Віккерсом; σ_p — межа міцності на розтяг; σ_n — межа пропорційності (межа плинності для залишкової деформації); KCU — ударна в'язкість; C, Mn, V — відсотковий вміст в сталі відповідно вуглецю, марганцю та ванадію; $M, B, ФП$ — відносна частина вмісту в досліджуваній точці деталі відповідно мартенситної, бейнітної та ферито-перлітної фаз; t — тривалість охолодження (в секундах) в процесі гартування в інтервалі 800—500 °С.

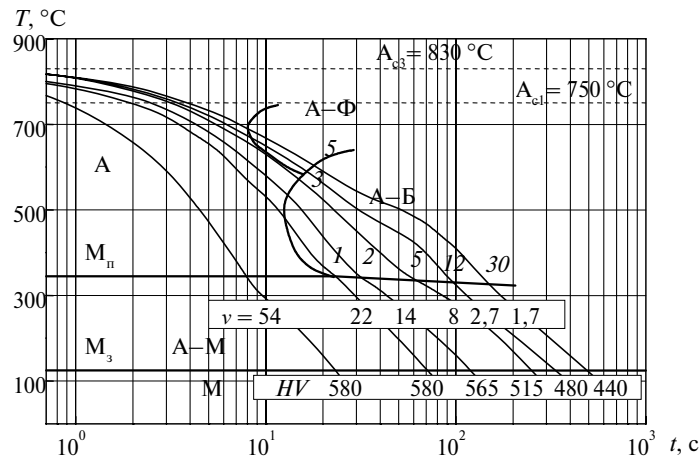


Рис. 2. Термокінетична діаграма перетворення переохолодженого аустеніту для сталі типу 35ХГСА (охолодження від температури A_{c3}) [8]: А — аустеніт, Ф — ферит, Б — бейніт, М — мартенсит; M_n, M_s — температура відповідно початку та завершення мартенситного перетворення аустеніту, v , град/с — швидкість охолодження в інтервалі температур 850—500 °С; цифрами позначено кількість певної фази (% за масою) при виході траєкторії охолодження з відповідної області фазових перетворень.

У результаті попередніх комп'ютерних досліджень було встановлено, що при гартуванні шляхом охолодження в гартівній рідині всієї робочої поверхні державки (нагрітої до температур, вищих від температури A_{c3}), неможливо отримати суттєвий перепад механічних властивостей на її поверхні (наприклад, перепад твердості не більший, ніж декілька одиниць HRC). Тому з метою

отримання значного перепаду механічних властивостей було вибрано схеми інтенсивного охолодження частини робочої поверхні державки (див. рис. 1, в, з), згідно з якими лише певна частина робочої поверхні державки інтенсивно охолоджується в гартівній рідині, а решта частина її поверхні охолоджується набагато повільніше — на повітрі.

Чисельні експерименти проведено для таких параметрів: сила струму в індукторі — 510 А, частота струму — 66000 Гц, коефіцієнт теплообміну на поверхні державки — 90 Вт/м²·град. Величина коефіцієнта теплообміну характеризує охолодження поверхні потоком повітря зі швидкістю 7—10 м/с. У якості гартівних рідин було вибрано водні розчини полімеру Na-КМЦ концентрації 0,5 і 0,65 % та мастило І-20. Графіки температурної залежності коефіцієнтів теплообміну $\alpha = \alpha(T)$ на поверхні металічного зразка при його охолодженні в цих рідинах за кімнатної температури представлено на рис. 3 [11], з якого видно, що охолоджувальна здатність водного розчину полімеру Na-КМЦ в залежності від його концентрації змінюється в широких межах — від близької до охолоджувальної здатності мастила (0,65 %-на концентрація полімеру) і до значень більших від неї в декілька разів (0,5 %-ний вміст полімеру).

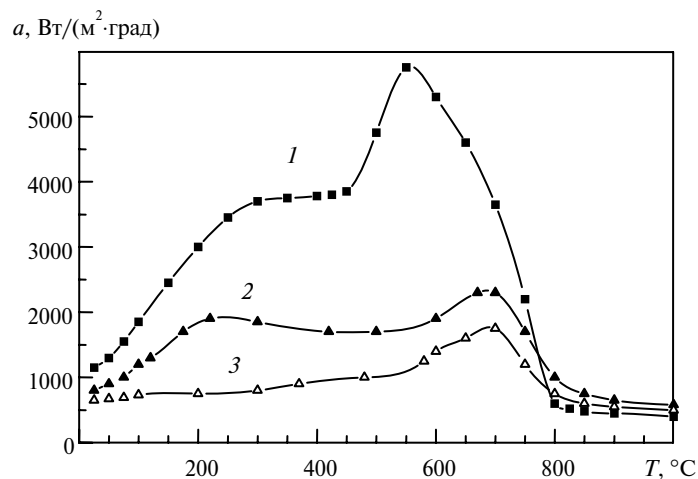


Рис. 3. Температурна залежність коефіцієнта теплообміну металічного зразка при його охолодженні у водному розчині полімеру Na-КМЦ концентрації 0,5 % (1), 0,65 % (2) та в мастилі І-20 (3) [11].

РЕЗУЛЬТАТИ ЧИСЕЛЬНИХ ДОСЛІДЖЕНЬ

На стадії індукційного паяння всю робочу поверхню державки різця — від зони поблизу твердосплавної вставки до зони біля буртика державки (див. рис. 1) — нагрівали вище від температури A_{c3} на 40—160 градусів протягом 50 с (рис. 4, а). В результаті розплавився припій на всій межі контакту державки з твердосплавною вставкою (температура плавлення припою 930 °С), на робочій поверхні державки — від зони поблизу вставки до зони поблизу буртика та в приповерхневих шарах державки відбулося аустенітне перетворення.

Після індукційного нагрівання здійснювалось інтенсивне охолодження різця на повітрі протягом 8 с під час перенесення різця від індуктора в гартівну рідину. За цей час температура всієї поверхні припаювання вставки до державки (див. рис. 4, б, в) стала меншою від температури плавлення при-

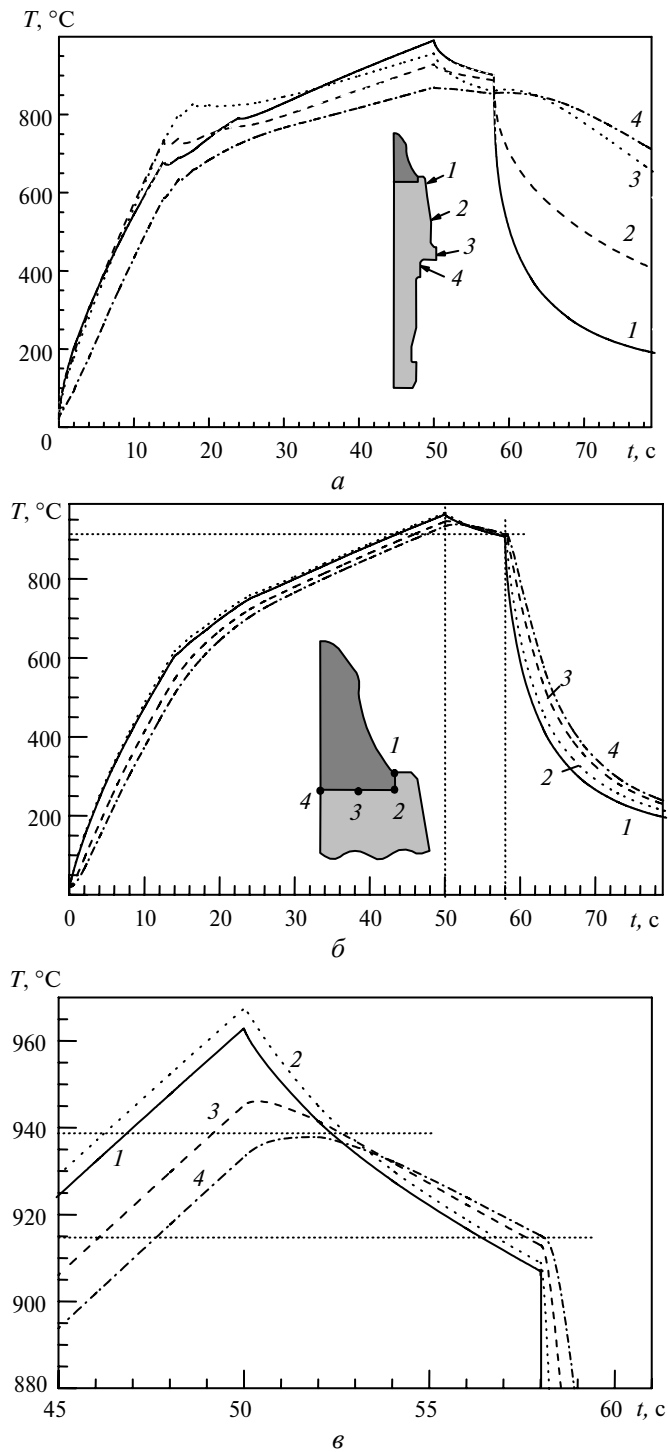


Рис. 4. Зміна температури на поверхні державки різця (а) і на поверхні припаювання твердосплавної вставки до державки (б, в) в процесі індукційного паяння та гартування (частини графіків для часу $t > 58$ с наведено для випадку охолодження за схемою 1 (див. рис. 1, в) в 0,5 %-ному водному розчині полімеру Na-КМЦ при гартуванні).

пою та відбулось затверднення припою на цій поверхні. Причому майже втричі зменшився перепад температури на поверхні припаювання (див. рис. 4, б, в). В результаті інтенсивного повітряного охолодження та внаслідок передачі тепла в різці шляхом теплопровідності температура внутрішніх точок поверхні припаювання (точки 3 і 4 осьового перерізу різця (див. рис. 4, б, в)) на момент початку гартування стала більшою від температури зовнішніх точок цієї поверхні (див. рис. 4, б, в, точка 1). Як видно з рис. 4, а та 5, за весь час охолодження на повітрі перед гартуванням також зменшився майже вдвічі перепад температури на робочій поверхні державки — від 122 °С (момент закінчення індукційного нагрівання) до 53 °С (початок гартування). Отже, на момент початку гартування перепад температури як на поверхні припаювання, так і на робочій поверхні державки — від зони поблизу вставки до зони біля буртика — є незначним.

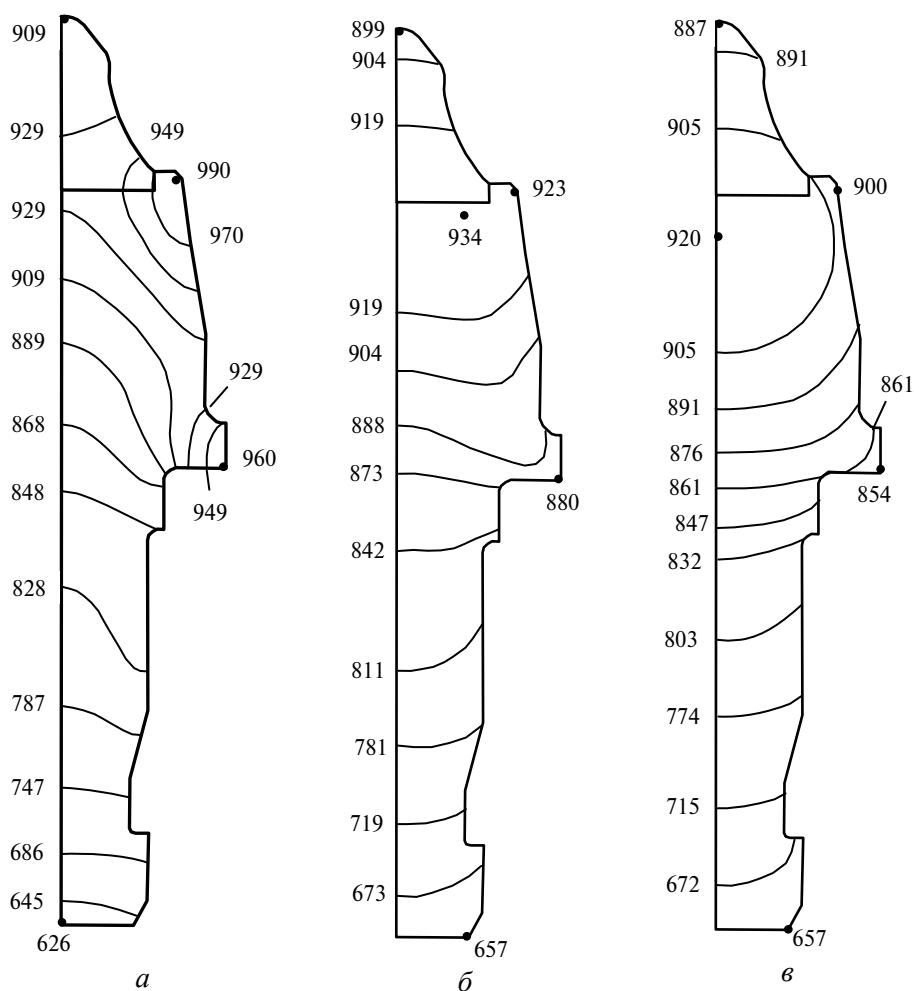


Рис. 5. Температурне поле (°С) різця в різні моменти часу при охолодженні його на повітрі після індукційного нагрівання перед гартуванням: 50 (а), 54 (б), 58 (в) с.

Як бачимо з рис. 5, на початку гартування повністю зникає поверхневий ефект щодо розподілу температури в державці в результаті індукційного нагрівання. Під час охолодження на повітрі цей ефект проявляється лише на

початку охолодження (див. рис. 5, а). Однак внаслідок високої теплопровідності матеріалу державки поверхневий ефект поступово зникає до початку гартування. При цьому максимум температури в державці зміщується з його поверхні (див. рис. 5, а) у внутрішню частину, а саме, на вісь симетрії (див. рис. 5, в). Як видно з рис. 5, в, в початковий момент часу процесу гартування в усіх поперечних перерізах $z = \text{const}$ державки різця, починаючи від зони біля вставки і закінчуючи зоною біля буртика, температура точки поверхні різця менша від температури відповідної точки на його осі симетрії. Тому ніякого впливу поверхневого ефекту на процес гартування сталльної державки немає. Таким чином, до початку гартування перепад температури на поверхні державки суттєво зменшується і повністю зникає поверхневий ефект щодо розподілу температури в державці, який спостерігався під час індукційного нагрівання.

Після затверднення припою, починаючи з моменту часу 58 с, відбувався процес охолодження різця в гартівній рідині. З метою вивчення можливостей створення перепаду механічних властивостей на робочій поверхні державки в результаті її загартування було виконано чисельні дослідження поведінки траєкторій охолодження (ТКД-траєкторій) точок поверхні державки різця для випадків гартування у водних розчинах полімеру Na-КМЦ різної концентрації та в мастилі.

Для того, щоб отримати перепад механічних властивостей вздовж робочої поверхні державки від зони біля вставки до зони поблизу буртика, використовували схеми охолодження частини поверхні державки різця — 1 та 2 (див. рис. 1, в, г), згідно з якими під час гартування охолоджувалась в гартівній рідині вся поверхня твердосплавної вставки і лише певна частина робочої поверхні державки. Тому загартування робочої поверхні державки проводили таким чином: твердосплавну вставку та частину державки різця, як показано на рис. 1, в, г, занурювали в гартівну рідину, а решту об'єму різця охолоджували на повітрі. При використанні схеми 2 (див. рис. 1, г) охолодження державки відбувається приблизно на вдвічі меншій частині її поверхні, ніж при використанні схеми 1 (див. рис. 1, в).

Як показують результати обчислень (рис. 6), у процесі гартування з використанням запропонованих схем охолодження частини державки різця відбувається переміщення фронту охолодження від частини поверхні різця, зануреної в гартівну рідину, до решти об'єму різця, яка охолоджується повітрям. Найбільші градієнти температури в об'ємі різця виникають в початкові моменти гартування. З плином часу градієнти температури зменшуються, а температурне поле в радіальному напрямку в державці різця вирівнюється. Внаслідок переміщення цього фронту відбувається охолодження різних зон поверхні державки різця до температури початку мартенситного перетворення зі значно різними швидкостями. Це є характерним як для гартування в розчині полімеру, так і в мастилі при використанні обох схем охолодження.

З рис. 7—9 видно, що охолодження державки різця у водних розчинах полімеру відбувається швидше, ніж у мастилі, що і можна було очікувати на підставі аналізу графіків температурної залежності коефіцієнта теплообміну при охолодженні металічного зразка в цих рідинах (див. рис. 3). Тривалість охолодження кожної з точок 1—5 робочої поверхні державки різця як до температури 500 °С, так і до температури початку мартенситного перетворення аустеніту зростає по мірі збільшення відстані від точки до твердосплавної вставки.

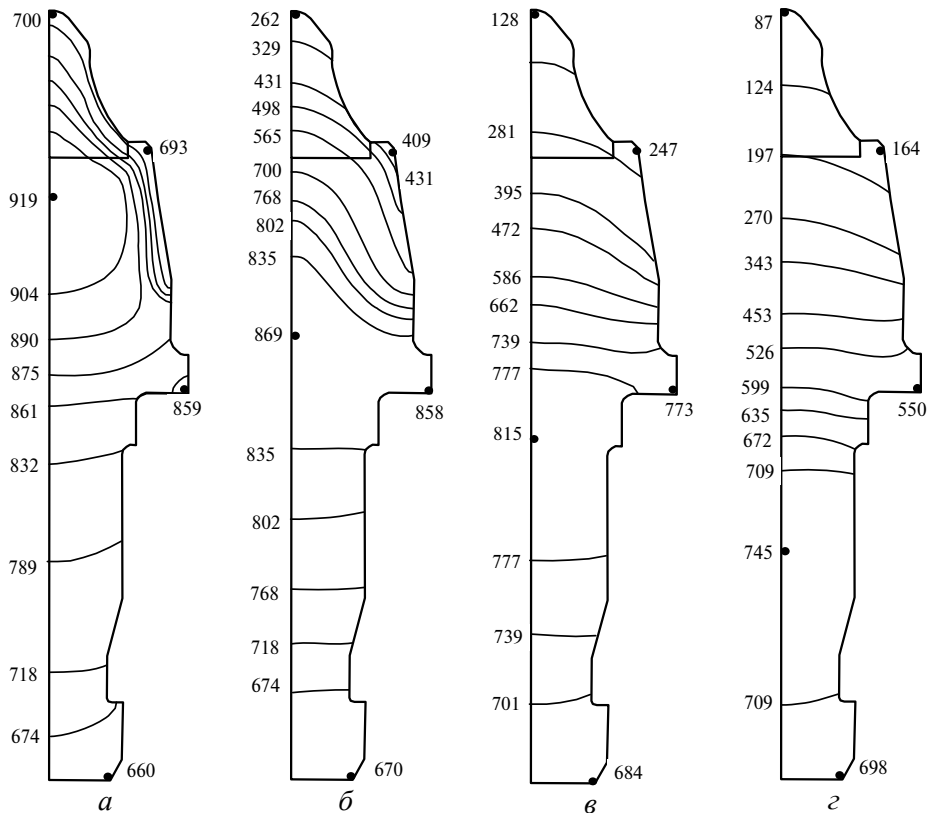


Рис. 6. Температурне поле ($^{\circ}\text{C}$) різця під час його охолодження у водному розчині полімеру Na-КМЦ 0,5 %-ної концентрації (охолодження по схемі 1 (див рис. 1, в) в різні моменти часу: 58,3 (а), 62,1 (б), 70,7 (в), 88 (г) с.

Як видно з рис. 7 та 8, при використанні схем охолодження 1 та 2 траєкторії охолодження точок поверхні державки різця біля вставки та точок поверхні державки поблизу буртика входять в область мартенситного перетворення за суттєво різні проміжки часу від початку гартування. Так, ТКД-траєкторії точок поверхні державки біля вставки за порівняно невеликий час — від 6 до 20 с, обминувши область фазового перетворення аустеніту в бейніт, прямують в область мартенситного перетворення аустеніту. Однак за цей час траєкторії охолодження точок зони біля буртика ще не увійшли в область феритно-перлітних перетворень аустеніту і температура цих точок зменшилась незначно. В область мартенситного перетворення аустеніту траєкторії вказаних точок потрапляють за значно більший час охолодження — від 70 до 140 с, пройшовши через області фазових перетворень аустеніту в ферит і перліт та аустеніту в бейніт. Використовуючи дані ТКД для сталі 35ХГСА (див. рис. 2), на основі поведінки траєкторій охолодження (див. рис. 7, 8) неважко визначити, що в результаті загартування величина твердості державки в зоні біля вставки може досягти 580 одиниць за шкалою HV або 54 HRC — максимуму для цієї сталі (згідно з ТКД). Для переведення одиниць вимірювання твердості HV у одиниці HRC використано табличні дані з [12], представлені у вигляді графіка на рис. 10. Розрахунки твердості за формулою (1) дають її величину в зоні біля вставки 575 HV , яка є близькою до наведеної вище величини 580 HV . Дані про хімічний склад сталі 35ХГСА (табл. 1) використано з [13].

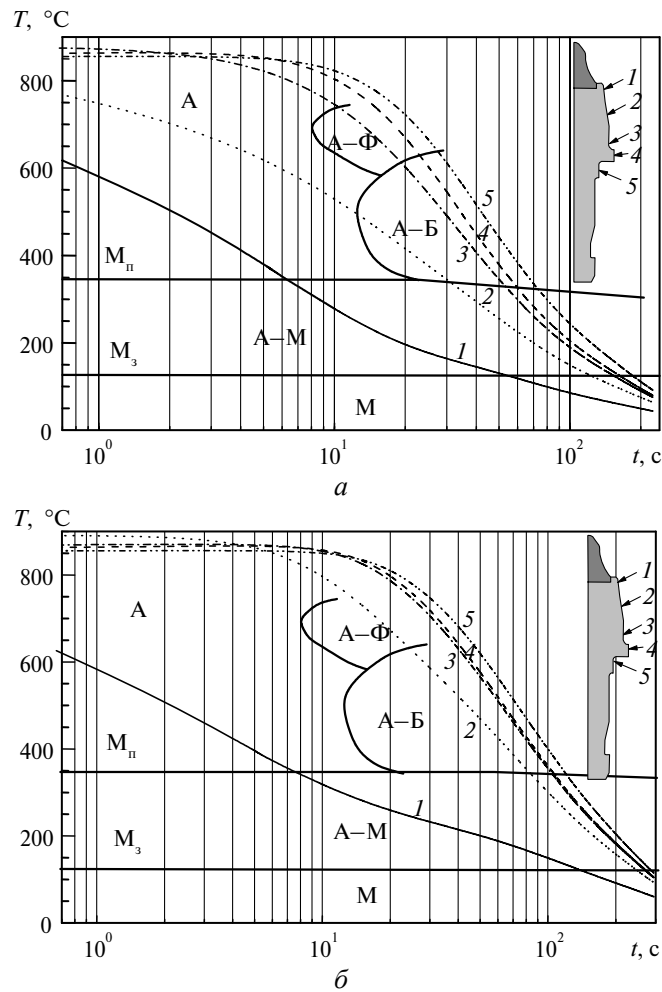


Рис. 7. Термокінетичні траєкторії охолодження поверхні державки різця у водному розчині полімеру Na-КМЦ концентрації 0,5 % за схемами 1 (а) та 2 (б) (на рис. 7—9 відлік часу вказано від початку процесу гартування).

Таблиця 1. Хімічний склад сталі 35ХГСА, % (за масою)

C	Si	Mn	Cr	P	S	Cu	Ni
				не більше, ніж			
0,32—0,39	1,10—1,40	0,80—1,10	1,10—1,40	0,025	0,025	0,30	0,30

Величини межі міцності на розтяг σ_p та межі пропорційності σ_p , обчислені за формулами (2) і (3) в точці I державки різця, відповідно дорівнюють 1923 та 1226 МПа. Значення межі міцності на розтяг ($\sigma_p = 1923$) узгоджується з одним з найбільших її значень $\sigma_p = 1910$ МПа, наведеним в [13] для сталі 35ХГСА, загартованої до твердості 52 HRC. Значення величин HV, σ_p , σ_p , KCU, обчислені за формулами (1)—(4), наведено в табл. 2. Ці значення добре узгоджуються зі значеннями, наведеними у [8, 13] для деталей зі сталі 35ХГСА, загартованих у різних гартівних рідинах при різних режимах гартування. На підставі узгодження цих даних можна зробити висновок про

адекватність моделювання за допомогою інтерполяційних формул (1)—(4) механічних властивостей загартованих деталей зі сталі 35ХГСА. У табл. 2 наведено також величини відносного вмісту мартенситної, бейнітної та ферито-перлітної фаз в досліджуваних точках загартованої поверхні державки різця та величини тривалості охолодження цих точок до температури 500 °С, котрі визначали графічно за траєкторіями охолодження, наведеними на рис. 7—9. Номери точок 1 і 5 на поверхні державки стосуються цих рисунків.

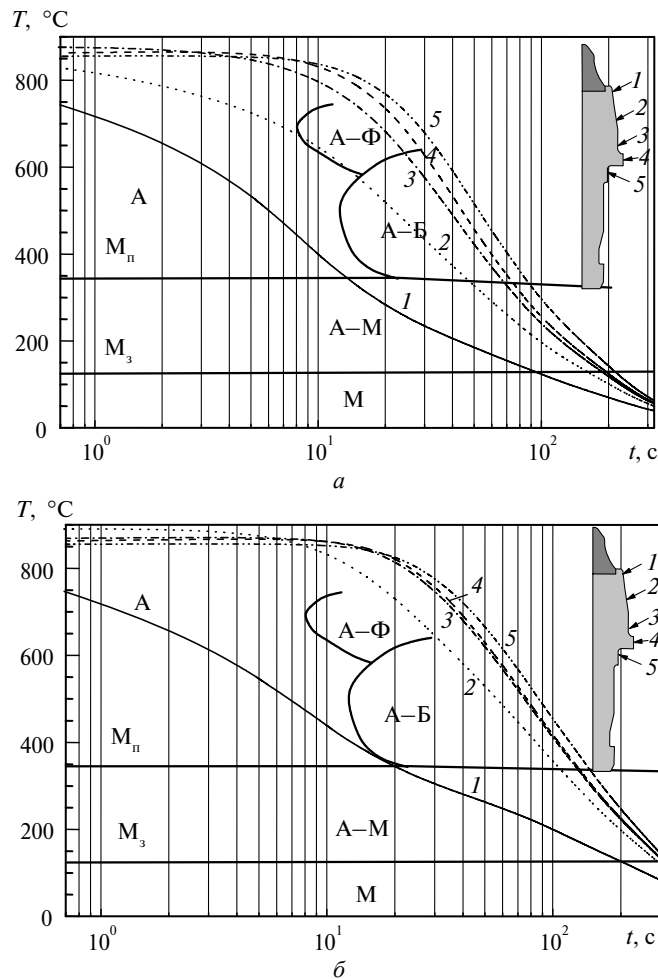


Рис. 8. Термокінетичні траєкторії охолодження поверхні державки різця у водному розчині полімеру Na-КМЦ концентрації 0,65 % за схемами 1 (а) та 2 (б).

Для розглянутих випадків загартування в розчинах полімеру (див. рис. 7, 8) прогнольні значення твердості поверхні державки різця біля вставки в результаті гартування досягають максимальної величини для сталі типу 35ХГСА — 54 HRC. На 1—2 одиниці HRC є меншою твердість цієї частини державки різця в результаті гартування в мастилі (див. рис. 9, табл. 2).

При переході від використання 0,5 %-ного розчину полімеру Na—КМЦ до використання гартівної рідини з меншою охолоджувальною здатністю — 0,65 %-ного розчину полімеру — траєкторії охолодження зсуваються в додатньому напрямі осі часу (див. рис. 7, 8). Ще більший зсув траєкторій охоло-

лодження в цьому напрямі спостерігається при переході до використання гартівної рідини з іще меншою охолоджувальною здатністю — мастила I-20 (див. рис. 9). Зміщення траєкторій охолодження в додатньому напрямі осі часу відбувається також при переході від використання схеми охолодження 1 до схеми 2. Цей перехід можна вважати рівнозначним використанню гартівної рідини з меншою охолоджувальною здатністю. Наслідком зміщення траєкторій охолодження вздовж осі часу є, як правило, зміна величин механічних властивостей поверхні державки різця та розподілу цих властивостей на даній поверхні.

Таблиця 2. Прогнозні значення механічних властивостей в точках поверхні сталі державки різця

Гартівна рідина	Схема охолодження	Номер точки на поверхні державки	Час охолодження t, c	Фазовий склад, % (за масою)			HRC	KCU, кДж/м ²	σ_p , МПа	σ_n , МПа
				М	Б	ФП				
0,5 %-ний розчин Na-КМЦ	1	1	2	100	0	0	54	200	1923	1226
		5	42	75	10	15	48	450	1663	1067
	2	1	2,2	100	0	0	54	205	1923	1226
		5	72	50	25	25	41	531	1410	913
0,65 %-ний розчин Na-КМЦ	1	1	6	100	0	0	54	259	1923	1226
		5	53	65	15	20	46	482	1561	1005
	2	1	7	100	0	0	54	267	1923	1226
		5	88	40	30	30	38	560	1307	850
I-20	1	1	17	96	4	0	53	329	1885	1202
		5	80	50	25	25	41	533	1410	913
	2	1	27	88	12	0	52	379	1808	1156
		5	130	30	40	30	35	587	1211	793

Як видно з рис. 8, б, ТКД-траєкторія точки 1 зони поверхні державки біля вставки є одним з гранично можливих положень траєкторій охолодження, котрі потрапляють за найбільший (20 с) для даної сталі час в область мартенситного перетворення, обминувши при цьому область бейнітного перетворення аустеніту. Приймаючи до уваги пряму пропорційність величин ударної в'язкості та тривалості охолодження, можна зробити висновок, що в результаті загартування у водному розчині полімеру при вибраній схемі охолодження можна досягти в зоні біля вставки найбільшої ударної в'язкості $KCU = 267$ кДж/м² при максимально можливій твердості для сталі 35ХГСА — 54 HRC (див. табл. 2).

При гартуванні у водних розчинах полімеру при переході від схеми охолодження 1 до схеми 2 збільшується майже вдвічі перепад між величинами твердості в зоні поверхні державки біля вставки (точка 1) і в зоні поблизу буртика (точка 5) (див. табл. 2). Збільшується при цьому також ударна в'язкість (див. табл. 2), оскільки зростає тривалість охолодження. Однак величини межі міцності на розтяг та межі плинності в зоні біля вставки залишаються на однаковому рівні близькому до максимального значення для даної сталі при кімнатній температурі. Величини цих меж в зоні поблизу

буртика зменшуються, внаслідок чого перепад їх значень зростає при переході від схеми 1 до схеми 2.

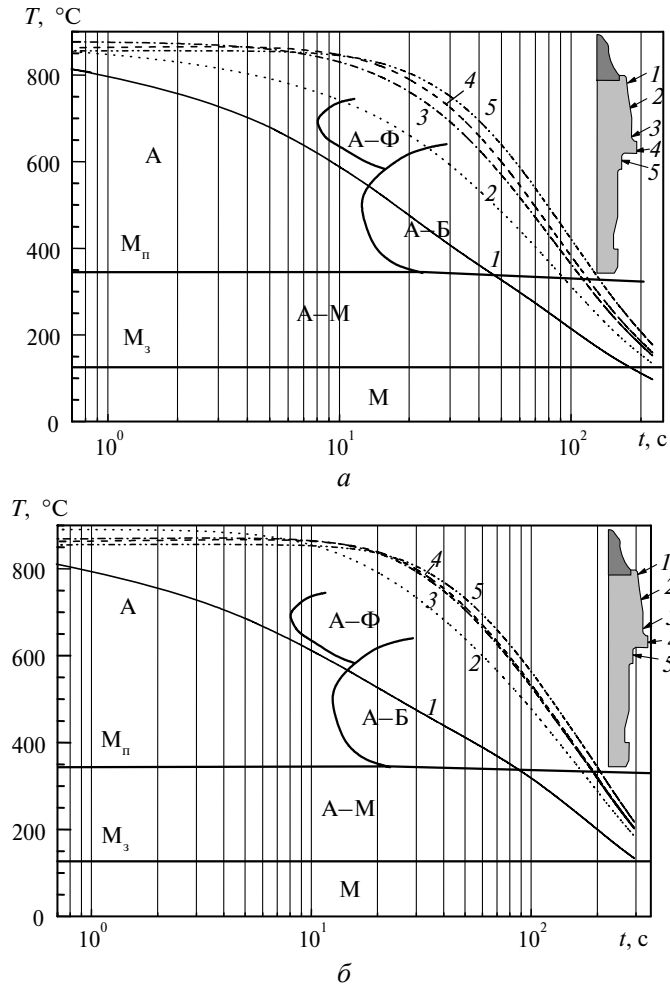


Рис. 9. Термокінетичні траєкторії охолодження поверхні державки різця в мастилі I-20 температури 20 °С за схемами 1 (а) та 2 (б).

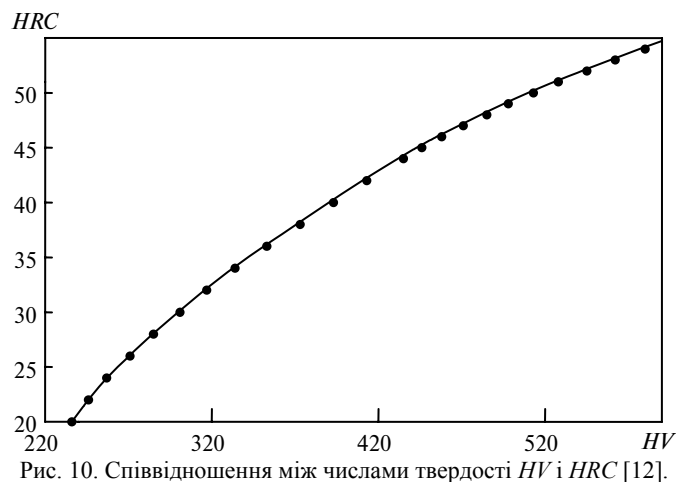


Рис. 10. Співвідношення між числами твердості HV і HRC [12].

При переході до гартівної рідини з меншою охолоджувальною здатністю тривалість охолодження державки різця збільшується. Тому, як показують результати обчислень (див. рис. 7—9, табл. 2), ударна в'язкість державки різця при цьому збільшується, а величини твердості та межі міцності на розтяг і межі плинності зменшуються.

Охолодження в мастилі відбувається повільніше (див. рис. 9), ніж у полімерному середовищі. Однак у цьому випадку поведінка траєкторій охолодження точок державки різця подібна до поведінки траєкторій охолодження цих точок при гартуванні в розчині полімеру. Так, траєкторії охолодження точок поверхні державки біля вставки потрапляють в область мартенситного перетворення аустеніту також набагато швидше — за 55—90 с від початку гартування, ніж траєкторії точок поверхні біля буртика — за 120—200 с. Однак ТКД-траєкторії точок поверхні державки біля вставки проходять через область фазового перетворення аустеніту в бейніт і на момент виходу з цієї області у вказаній частині поверхні державки міститься від 4 до 40 % бейніту (див. рис. 2, 9 і табл. 2). Звідси випливає, що, згідно з даними ТКД для сталі 35ХГСА, загартувати на максимальну твердість поверхню державки різця в мастилі I-20 з використанням схем 1 і 2 неможливо. Проте в зоні біля вставки досягається рівень твердості близький до максимального для даної сталі — 53 і 52 HRC відповідно для випадків використання схем охолодження 1 і 2. Порівняно з гартуванням у полімерному середовищі при гартуванні в мастилі можна отримати більшу ударну в'язкість всієї робочої поверхні державки різця, більший перепад твердості на цій поверхні, однак менший перепад ударної в'язкості.

Схема охолодження 2 відрізняється від схеми 1 більшою локалізацією джерела охолодження поверхні державки. Тому при переході до схеми 2 спостерігається зростання перепаду механічних властивостей на поверхні державки. Наприклад, в результаті гартування в полімерних середовищах при використанні схеми охолодження 2 перепад на поверхні державки різця величин ударної в'язкості, меж міцності та плинності значно більший, ніж при використанні схеми 1, а саме: KCU — на 35 %, σ_p і σ_n — на 70—97 % (див. табл. 2). В результаті загартування в мастилі різниця між перепадами на поверхні державки різця величин твердості, ударної в'язкості та меж міцності для випадків використання схем охолодження 1 і 2 значно менша, ніж для випадку гартування в полімерному середовищі. Так, перепад значень твердості на поверхні державки різця у випадку використання схеми 2 на 42 % більший, ніж у випадку використання схеми 1, для σ_p і σ_n перепад більший на 25 %. Однак перепад ударної в'язкості в результаті загартування в мастилі практично однаковий для обох випадків.

Як і в полімерному середовищі, в результаті гартування в мастилі при використанні схеми 2 можна отримати більшу ударну в'язкість державки і менші величини меж міцності, ніж при використанні схеми охолодження 1.

За результатами розрахунків було побудовано в площині осьового перерізу різця картини розподілу величин твердості, ударної в'язкості та меж міцності на бічній поверхні державки та на поверхні припаювання твердосплавної вставки до державки. На рис. 11 наведено ілюстрації розподілу цих величин для випадку гартування у водних розчинах полімеру та в мастилі при використанні схеми охолодження 2. Видно, що в результаті гартування у водних розчинах полімеру твердість поверхні державки різця більша, ніж при загартуванні в мастилі. Однак в результаті загартування в мастилі можна отримати більшу величину ударної в'язкості як на робочій поверхні державки

різця, так і в зоні поверхні припаювання твердосплавної вставки до державки. Перепад твердості на поверхні припаювання незначний. Ударна в'язкість на осі поверхні припаювання більша, ніж в зоні на бічній поверхні державки біля вставки.

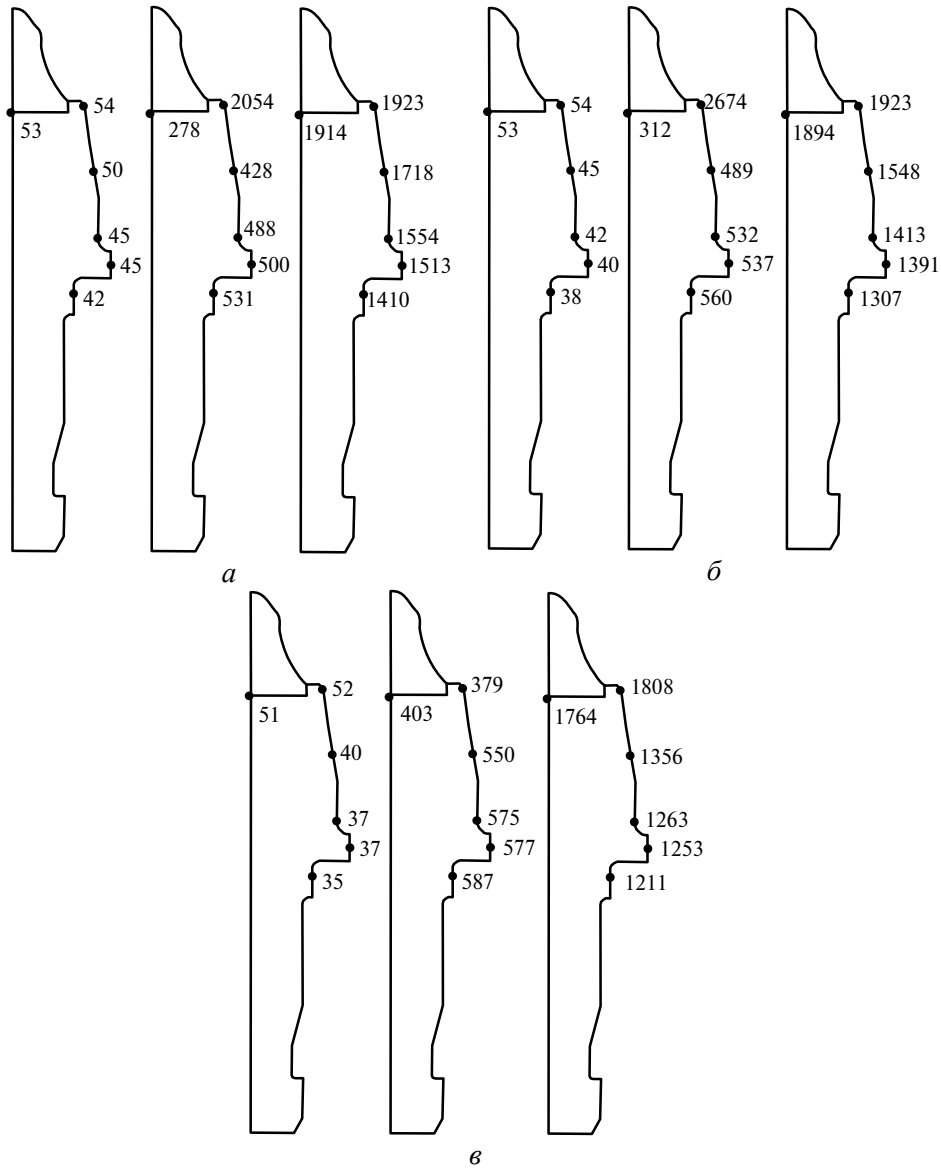


Рис. 11. Розрахункові значення твердості (HRC), ударної в'язкості (KCU , кДж/м^2) та межі міцності на розтяг (σ_p , МПа) на поверхні державки різця та на поверхні припаювання вставки різця до державки в результаті гартування у 0,5 %-ному (а), 0,65 %-ному (б) водних розчинах Na—КМЦ та у мастилі I-20 (в); схема охолодження 2.

При переході до гартування в рідинах з меншою охолоджувальною здатністю зменшується твердість поверхні державки, однак при цьому збільшується перепад твердості на поверхні державки, збільшується також ударна в'язкість як на бічній поверхні державки, так і в зоні поверхні припаювання вставки до державки. Як бачимо з рис. 11, в результаті загартуван-

ня в мастилі величина твердості державки в зоні біля вставки незначно (на 4 %) менша, ніж у випадку гартування в полімерному середовищі. У зоні поблизу буртика ця різниця є більшою і дорівнює 17 %. Однак величина ударної в'язкості в зоні біля вставки в результаті гартування в мастилі суттєво (на 30—42 %) більша, ніж у полімерному середовищі. У зоні поблизу буртика ця різниця є значно меншою і дорівнює 10 %. Таким чином, в результаті загартування в мастилі можна отримати рівень твердості державки в зоні біля твердосплавної вставки практично такий, як і в результаті загартування в полімерному середовищі, однак значно більшу ударну в'язкість в цій частині об'єму державки різця.

Одержані результати є прогнозними. Для відпрацювання режимів гартування та вибору схеми охолодження при гартуванні необхідно проведення лабораторних досліджень. Однак отримані результати дають змогу спрогнозувати вплив режиму гартування на характер розподілу механічних властивостей на поверхні державки. Отримані результати ілюструють можливість створення розподілу величин механічних властивостей на поверхні державки твердосплавного різця в результаті загартування після індукційного паяння. Це засвідчує можливість управління процесами індукційного паяння та гартування з метою забезпечення високої міцності різця і в кінцевому підсумку його високої експлуатаційної стійкості.

ВИСНОВКИ

Для створення розподілу механічних властивостей на поверхні державки твердосплавного різця в результаті загартування після індукційного паяння запропоновано використовувати схему інтенсивного охолодження частини поверхні державки в процесі гартування. В результаті чисельних експериментів показано, що шляхом вибору гартівної рідини та схеми охолодження при загартуванні можна отримати розподіл механічних властивостей на поверхні державки в широкому діапазоні, забезпечивши при цьому високий рівень твердості найбільш зношеної частини поверхні державки в процесі роботи різця та високу ударну в'язкість в зоні кріплення державки різця в інструменті.

Встановлено, що величини перепаду на поверхні державки таких механічних властивостей, як твердість, межа міцності на розтяг та межа плинності, суттєво залежать від величини охолоджуваної частини поверхні державки у випадку гартування як у розчинах полімеру, так і в мастилі. Величина перепаду ударної в'язкості на поверхні державки в результаті загартування в розчинах полімеру також суттєво залежить від величини охолоджуваної частини поверхні державки. Однак в результаті загартування в мастилі величина перепаду ударної в'язкості є практично однаковою для обох схем охолодження в процесі гартування.

Показано, що в результаті загартування в мастилі можна отримати рівень твердості державки в зоні біля твердосплавної вставки практично такий самий, як і в результаті гартування в полімерному середовищі, однак значно більшу ударну в'язкість, що є важливим для забезпечення високої стійкості різця в умовах його роботи при інтенсивних динамічних навантаженнях.

Предложено использовать схему интенсивного охлаждения части стальной державки твердосплавного резца в процессе закалки после индукционной пайки. Согласно этой схеме охлаждение разных частей поверхности державки осуществляют таким образом, чтобы получить в них различное содержания мартенсита для создания перепада механических свойств. Схема проиллюстрирована на примерах компьютерного

прогнозирования перепада механических свойств державки из стали 35ХГСА твердосплавного резца при закаливании в водных растворах полимера Na—КМЦ и в масле И-20. Показано, что путем выбора закалочной среды и схемы охлаждения можно обеспечить высокий уровень твердости наиболее изнашиваемой части поверхности державки в процессе работы резца и высокую ударную вязкость в зоне крепления резца в инструменте.

Ключевые слова: компьютерное моделирование, индукционная пайка, закалка, перепад механических свойств.

A scheme of intensive cooling of a portion of the steel holder of a carbide-tipped tool bit during its quenching after induction brazing is put forward. The scheme implies that cooling of various portions of the holder working surface is carried out in such a way that they should have different martensite content, resulting in a differential of mechanical properties. The scheme is illustrated by some examples of computer modeling of the mechanical properties differential for a 35KhGSA steel holder of a carbide-tipped tool bit in the cases of quenching in aqueous solutions of Na—KMTs polymer and in quenching oil I-20. It is demonstrated that by choosing an appropriate quenchant and cooling scheme one can impart high hardness to the major-wear portion of the holder and high impact toughness to the zone of the tool bit fixing in a milling cutter.

Key words computer modeling, induction brazing, quenching, hardness, differential of mechanical properties.

1. Гуляев А. П. *Металловедение*. — М.: Металлургия, 1977. — 548 с.
2. Лахтин Ю. М. *Металловедение и термическая обработка металлов*. — М.: Металлургия, 1984. — 360 с.
3. Попов Л. Е., Попов А. А. *Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-раствора в сплавах титана: Справ. термиста*. — М.: Металлургия, 1991. — 504 с.
4. Касаткин О. Г., Зайффарт П. Влияние химического и фазового состава зоны термического влияния на ее механические свойства при дуговой сварке низколегированных сталей // *Автоматическая сварка*. — 1984. — № 2. — С. 5—10.
5. Gaude-Fugarolas D. Phase transformations in steel during induction hardening // *Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах: Сб. тр. Второй междунар. конф., 13—17 сент. 2004 г., п. Кацивели, Крым, Украина*. — Киев: Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, 2004. — С. 220—224.
6. Пекарска В. Численное моделирование структуры металла в ЗТВ при сварке стали повышенной прочности // *Автоматическая сварка*. — 2008. — № 4. — С. 9—14.
7. Дутка В. А. Порівняльний аналіз результатів загартування державки твердосплавного різця в різних рідинних середовищах після індукційного паяння // *Сверхтв. материалы*. — 2009. — № 3. — С. 84—93.
8. Шориоров М. Х., Белов В. В. *Фазовые превращения и изменения свойств стали при закалке. Атлас*. — М.: Наука, 1972. — 220 с.
9. Seeffarth P., Meyer B., Scharff A. *Großer Atlas Schweiß-ZTU-Schaubilder*. — Düsseldorf: Deutscher Verlag für Schweißtechnik DVS-Verlag Gmb, 1992. — 175 s.
10. Seeffarth P. *Schweiß-ZTU-Schaubilder*. — Berlin: Verlag Technik, 1982. — 233 s.
11. Захаров А. В., Эйсмонт Ю. Э., Щербакова Л. П. и др. Исследование возможности использования полимерной среды Na-КМЦ для закалки рельсов и деталей рельсовых креплений // *Металловедение и термическая обработка металлов*. — 1991. — № 4. — С. 24—27.
12. Мягков В. Д. *Краткий справочник конструктора*. — М.-Л.: Машгиз, 1963. — 544 с.
13. Сорокин В. Г., Волосникова А. В., Вяткин С. А. и др. *Марочник сталей и сплавов*. — М.: Машиностроение, 1989. — 640 с.

Ин-т надтвердых матеріалів
ім. В. М. Бакуля НАН України

Надійшла 12.11.09