

# Інструмент, порошки, пасты

УДК 622.24.051:536.2:004.942

**В. А. Дутка** (м. Київ)

## **Прогнозування зміцнення поверхні державки твердосплавного різця в результаті загартування після індукційного паяння**

*Приведено результати чисельного прогнозування можливості зміцнення робочої поверхні сталюї державки твердосплавного різця в результаті загартування у водних розчинах солей і основ після індукційного паяння різця. При цьому використано розроблену раніше комп'ютерну модель температурного поля твердосплавного різця в процесі його індукційного паяння, охолодження на повітрі при перенесенні від індуктора в гартівне середовище та при охолодженні в гартівній суміші. Приведено прогностичні оцінки товщини загартованого приповерхневого шару та величини твердості робочої поверхні державки для різних режимів гартування.*

**Ключові слова:** комп'ютерне моделювання, гартування, фазові перетворення, твердість, загартований шар.

**Вступ.** Для підвищення зносостійкості твердосплавних різців обертального типу для фрез дорожньо-фрезерних машин на заключному етапі їх виготовлення проводять загартування поверхні сталюї державки. Необхідність загартування зумовлена значною різницею твердості твердого сплаву (88 HRA (71—72 HRC)), з якого виготовлена вставка різця, та сталі (240—250 HB (24—25 HRC)) [1], яку використовують для виготовлення державки. Зносостійкість цих матеріалів при роботі по абразивних матеріалах (асфальтобетон, тверді гірські породи) пропорційна їх твердості. Велика різниця між твердістю вказаних матеріалів призводить до інтенсивного зношування в процесі роботи сталюї державки різця в той час, коли рівень зношування твердосплавної вставки є іще порівняно незначним. Тому метою загартування державки твердосплавного різця є суттєве підвищення твердості її робочої поверхні в зоні біля твердосплавної вставки. При цьому необхідно забезпечити також високу в'язкість державки в зоні, яка працює, в основному, на згин при закріпленні різця в кулаці на поверхні фрези дорожньо-фрезерних машин.

Одним із шляхів ефективного вирішення даного завдання є загартування робочої поверхні державки. При здійсненні технологічного процесу загарту-

вання важливо мати інформацію про можливість досягнення певних показників твердості та товщини загартованого шару поверхні державки в результаті його реалізації. Метою даної роботи є вивчення можливостей здійснення такого загартування у водних розчинах солей і основ, котрі широко використовують в якості гартівних середовищ. Матеріалом державки різця було вибрано сталь 35ХГСА, яка серед інших марок сталей є кращою по ряду техніко-економічних показників [2]. Роботу було виконано в кілька етапів. На першому етапі проведено аналіз літературних даних щодо зміцнення сталевих деталей в результаті загартування. На другому — обчислено розподіл температури в об'ємі твердосплавного різця в процесі його гартування у водних розчинах солей і основ. На третьому етапі за отриманими результатами обчислень та з використанням термокінетичних діаграм для сталей здійснено спробу прогнозування фазових перетворень та рівня твердості в об'ємі державки різця в результаті його загартування, визначено можливість суттєвого підвищення твердості поверхні державки різця в результаті загартування у водному розчині солей і основ.

**Аналіз інформації про зміцнення сталевих деталей в результаті загартування.** Спочатку було проаналізовано експериментальні дані впливу компонентів сталі — вуглецю, марганцю, алюмінію, нікелю, хрому і т. п. — на можливість досягнення в деталях максимального рівня твердості в результаті загартування [3]. Найбільший вплив на досягнення максимальної величини (57 *HRC*) твердості сталі 35ХГСА в результаті загартування має відсотковий вміст в ній вуглецю (рис. 1).

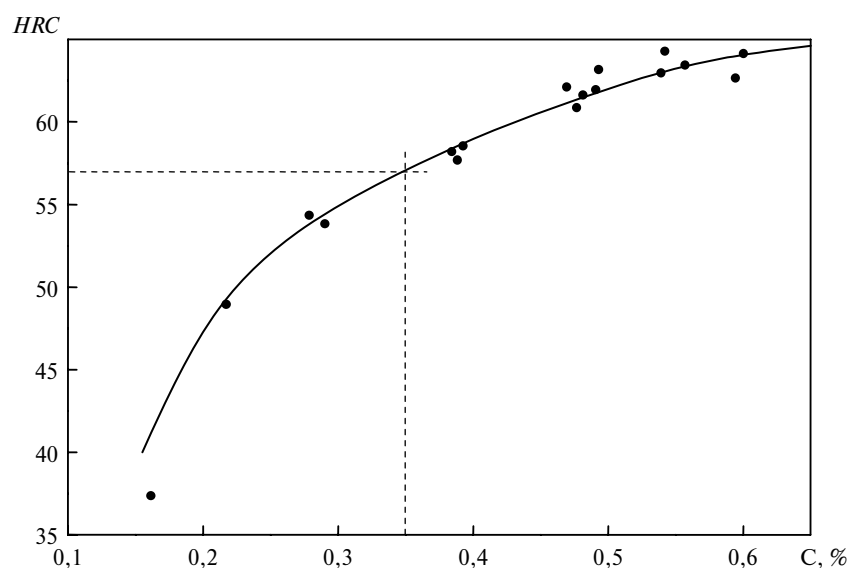


Рис. 1. Залежність максимальної твердості загартованої сталі від вмісту вуглецю [3].

В літературних джерелах є інформація про рівень твердості сталі, котрий можна досягнути в результаті різних режимів гартування. Згідно з даними [4], після загартування сталі в мастилі в залежності від температури відпуску (200—500 °С) можна отримати величину твердості 52—42 *HRC* відповідно. В результаті ізотермічного загартування без відпуску в рідкій селітрі з темпера-

турую 300 °С можна досягнути твердості 50 HRC, а після гартування в цій же рідині в залежності від температури відпуску (300—500 °С) — 50—43 HRC.

Оскільки від вмісту мартенситу залежать механічні властивості, зокрема твердість загартованої сталі, то при виборі режимів гартування та при прогнозуванні фазових перетворень в сталій державці необхідно мати інформацію про температуру початку ( $M_{\Pi}$ ) та закінчення ( $M_3$ ) мартенситного перетворення. Суттєвий вплив на значення  $M_{\Pi}$  та  $M_3$  має вміст вуглецю та легуючих компонентів в сталі (рис. 2 за даними [3]). Як видно із рис. 2, збільшення кількості вуглецю приводить до зменшення температур  $M_{\Pi}$  та  $M_3$  для сталі 35ХГСА близько до 320 та 125 °С відповідно. Із рис. 2 випливає, що для отримання в результаті загартування максимальної твердості сталі 35ХГСА необхідно здійснити її охолодження до температури не більшої ніж 125 °С. Очевидно, що коли необхідно в певній зоні сталльної державки забезпечити вищу ударну вязкість і меншу крихкість, то необхідно охолодження цієї зони проводити до температури, вищої від температури закінчення мартенситного перетворення. В результаті буде отримано структуру, в якій не весь аустеніт перетворився в мартенсит. На рис. 3 приведено залежність твердості напівмартенситної структури в сталі від вмісту вуглецю [3]. З рисунка видно, що для сталі 35ХГСА максимальна твердість вказаної структури може досягати близько 37,5 HRC.

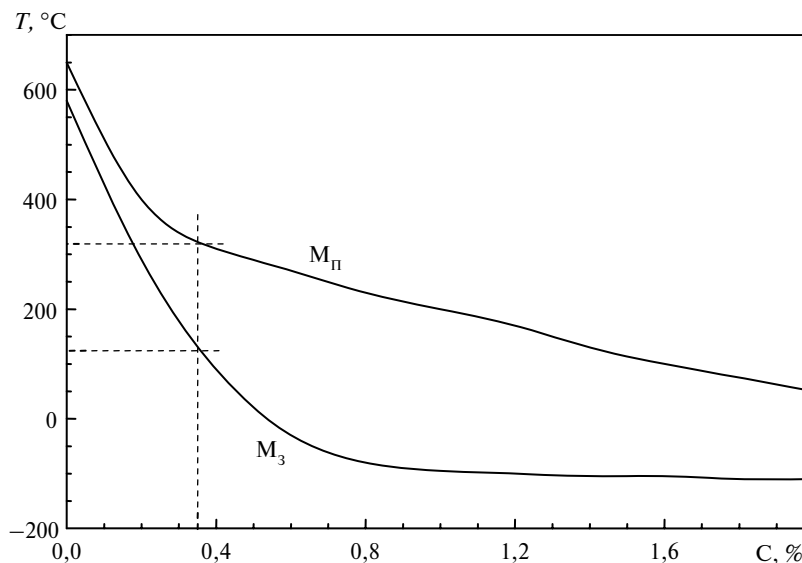


Рис. 2. Вплив вмісту вуглецю в сталі на температуру початку ( $M_{\Pi}$ ) і закінчення ( $M_3$ ) мартенситного перетворення ([3]).

Відомо [5], що чим вищою є температура нагрівання поверхні для гартування, тим грубішою в результаті буде структура мартенситу, вищою буде твердість загартованої деталі і більшою її крихкість. Для отримання ж дрібної тонкогочастотної структури мартенситу необхідно проводити гартування при температурі, яка незначно перевищує температуру  $\beta$ - $\gamma$  перетворення в сталі —  $A_{c3}$ .

Важливу інформацію для вибору режимів гартування містять також термокінетичні діаграми (ТКД) розпаду переохолодженого аустеніту [3, 6]. Ця інформація дає змогу для отримання високих показників твердості виби-

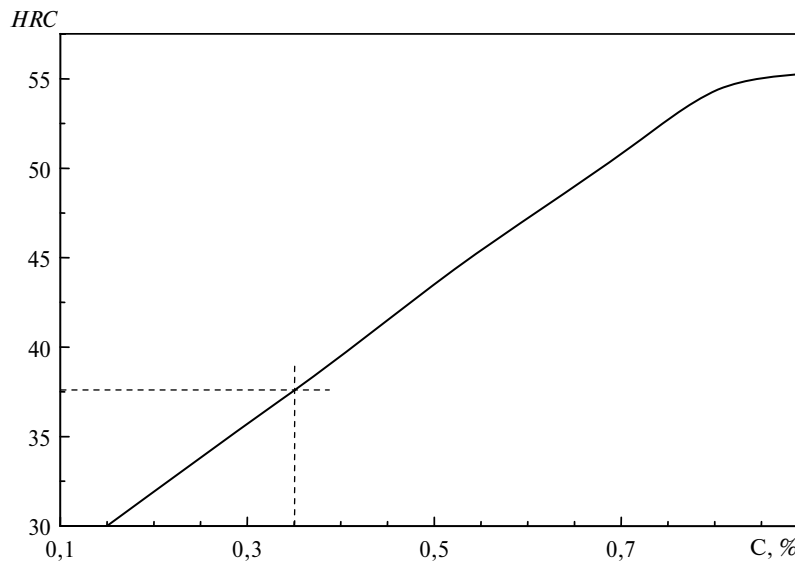


Рис. 3. Залежність твердості напівмартенситної структури в сталі від вмісту вуглецю [3].

рати режими, які забезпечували б швидкість охолодження не меншу від критичної, тобто таку, коли практично відсутні дифузійні процеси при перетворенні аустеніту. Оскільки в літературі не вдалося знайти ТКД для сталі 35ХГСА, то в чисельних дослідженнях при визначенні фазових перетворень використовували діаграми для заміників сталі 35ХГСА та близьких до неї за хімічним складом сталей: 30ХГС, 30ХГСА, 30ХГТ, 35ХМ та ін. [6]. На рис. 4 наведена ТКД для сталі 35ХМ [6]. Жирними лініями позначено границі областей фазових перетворень. Тонкі лінії на діаграмі відповідають експериментальним траєкторіям охолодження зразків (ТКД-траєкторії). Цифрами позначено відсотковий вміст фериту, перліту та бейніту при виході із відповідних областей фазових перетворень. Як впливає з даних [6], на вигляд ТКД для сталей може суттєво впливати рівень температури загартування.

Приведену вище інформацію було використано для оцінки фазових перетворень матеріалу сталевий державки твердосплавного різця та при прогнозуванні можливості зміцнення її поверхні в результаті загартування на основі результатів чисельних досліджень температурного поля в твердосплавному різці при загартуванні.

**Результати чисельних досліджень загартування державки різця у водних розчинах солей і основ при температурі близькій до температури початку мартенситного перетворення.** Для обчислення розподілу температури в різці було використано розроблену раніше комп'ютерну модель [7] теплового стану різця протягом трьох стадій його термічної обробки: в процесі індукційного паяння, при охолодженні на повітрі під час перенесення в гартівну суміш, при охолодженні в процесі гартування. В чисельному дослідженні було вибрано такі ж самі конфігурації різця, індуктора, а також один із режимів індукційного паяння, що розглядаються в [7], а саме: частоту електромагнітного поля — 66000 Гц, діючу величину електричного струму в індукторі — 500 А, тривалість нагрівання в процесі паяння — 50 с. Охолодження різця на повітрі при перенесенні його від індуктора в гартівну суміш тривало 15 с, після цього — охолодження в процесі гартування. Розрахункові

схеми для кожної з трьох вказаних стадій термічної обробки різця зображено на рис. 5.

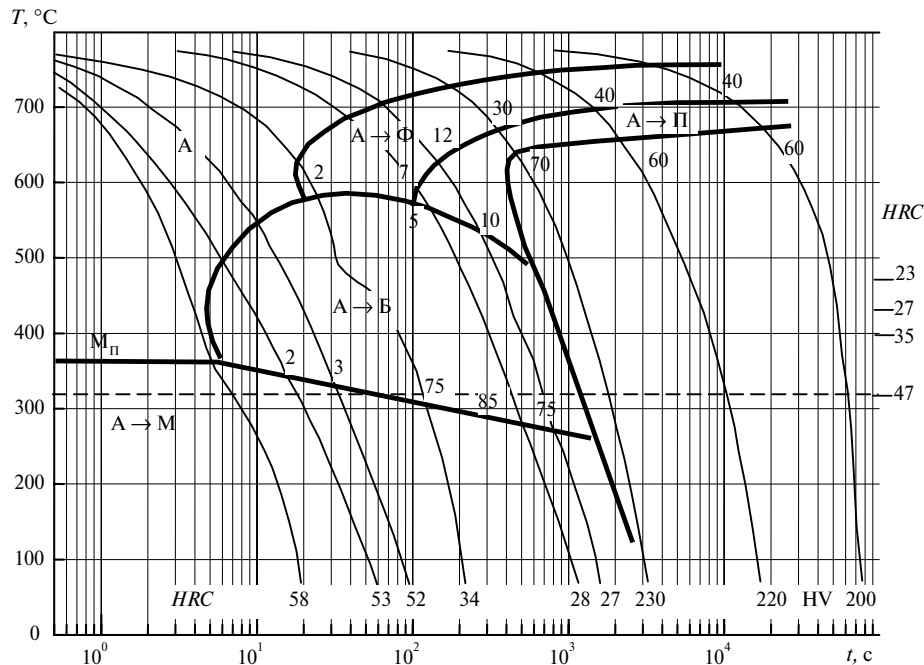


Рис. 4. Термокінетична діаграма для сталі 35ХМ [6]: А — аустеніт; Ф — ферит; Б — бейніт; П — перліт; М — мартенсит;  $M_n$  — температура початку мартенситного перетворення охолодженого аустеніту; штриховою лінією позначено температурну межу початку мартенситного перетворення для сталі 35ХГСА; за шкалами Роквелла та Віккерса вказано величини твердості зразків, охолоджених по відповідних ТКД-траєкторіях.

Обчислення температурного поля різця при охолодженні його під час гартування було виконано для трьох випадків температурної залежності коефіцієнта конвективного теплообміну  $\alpha = \alpha(T)$  на поверхні різця (криві 1, 2 і 3 на рис. 6). Ці криві вибрано на основі даних [3], де в системі координат температура—коефіцієнт конвективного теплообміну  $\alpha$  зображено двовимірну область значень температурної залежності коефіцієнта конвективного теплообміну  $\alpha(T)$  на поверхні металічного зразка при його охолодженні у водному розчині солей і основ. Криві 1 ( $\alpha = \alpha_1(T)$ ) і 3 ( $\alpha = \alpha_3(T)$ ) (див. рис. 6) обмежують відповідно зверху і знизу дану область. Крива 2 ( $\alpha = \alpha_2(T)$ ) вибрана такою, що для кожного значення температури в інтервалі від температури гартування до температури гартівної рідини величина  $\alpha_2(T)$  дорівнює середньому арифметичному найбільшого ( $\alpha_1(T)$ ) і найменшого ( $\alpha_3(T)$ ) значень  $\alpha(T)$  із цієї двовимірної області. Очевидно, що певна крива  $\alpha = \alpha(T)$ , яка лежить в зазначеній області, відповідає конкретному водному розчину деяких солей і основ і, як відзначено в [5], характеризує охолоджувальні властивості цієї гартівної рідини. Тому випадки використання температурних залежностей коефіцієнта конвективного теплообміну 1, 2 і 3 (див. рис. 6) будемо в подальшому називати випадками використання гартівних рідин 1, 2 і 3 відповідно. Із рис. 6 видно, що у відсотковому вимірі найбільша (50—200 %) відмінність між вказаними трьома залежностями  $\alpha(T)$  спостерігається в області підвищених (500—1000 °С) температур і по мірі зменшення температури від 500 °С до температури гартівної рідини 300 °С ця відмінність різко (до

5—10 %) зменшується. Оскільки процес загартування починається при температурі поверхні різця 870—910 °С, то, очевидно, вищевказана суттєва різниця при підвищеній температурі між цими трьома температурними залежностями коефіцієнта конвективного теплообміну на поверхні державки може спричинити суттєву різницю між швидкостями охолодження поверхні в процесі гартування державки в різних рідинах, а отже, і значну різницю характеристик міцності державки (твердості, ударної вязкості).

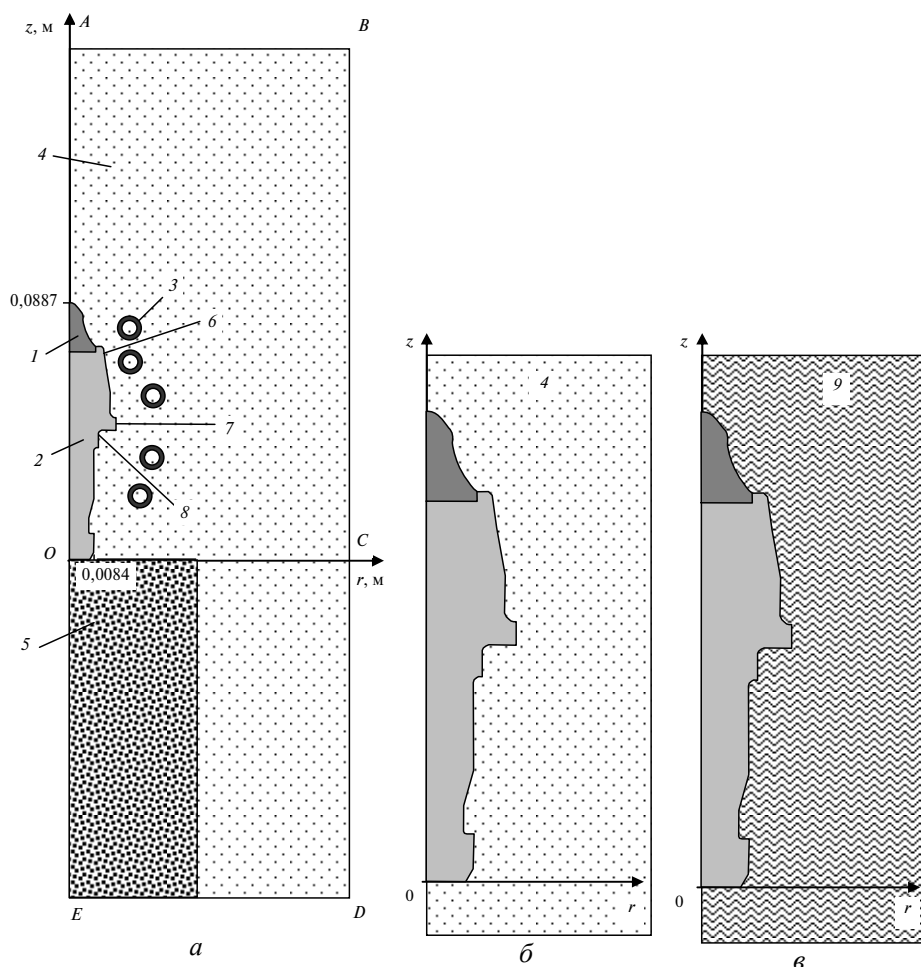


Рис. 5. Розрахункові схеми (половина осевого перерізу) індукційного паяння різця (а), охолодження різця на повітрі при  $\alpha = 30 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \text{ град})$  (б), охолодження в процесі гартування (в): 1 — вставка різця (твердий сплав ВК8); 2 — державка різця (сталь 35ХГСА); 3 — витки індуктора (мідь); 4 — навколишній повітряний простір; 5 — підставка (вогнетривка цегла); 6 — зона поверхні різця біля вставки; 7 — буртик державки різця; 8 — зона поверхні державки біля буртика; 9 — охолоджувальна рідина.

В результаті обчислень для кожного з трьох випадків температурної залежності  $\alpha = \alpha(T)$  отримано картини розподілу температури в об'ємі різця та криві зміни в часі температури в окремих точках поверхні сталльної державки (рис. 7), а також в ряді приповерхневих точок, розташованих майже на одній прямій лінії перпендикулярно до поверхні державки (рис. 8).

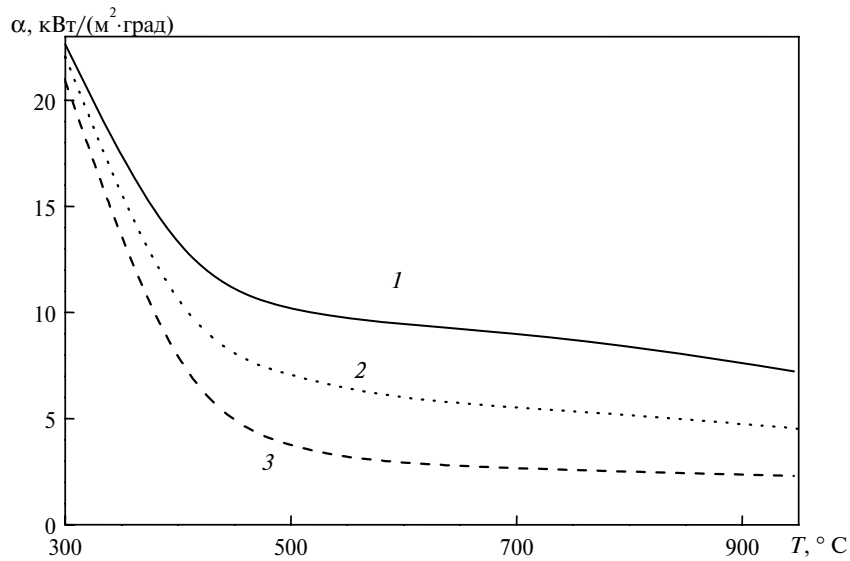


Рис. 6. Залежність коефіцієнта конвективного теплообміну від температури поверхні металічного зразка при охолодженні його у водному розчині солей і основ: 1 — верхня межа значень  $\alpha$  (гартівна рідина 1), 2 — середнє значення (гартівна рідина 2), 3 — нижня межа значень  $\alpha$  (гартівна рідина 3) (за даними [3]).

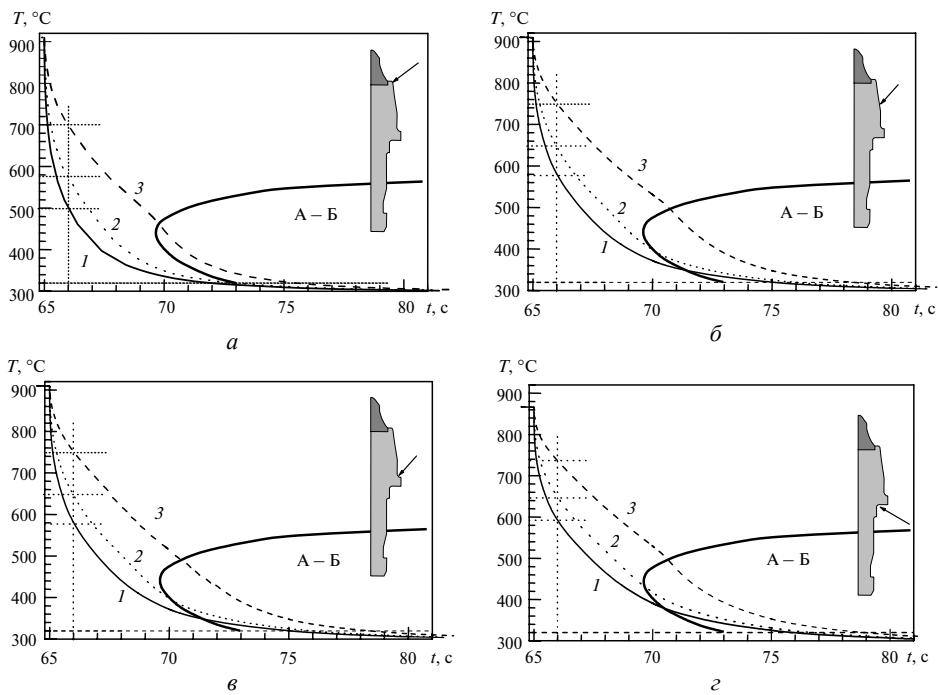


Рис. 7. Зміна температури в зоні поверхні державки біля твердосплавної вставки (а), на бічній поверхні (б), в зоні перед буртиком державки (в) і в зоні за буртиком (г) в процесі ізотермічного гартування державки (сталь 35ХГСА) твердосплавного різця для випадків використання гартівних рідин 1, 2 і 3 з температурою 300 °С (відповідно криві 1, 2 і 3); момент часу  $t = 65 \text{ с}$  — початок загартування; жирною лінією виділено область фазових перетворень аустеніт  $\rightarrow$  бейніт (див. рис. 4).

Температура гартівної рідини становила 300 °С. Слід зауважити, що для вказаних трьох випадків використання гартівних рідин 1, 2 і 3 до моменту по-

чатку загартування (65 с) картини температури та криві зміни в часі температурного поля в одних і тих самих точках об'єму різця збігаються. З рис. 7 видно, що серед точок поверхні державки, що розглядаються, найбільша швидкість охолодження в процесі гартування спостерігається в зоні біля твердосплавної вставки (рис. 7, а). Так, протягом першої секунди гартування середні швидкості охолодження в указаній зоні дорівнюють 410, 335 і 210 град/с відповідно для випадків використання гартівних рідин 1, 2 і 3. По мірі переходу від вказаної зони поверхні державки до зони за буртиком швидкість охолодження поступово зменшується (див. рис. 7, б, в і г) і для трьох випадків використання гартівних рідин 1, 2 і 3 відповідно становить 330, 265 і 160 град/с, 300, 240 і 145 град/с та 280, 225 і 130 град/с. Така різниця між швидкостями охолодження поверхні державки в зоні біля вставки та в решті зон, що розглядаються, зумовлена двома обставинами: поперше, вищим рівнем температури гартування у зоні біля твердосплавної вставки (рис. 9, а) і, по-друге, тим, що, як показують результати обчислень (рис. 9 і 10), охолодження твердосплавної вставки, і особливо її вершини, відбувається інтенсивніше, ніж вказаних чотирьох зон поверхні державки. Охолодження зони поверхні державки біля вставки відбувається як за рахунок конвективного теплообміну з гартівною рідиною, так і теплообміном з більш охолодженою вставкою.

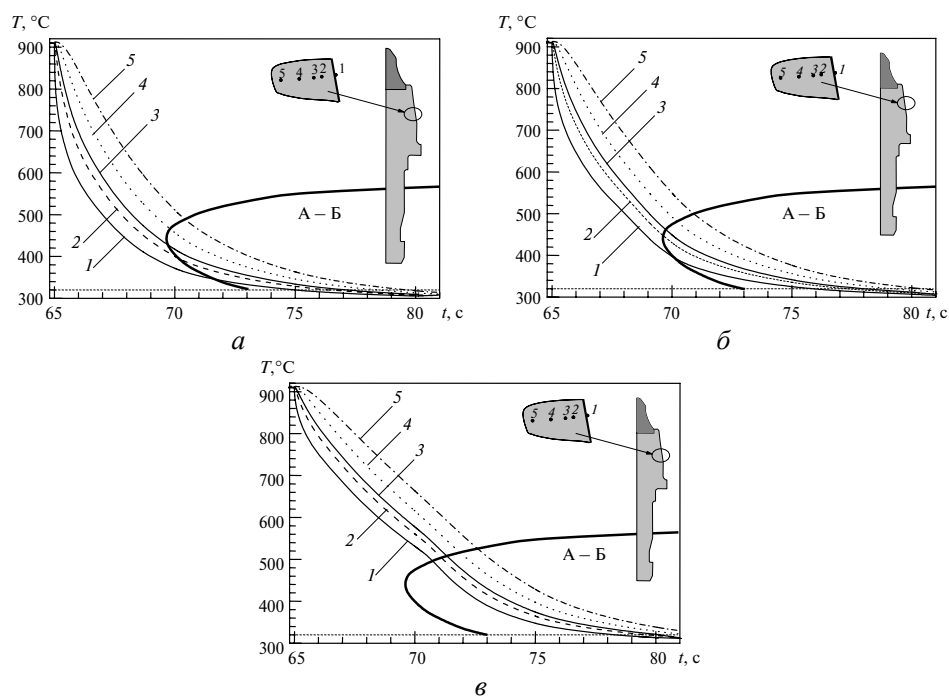


Рис. 8. Зміна температури в точках на різній глибині від поверхні державки в зоні, яка вказана стрілкою, в процесі ізотермічного гартування; а, б і в відповідають випадкам використання гартівних рідин 1, 2 і 3 (див. рис. 6); жирною лінією виділено область фазових перетворень аустеніт → бейніт; точки 1, 2, 3, 4 і 5 мають відповідно координати, м: (0,0123; 0,0676), (0,0114; 0,0675), (0,0109; 0,0675), (0,0097; 0,0673), (0,0081; 0,0671)).

З рис. 10 видно, що лише приблизно протягом початкового часу (0,3—0,4 с) при охолодженні під час гартування державки охолодження зони її поверхні біля твердосплавної вставки відбувається швидше, ніж охолодження



вершини вставки. Це зумовлено, очевидно, тим, що, як видно з рис. 9, *a*, рівень температури в зоні поверхні державки біля твердосплавної вставки на початку гартування (910 °С) трохи вищий, ніж рівень температури вершини різця (908 °С). Однак протягом наступних 2,5 с швидкість охолодження вершини вставки різця значно більша (див. рис. 10, крива 1), ніж швидкість охолодження поверхні державки біля вставки (див. рис. 10, крива 4). Із рис. 10 видно, що, починаючи з моменту  $t = 66$  с (1 с від початку гартування) охолодження зони поверхні біля вершини вставки (від точки 1 до точки 2) протікає швидше, ніж охолодження зони поверхні державки (крива 4) біля вставки. Таким чином, швидке охолодження зони поверхні державки біля твердосплавної вставки зумовлене також великою швидкістю охолодження вставки різця.

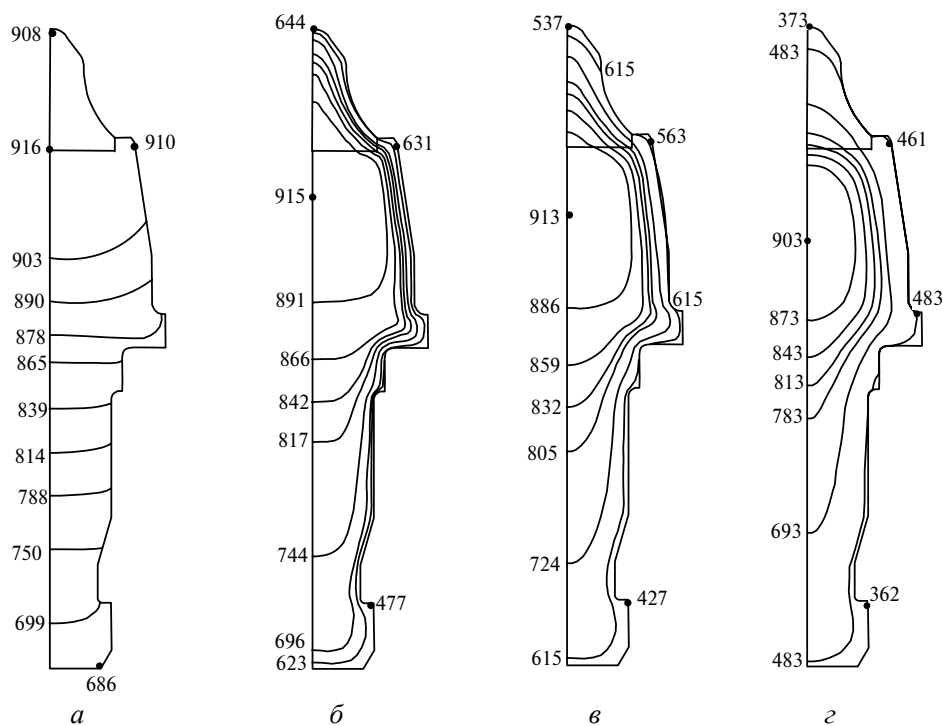


Рис. 9. Розподіл температури в об'ємі твердосплавного різця в кінці охолодження на повітрі при 65 с (*a*) та під час гартування у водному розчині солей і основ (гартівна рідина 1) при 65,3 (*б*), 65,6 (*в*) і 66,4 с (*г*).

За отриманими результатами зміни температури на поверхні (див. рис. 7) та в об'ємі державки (див. рис. 8) було здійснено спробу визначення величини твердості та товщини загартованого шару біля робочої поверхні державки. З цією метою на отримані криві зміни в часі температури в досліджуваних точках поверхні та об'єму державки при їх охолодженні в процесі загартування було нанесено із ТКД для сталі 35ХМ [6] границю області фазових перетворень аустеніт  $\rightarrow$  бейніт із неперервним її продовженням до температури мартенситного перетворення для сталі 35ХГСА (320 °С) (див. рис. 7 і 8). Це дає змогу чітко простежити поведінку траєкторій охолодження державки різця у вказаних точках поверхні і об'єму державки при використанні охолоджувальних рідин 1, 2 і 3 та оцінити рівень твердості в цих точках в результаті загартування.

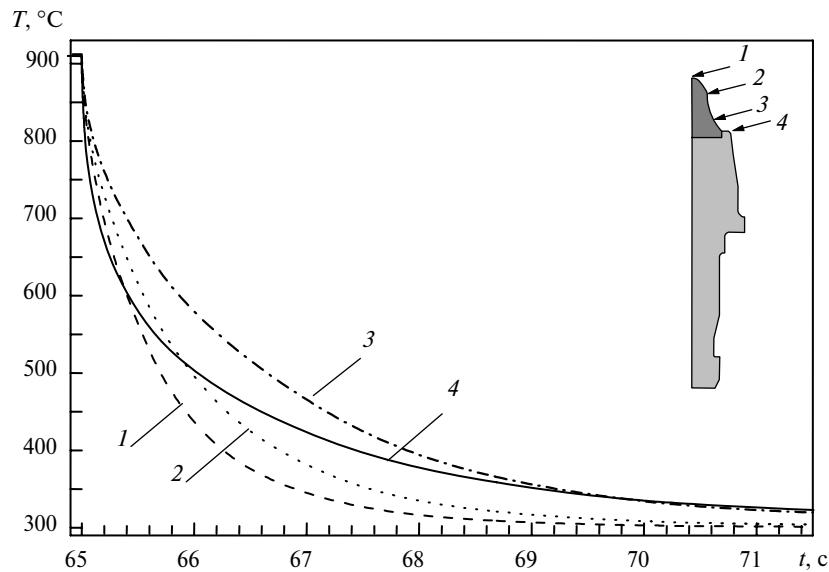


Рис. 10. Зміна в процесі гартування (гартівна рідина 1) температури в різних точках поверхні твердосплавної вставки (1, 2 і 3) та на поверхні державки в зоні біля твердосплавної вставки (4).

Як видно із рис. 7, а, у випадку використання рідин 1 і 2 вже практично за 7 с гартування рівень температури на поверхні державки в зоні біля твердосплавної вставки досягає температури початку мартенситного перетворення для сталі 35ХГСА. Причому завдяки високій швидкості охолодження в цій зоні поверхні державки траєкторії охолодження обминають область фазових перетворень аустеніту в бейніт і зразу ж потрапляють в область фазових перетворень аустеніту в мартенсит. Як відомо [3, 5, 6], твердість мартенситної фази сталі є найбільшою серед всіх фаз. Далі, залежно від подальшої поведінки траєкторії охолодження, можна отримати відповідний рівень твердості вказаної зони поверхні державки.

Так, згідно із ТКД (див. рис. 4), якщо із даної точки ТКД-траєкторії (7 с, 320 °С) здійснити протягом 20 с охолодження нижче від температури  $M_3$  (при умові, що перед тим буде швидко (протягом 1—2 с) перенесено різець в гартівну суміш з температурою, суттєво меншою від 300 °С), то можна отримати твердість поверхні державки в зоні біля вставки на рівні максимально можливої (близько 57 HRC) для даної марки сталі. Якщо із вказаної точки ТКД-траєкторії здійснити охолодження протягом 100—150 с нижче від температури закінчення мартенситного перетворення в сталі, то можна отримати твердість поверхні державки в зоні біля вставки на рівні 50 HRC. Якщо ж із даної точки траєкторії продовжувати ізотермічне загартування в рідині з температурою 300 °С (режим ізотермічного гартування у формі сходинки [3]), то можна отримати твердість на рівні 47 HRC (див. рис. 4). Таким чином, при використанні охолоджувальних рідин 1 і 2 в результаті загартування можна отримати твердість поверхні державки різця в зоні біля твердосплавної вставки близьку до максимально можливої для даної марки сталі лише у випадку охолодження по певній ТКД-траєкторії. В результаті ізотермічного загартування у вказаних рідинах з температурою 300 °С неможливо досягнути твердості робочої поверхні державки біля твердосплавної вставки на рівні, максимально притаманому для даної марки сталі.

На основі результатів обчислень встановлено, що при використанні гартівних рідин із суттєво різними охолоджувальними властивостями можна отримати якісно різні результати загартування. Так, із рис. 7 видно, що для рідин з високими охолоджувальними властивостями (1 і 2) по мірі віддалення точок поверхні державки від зони біля вставки траєкторії цих точки потрапляють в область фазових перетворень аустеніту в бейніт в більш ранні моменти часу. Серед чотирьох зон поверхні державки, що розглядаються, ТКД-траєкторія зони за буртиком потрапляє в область аустеніт → бейніт за 5,5 с від початку загартування і скоріше від ТКД-траєкторій інших зон. Звідси випливає, що при вибраному режимі термічної обробки різця (індукційного паяння, охолодження на повітрі та гартування) в результаті загартування в зоні за буртиком буде твердість найменшою серед розглянутих зон поверхні державки. Тобто, в результаті загартування в гартівних рідинах з високими охолоджувальними властивостями можна отримати суттєво неоднорідний розподіл твердості по поверхні державки різця. Причому в зоні поверхні державки біля твердосплавної вставки можна в результаті загартування забезпечити твердість, близьку до максимально можливої величини.

Як показують результати обчислень, по мірі зниження охолоджувальних властивостей гартівної рідини відмінність між ТКД-траєкторіями різних зон поверхні державки зменшується (див. рис. 7, криві 3). З рис. 7 видно, що якщо для загартування використовувати гартівну рідину 3 (криві 3) — рідину з відносно низькими охолоджувальними властивостями, то відстані між ТКД-траєкторіями для всіх чотирьох зон поверхні державки, що розглядаються, суттєво зменшуються порівняно з відстанями між ТКД-траєкторіями цих же зон для випадку використання гартівних рідин 1 і 2. При загартуванні в рідині 3 ТКД-траєкторії всіх цих зон практично одночасно (через 5—6 с з початку гартування) потрапляють в область фазових перетворень аустеніт → бейніт. Звідси випливає, що розподіл твердості по поверхні державки різця буде більш однорідним, однак рівень твердості в зоні біля вставки буде нижчим, ніж у випадку використання гартівних рідин 1 і 2. Таким чином, при переході від використання гартівних рідин з високими охолоджувальними властивостями до рідин з низькими охолоджувальними властивостями зменшується неоднорідність твердості по поверхні державки різця, одночасно з цим зменшується також і рівень твердості.

**Чисельні результати загартування державки різця у водних розчинах солей і основ при температурах, менших від температури початку мартенситного перетворення.** Із отриманих результатів (див. рис. 8) видно, що при використанні гартівних рідин як з відносно високими, так і з низькими охолоджувальними властивостями — при температурі гартівної рідини 300 °С в процесі гартування державки ТКД-траєкторії охолодження практично всіх точок поверхні державки потрапляють в область фазових перетворень аустеніт → бейніт. Звідси випливає, що в результаті загартування державки в таких умовах практично неможливо досягнути максимально можливого рівня твердості робочої поверхні. Тому для розширення можливостей керування процесом загартування державки різця важливо мати дані про динаміку теплового поля для різних температур гартівної рідини.

З цією метою було виконано обчислення температурного поля іще для двох випадків загартування сталі 35ХГСА в рідині 2 — з температурою рідини 250 та 125 °С ( $M_3$ ). Очевидно, що при зменшенні температури гартівної рідини її охолоджувальні властивості в загальному підсумку зростають. Кількісно це можна оцінити шляхом проведення лабораторного

дослідження або чисельного експерименту. Результати обчислень для двох вказаних випадків загартування поверхні державки в рідині 2 представлені на рис. 11, з якого видно, що вже для випадку використання гартівної рідини з температурою 250 °С ТКД-траєкторії охолодження точок як на робочій поверхні державки (крива 1), так і на певній глибині в приповерхневому шарі (криві 2 і 3) обминають область фазових перетворень аустеніт → бейніт і прямують в область фазових перетворень аустеніт → мартенсит. Звідси випливає, що на робочій поверхні державки різця та в її приповерхневому шарі товщиною 1,4 мм (див. координати точок, приведені в підписі до рис. 8) можна в результаті подальшого швидкого охолодження отримати твердість загартованого шару державки, близьку до максимально можливої для даної сталі. З рис. 11, б видно, що ТКД-траєкторії практично всіх зон робочої поверхні державки в процесі охолодження обминають область фазових перетворень аустеніту в бейніт і зразу ж потрапляють в область фазових перетворень аустеніту в мартенсит. Звідси випливає, що в результаті використання вказаного режиму загартування можна забезпечити високий рівень твердості практично на всій робочій поверхні державки.

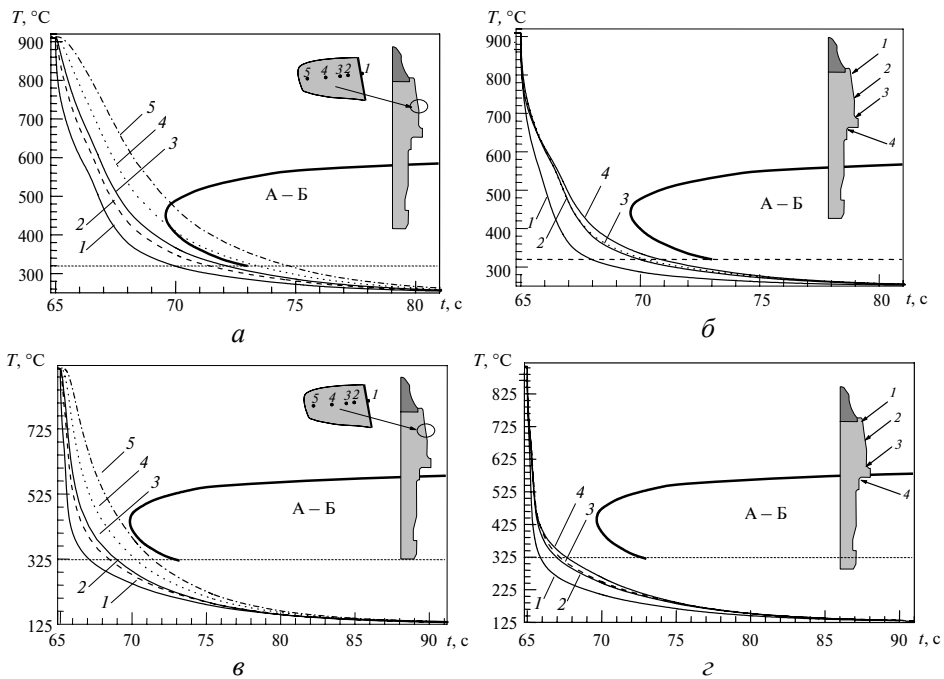


Рис. 11. Зміна температури в різних точках по глибині від поверхні державки в зоні, яка вказана стрілкою (а і в), та в різних точках робочої поверхні державки (б і г) в процесі гартування в рідині 2 з температурою 250°С (а і б) та з температурою 125 °С (в і г); жирною лінією виділено область фазових перетворень аустеніт → бейніт (див. рис. 4).

Як випливає з результатів розрахунків (див. рис. 11, в, г) температурного поля державки різця при ізотермічному загартуванні в тій же рідині 2 з температурою  $M_3$  в сталі 35ХГСА (125 °С), ТКД-траєкторії всіх п'яти досліджуваних точок приповерхневого шару державки в процесі охолодження обминають область фазових перетворень аустеніт → бейніт і прямують в область фазових перетворень аустеніт → мартенсит. Причому практично вже за 23—25 с гартування температура вказаних точок приповерхневого шару

державки і всієї робочої поверхні державки знижується до температури  $M_3$  в сталі 35ХГСА. Згідно з діаграмою (див. рис. 4) можна зробити висновок, що за 25 с загартування державки в рідині 2 із температурою  $M_3$  в сталі практично на всій робочій поверхні державки та в її приповерхневому шарі товщиною близько 4—5 мм (на відстані від точки 5 до поверхні державки (див. рис. 8 та 11)) повністю відбулося мартенситне перетворення охолодженого аустеніту. При цьому твердість поверхні державки знаходитиметься на рівні максимально можливого для даної марки сталі.

Слід зазначити, що отримані результати чисельних досліджень не можна вважати остаточними даними по виробленню рекомендацій щодо проведення загартування робочої поверхні державки твердосплавних різців. Для цього не менш важливим є проведення лабораторних досліджень процесу загартування. Однак отримані результати можуть бути використані при виборі оптимальних режимів гартування державки різця.

### Висновки

На основі результатів чисельних досліджень виявлено закономірності зміни в часі температури приповерхневих шарів сталеної державки твердосплавного різця в процесі її ізотермічного гартування у широкому класі гартівних рідин — водних розчинах солей і основ. За результатами комп'ютерного моделювання температурного поля державки різця в процесі її гартування виконано прогнозування можливості зміцнення робочої поверхні державки. Показано, що при переході від гартівних рідин із високими охолоджувальними властивостями до рідин із низькими охолоджувальними властивостями зменшується як неоднорідність твердості по поверхні державки різця, так і твердість. Встановлено, що при ізотермічному загартуванні у вказаних рідинах з температурою, близькою до температури  $M_p$ , отримати максимальну для даної сталі твердість робочої поверхні державки різця неможливо. Досягнути ж максимально можливої величини твердості робочої поверхні державки можна в результаті ізотермічного загартування у водному розчині солей і основ з температурою, не вищою від температури  $M_3$  в сталі. При цьому товщина загартованого приповерхневого шару державки може досягати 4—5 мм.

1. *Мяжков В. Д.* Краткий справочник конструктора. — М.-Л., Машгиз, 1963. — 544 с.
2. *Новіков М. В., Лукаш В. А., Вировець Л. М.* Створення вітчизняного виробництва ріжучого інструменту для дорожно-фрезерних машин // Наука та інновації. — 2005. — 1, № 3. — С. 112—117.
3. *Шмыков А. А.* Справочник термиста. — М.: Машгиз, 1961. — 392 с.
4. *Сорокин В. Г., Волосникова А. В., Вяткин С. А. и др.* Марочник сталей и сплавов. — М.: Машиностроение, 1989. — 640 с.
5. *Бартельс Н. А.* Металлография и термическая обработка металлов. — М.-Л.: ОГИЗ, 1932. — 376 с.
6. *Попова Л. Е., Попов А. А.* Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-раствора в сплавах титана: Справочник термиста. — М.: Металлургия, 1991. — 503 с.
7. *Дутка В. А.* Комп'ютерне формування температурного поля твердосплавного різця для його індукційного паяння та гартування // Сверхтв. материалы. — 2008. — № 2. — С. 72—78.