

УДК 004.942:621.785:621.9.025.7

В. А. Дутка, канд. техн. наук

Институт надтвердых материалов им. В. М. Бакуля НАН Украины, м. Київ

ЧИСЕЛЬНА МЕТОДИКА ПРОГНОЗУВАННЯ ТВЕРДОСТІ ПОВЕРХНЕВИХ ШАРІВ ДЕРЖАВКИ ТВЕРДОСПЛАВНОГО РІЗЦЯ В РЕЗУЛЬТАТІ ЗАГАРТУВАННЯ ПІСЛЯ ІНДУКЦІЙНОГО ПАЯННЯ

The numerical technique of prognostication of the hardness and thickness of surface layer of the hard alloy cutter holder in results of the hardening after induction soldering is presented. This technique is based on: 1) numerical modelling of temperature field in hard alloy cutter during hardening; 2) using of the thermokinetic diagram for phase transformations of austenite during cooling of steel holder. The results of prognostication of the hardness and thickness of surface layer of the steel (35ХГСА) holder in results of the hardening in water solution of salt and alkali at temperature 300, 200 and 100 °C and in machine oils at 20 °C are presented. It is shown that in results of the hardening in water solution of salt and alkali the highest hardness of surface layer can be to obtain, but in results of the hardening in machine oils can't be to obtain the highest hardness of surface layer of steel holder.

При виготовленні з використанням індукційного паяння твердосплавних різців для фрез дорожньо-фрезерних машин важливим є досягнення високої твердості робочої поверхні сталеві державки та одночасно забезпечення її в'язкості. З цією метою виконують поверхневе загартовування державки після індукційного паяння різця [1; 2]. Можливість досягнення високої твердості поверхні державки залежить від багатьох параметрів: матеріалу сталі, з якого виготовлена державка, конфігурацій різця та індуктора, режиму індукційного паяння, охолоджувальних властивостей гартівної рідини, її температури та ін. У цьому зв'язку для ефективного загартування поверхні державки, а також з метою економії матеріальних ресурсів під час лабораторних досліджень важливо спрогнозувати результати загартування за допомогою комп'ютерного моделювання процесу загартування.

В статтях [2, 3] приведено результати чисельних експериментів зі створення на робочій поверхні державки різця температурного поля з необхідними для загартовування параметрами та дослідження закономірностей зміни в часі температурного поля сталеві державки твердосплавного різця при його індукційному паянні, остиганні на повітрі при перенесенні різця від індуктора в гартівне середовище та при охолодженні різця у процесі загартування.

Нижче запропоновано чисельну методику прогнозування результатів загартовування державки твердосплавного різця після його індукційного паяння, а саме, визначення твердості та товщини загартованого приповерхневого шару державки. Розглянуто випадки загартовування у двох рідинних середовищах: водяному розчині солей та основ і мастил.

Чисельна методика прогнозування твердості та товщини загартованого приповерхневого шару державки різця. Чисельна методика прогнозування результатів загартовування сталеві державки твердосплавного різця базується на: комп'ютерній моделі температурного поля твердосплавного різця у процесі його індукційного паяння, під час охолодження його на повітрі при перенесенні від індуктора в гартівне середовище та у процесі загартовування, а також використанні термодинамічної діаграми (ТКД) фазових перетворень аустеніту, що відбуваються при охолодженні матеріалу державки. Відповідно чисельна методика складається з двох кроків: спочатку за розрахованим температурним полем будують графіки зміни в часі температури в досліджуваних точках (ТКД-траєкторії для цих точок) поверхні державки та її приповерхневого шару у процесі загартовування; на основі ТКД для марки сталі, з якої виготовлена державка різця, та інформації про досягнення відповідного рівня твердості сталевого зразка в результаті його охолодження за певною ТКД-траєкторією у процесі загартовування за побудованими на першому кроці графіками визначають товщину загартованого шару та твердість у досліджуваних точках державки.

Для обчислень використано осесиметричну модель температурного поля різця [3]. Розрахункові просторові області, які застосовані для моделювання на різних стадіях термічної обробки різця, зображено на рис. 1. Обчислення виконані для таких самих конфігурацій різця та індуктора, що й у [3], і на основі таких параметрах термічної обробки різця: діюча сила струму в індукторі – 500 А, частота струму – 66 кГц, тривалість індукційного паяння – 50 с, тривалість охолодження різця на повітрі при перенесенні його від індуктора в гартівну суміш – 15 с, після цього – охолодження різця під час загартовування. Електро- та теплофізичні властивості матеріалів вибрали такі самі, як у [3]. При моделюванні остигання різця при перенесенні його від індуктора в гартівну рідину вибрали середнє значення коефіцієнта конвективного теплообміну α на поверхні різця на основі рекомендацій, поданих у [4]. Було розглянуто процес загартовування у таких рідинах: водяному розчині солей та основ за різних температур гартівної рідини і мастилах (легкому та важкому) за кімнатної температури. У чисельних експериментах з дослідження теплового стану різця у процесі загартовування значення коефіцієнта конвективного теплообміну на поверхні різця (рис. 2) для вказаних гартівних рідин було вибрано на основі даних [5]. При моделюванні охолодження різця у водяному розчині солей і основ вибрано середнє значення температурної залежності коефіцієнта теплообміну $\alpha(T)$ (рис. 2а) для наведеної у [5] двовимірної області у площині “ $T-\alpha(T)$ ”. Отже, вибрана залежність $\alpha = \alpha(T)$ (рис. 2а) характеризує охолодження металевго зразка у певній гартівній суміші.

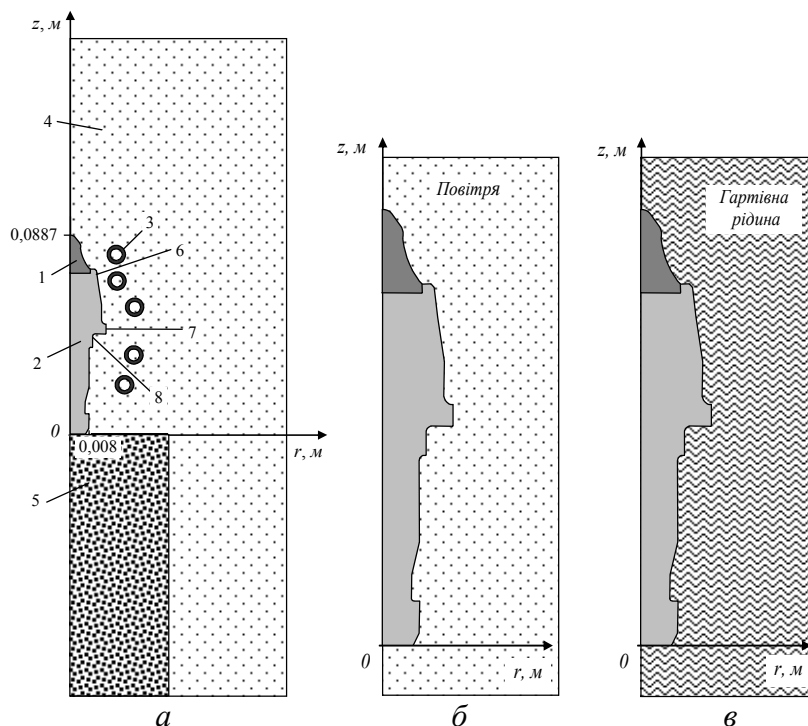


Рис. 1. Розрахункові схеми (половина осьового перерізу просторової області) процесів: індукційного паяння різця (а), охолодження на повітрі при $\alpha = 30 \text{ Вт/м}^2 \cdot \text{град}$ (б) та під час загартовування при $\alpha = \alpha(T)$ (в): 1 – твердосплавна вставка різця (сплав ВК8); 2 – державка різця (сталь 35ХГСА); 3 – витки індуктора (мідь); 4 – повітря; 5 – підставка (вогнетривка цегла); 6 – зона поверхні державки поблизу вставки; 7 – буртик державки; 8 – зона поблизу буртика.

Як бачимо з рис. 2, у діапазоні температур 100–1000 °С коефіцієнт теплообміну $\alpha(T)$ для обох рідин досягає максимальних значень за певної їх температури. Коефіцієнт теплообміну α у водяній суміші солей та основ більший у десятки разів, ніж для мастила. Це означає, що гартівна спроможність першої рідини значно більша, ніж другої, а, отже, процеси загартовування у кожній з цих рідин можуть суттєво візнитися.

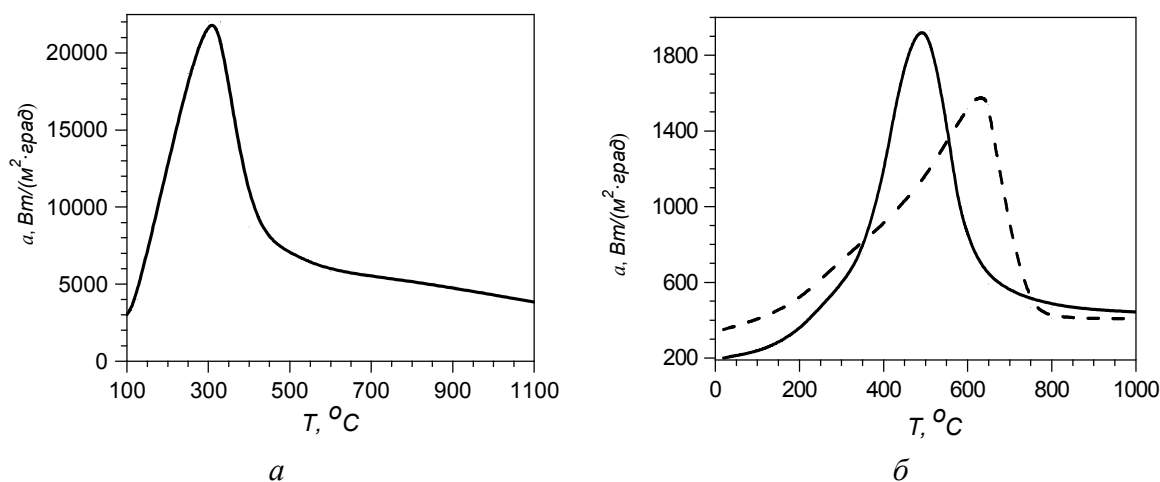


Рис. 2. Температурні залежності коефіцієнта теплообміну α на поверхні металевого зразка при охолодженні у водяному розчині солей і основ (а) та у мастилах (б); суцільна лінія – легке мастило, штрихова – важке

Для визначення можливостей загартовування і оцінювання твердості загартованої робочої поверхні сталевій державки та товщини її загартованого приповерхневого шару було

використано термодинамічну діаграму для сталі. Оскільки в інформаційних джерелах не вдалося знайти ТКД для сталі 35ХГСА, було використано аналогічну діаграму для сталі 35ХМ [6] (рис. 3) – заміника сталі 35ХГСА. На рис. 3 жирними лініями позначено межі областей фазових перетворень: А→Ф – аустеніт→ферит, А→П – аустеніт→перліт, А→Б – аустеніт→бейніт, А→М – аустеніт→мартенсит.

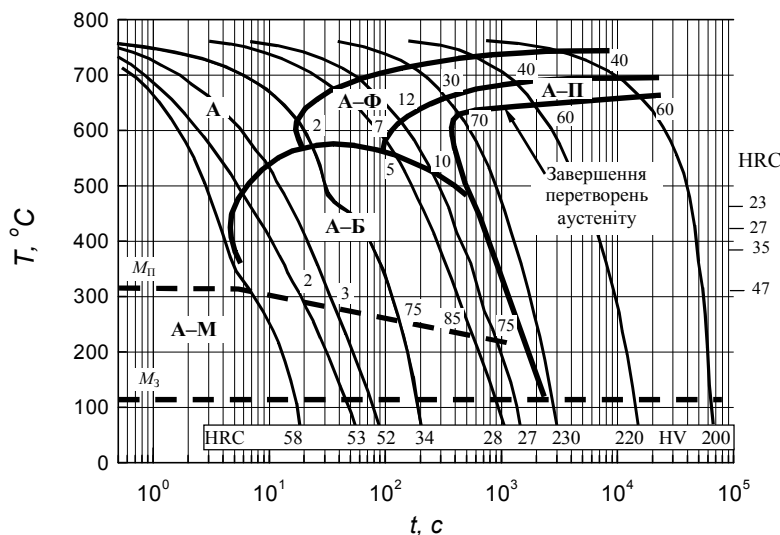


Рис. 3. Термодинамічна діаграма перетворення переохолодженого аустеніту для сталі 35ХМ: А – аустеніт, Ф – ферит, Б – бейніт, П – перліт, М – мартенсит; M_n , M_3 – температура відповідно початку та завершення мартенситних перетворень аустеніту (штриховими лініями позначено температурні межі початку та завершення мартенситних перетворень для сталі 35ХГСА)

Тонкі лінії відповідають експериментальним траєкторіям охолодження зразків (ТКД-траєкторії); цифрами позначено процентний вміст фериту, перліту та бейніту при виході із відповідних областей перетворення аустеніту; вказано за шкалами Роквелла та Віккерса значення твердості зразків, охолоджених за відповідними ТКД-траєкторіями; жирними штриховими лініями позначено температурні межі початку та завершення мартенситних перетворень у сталі 35ХГСА. Конфігурацію цих меж зображено згідно з рекомендаціями для заміників сталі [6], а значення меж обчислено за наведеним у [5] графіком залежності температури початку та завершення мартенситних перетворень аустеніту від відсоткового вмісту у сталі вуглецю. Згідно з цими даними температура початку мартенситних перетворень в сталі 35ХГСА $M_n = 320$ °С, завершення $M_3 = 125$ °С. Оскільки з усіх фаз, в які перетворюється аустеніт під час охолодження, твердість мартенситу найбільша [7], для отримання максимальної твердості загартованої поверхні державки різця охолоджувати потрібно до температури, нижчої від температури завершення мартенситних перетворень.

Результати комп'ютерних досліджень. При дослідженні температурного поля сталеві державки різця у процесі її загартовування у водяному розчині солей і основ комп'ютерні експерименти було виконано для трьох значень температури гартівної рідини: 300, 200 та 100 °С. За результатами обчислень було побудовано графіки зміни в часі температури в точках приповерхневого шару державки і її поверхні, а також картини температурного поля різця. Результати обчислень – ТКД-траєкторії досліджуваних точок державки різця, а також графіки, де зображено "С"-подібні межі фазових перетворень аустеніту на бейніт, показано на рис. 4. Як бачимо, при температурі гартівної рідини 300 °С швидкість охолодження може перевищувати критичну [7] лише для точок поверхні державки поблизу твердосплавної вставки (крива 1 на рис. 4б). Траєкторії охолодження решти точок за 5–6 с від початку гартування (з моменту 65 с згідно з рис. 4) з області аустеніту (А) потрапляють в область фазових

перетворень аустеніту на бейніт (А-Б). За 10–20 с ТКД-траєкторії всіх досліджуваних точок виходять на температурну межу початку мартенситних перетворень M_{Π} . Причому при виході ТКД-траєкторій з області А-Б у зоні розташування цих точок на поверхні державки міститиметься 2–3 % бейніту. Якщо після досягнення межі M_{Π} протягом 100 с виконувати охолодження нижче від температурної межі завершення мартенситних перетворень в сталі 35ХГСА $M_3 = 125\text{ }^{\circ}\text{C}$, то в середній зоні державки (рис. 4а) приповерхневий шар товщиною близько 4 мм (відстань між точками 1 і 5 шару) може загартуватися до твердості 52 НРС.

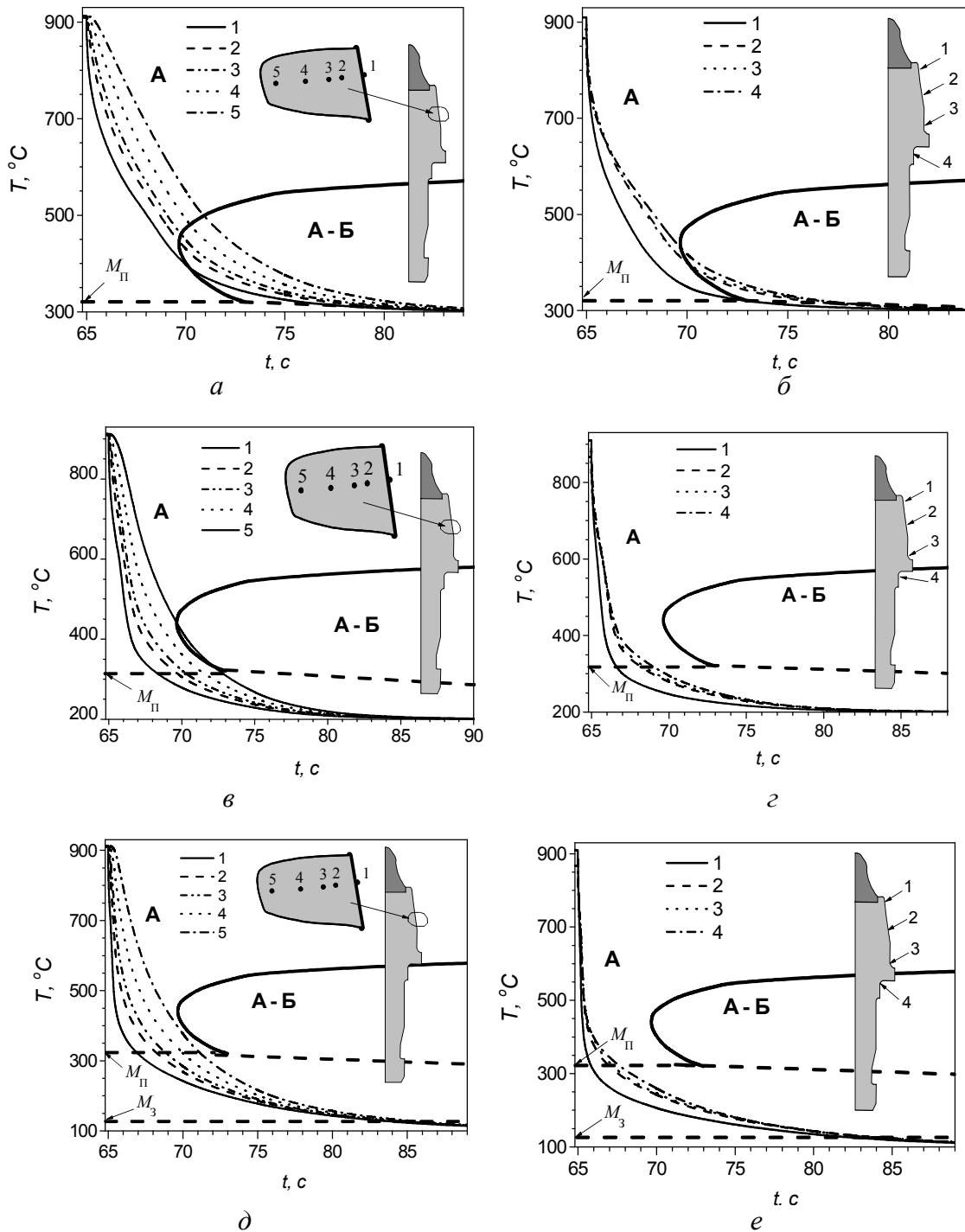
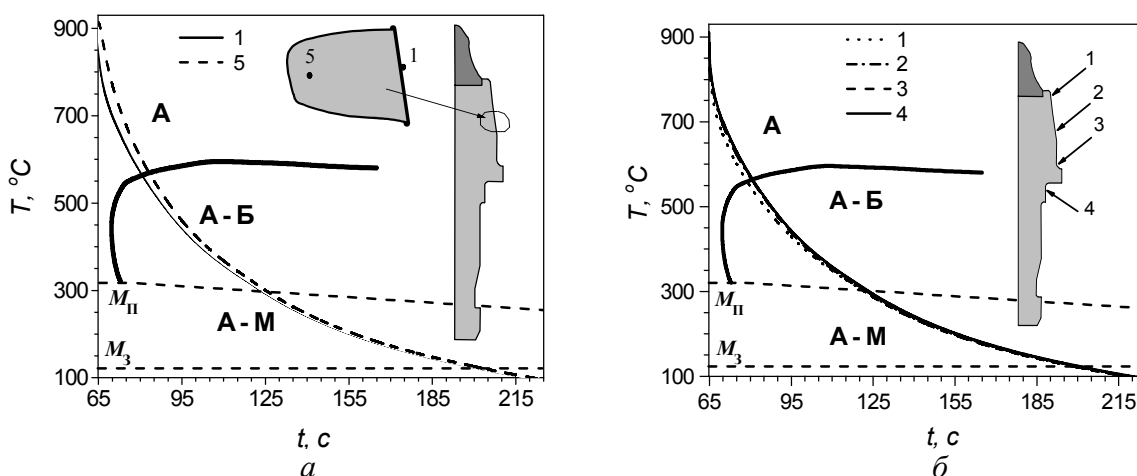


Рис. 4. Графіки зміни в часі температури в точках приповерхневого шару державки та її поверхні у процесі загартування у водяному розчині солей і основ за різних температур гартівної рідини: а, б – 300 °С; в, з – 200 °С; д, е – 100 °С; координати точок, м: 1(0,0123; 0,0676) , 2(0,0114; 0,0675), 3(0,0109; 0,0675), 4(0,0097; 0,0673), 5(0,0081; 0,0671).

Одним зі способів підвищення охолоджувальної спроможності гартівної рідини є зниження її температури $T_{гр}$, особливо нижче від температури завершення мартенситних перетворень у сталі. Тоді швидкість охолодження поверхні сталеві державки підвищується і в результаті суттєво підвищується ймовірність отримати твердішу загартовану поверхню та товщий загартований приповерхневий шар. Це підтверджують результати обчислень при $T_{гр} = 200\text{ }^\circ\text{C}$ і $T_{гр} = 100\text{ }^\circ\text{C}$ (рис. 4в–е). Як бачимо, для всіх досліджуваних точок поверхні державки при охолодженні у процесі загартовування ТКД-траєкторії оминають область фазових перетворень аустеніту на бейніт і одразу прямують в область перетворень аустеніту на мартенсит. За температури гартівної рідини $200\text{ }^\circ\text{C}$ товщина шару, ТКД-траєкторії точок якого оминають область А–Б, дорівнює близько 3 мм (відстань між точками 1 і 4 на рис. 4в), а при $T_{гр} = 100\text{ }^\circ\text{C}$ товщина цього шару перевищує 4,2 мм (відстань між точками 1 і 5 на рис. 4д). Причому при $T_{гр} = 100\text{ }^\circ\text{C}$ (рис. 4е) вже за 20 с загартовування температура всієї робочої поверхні державки стає нижчою від температури завершення мартенситних перетворень у сталі 35ХГСА M_3 . У такому випадку згідно із ТКД (див. рис. 3) можна отримати твердість загартованої робочої поверхні державки, максимально можливою для цієї марки сталі – близько 57 HRC [5]. З рис. 4д випливає, що близькою до максимально можливої буде твердість приповерхневого шару державки товщиною 4,2 мм.

Таким чином, з отриманих результатів комп'ютерних експериментів випливає, що шляхом зниження температури гартівної рідини, особливо нижче температури завершення мартенситних перетворень, можна досягнути твердості загартованого шару державки, близької до максимально можливої для цієї марки сталі. Очевидно, що для більш оптимальшого управління рівнем твердості та товщиною загартованого шару можна використовувати різні режими загартовування, наприклад, у вигляді “сходинки” (у координатній площині “час–температура”) [5, 7].

На відміну від розглянутого випадку загартовування державки різця у водяному розчині солей і основ у результаті загартовування в мастилі неможливо отримати твердість поверхні державки, максимально можливою для цієї сталі. Про це свідчать результати чисельних експериментів (рис. 5). Як бачимо, траєкторії охолодження досліджуваних точок державки різця при загартовуванні як у легкому, так і важкому мастилі за 15–18 с досягають межі області фазових перетворень аустеніту на бейніт (А–Б), оминаючи при цьому область перетворень аустеніту на ферит (А–Ф) (див. рис. 3).



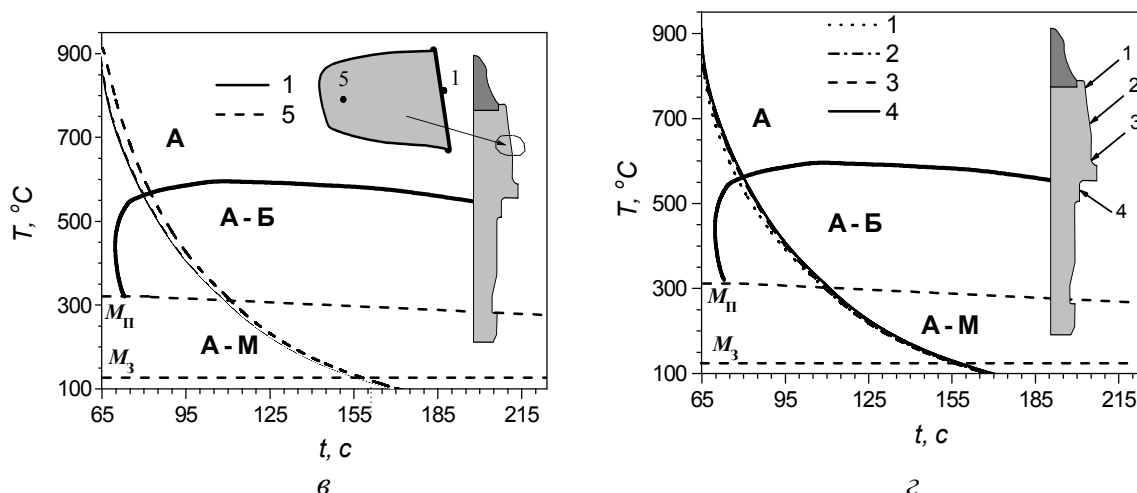


Рис. 5. Зміна температури в точках приповерхневого шару державки та поверхні державки в процесі загартовування у легкому (а, б) та у важкому (в, з) мастилах при кімнатній температурі гартівної рідини.

Однак у подальшому при охолодженні в різних мастилах ТКД-траєкторії цих точок поведуться по-різному. Із рис. 5 видно, що при проходженні ТКД-траєкторій як областю А–Б, так і А–М швидкість охолодження приповерхневого шару державки у важкому мастилі значно вища, ніж у легкому. Так, при загартовуванні державки в легкому мастилі ТКД-траєкторії досягають межі завершення фазових перетворень аустеніту на бейніт за 57–60 с від початку загартовування (рис. 5а, б), а при загартовуванні у важкому мастилі – за 40–43 с. Згідно з ТКД сталі (див. рис. 3) у результаті загартовування у важкому мастилі в досліджуваних точках державки міститиметься близько 3 % бейніту, у той час як у результаті загартовування в легкому мастилі вміст бейніту в цих самих точках державки буде набагато більший. Якщо простежити за ТКД-траєкторіями далі, то побачимо, що при загартовуванні державки у важкому мастилі ТКД-траєкторії досягають межі завершення мартенситних перетворень за 93 с, а при загартовуванні державки в легкому мастилі – набагато пізніше – за 135 с після початку загартовування. Врешті-решт у результаті загартовування у важкому мастилі твердість робочої поверхні державки буде значно більшою – близько 50 HRC (за шкалою “час–твердість” на рис. 3), ніж твердість державки, загартованої в легкому мастилі – близько 44 HRC. Така різниця може суттєво впливати на зносостійкість робочої поверхні державки.

Обговорення отриманих результатів. У комп’ютерних експериментах при моделюванні температурного поля у твердосплавному різці у процесі загартовування сталеві державки у водяному розчині солей і основ, а також мастилах використовуються літературні дані для величини коефіцієнту теплообміну на поверхні різця. Як впливає з поданих результатів чисельних експериментів, на швидкість охолодження при загартовуванні та на рівень твердості загартованої поверхні державки різця впливає не лише величина коефіцієнту теплообміну, а також характер його температурної залежності $\alpha = \alpha(T)$. Особливо виразно це видно на прикладі загартовування в легкому та важкому мастилах. Тому при дослідженні можливості загартовування сталеві державки до певного рівня твердості та отримання необхідної товщини загартованого шару важливою є адекватність інформації про температурну залежність коефіцієнта теплообміну у використовуваній гартівній рідині.

Наведені результати є наступним етапом досліджень з вибору оптимальних режимів індукційного паяння твердосплавних різців та їх загартовування з метою забезпечення їх максимальної стійкості при роботі у складних середовищах. Очевидно, що отримані теоретичні результати не можна вважати остаточними для формування рекомендацій щодо загартовування поверхні державки твердосплавних різців, оскільки також важливим є проведення ла-

браторних досліджень процесу загартування. Однак отримані результати можуть бути корисні при виборі режимів загартовування та гартівних середовищ.

Висновки. Запропоновано чисельну методику прогнозування твердості та товщини загартованого приповерхневого шару державки твердосплавного різця в результаті загартовування державки після індукційного паяння різця. Показано, що шляхом варіації охолоджувальних властивостей гартівної рідини можна забезпечити необхідний рівень твердості робочої поверхні сталеві державки (у максимально можливих межах для цієї марки сталі) та необхідну товщину її приповерхневого загартованого шару. Встановлено, що при загартовуванні державки різця у водяному розчині солей і основ за температури гартівної рідини 100 °С можна отримати товщину загартованого приповерхневого шару державки близько 4 мм із твердістю, максимально можливою для цієї марки сталі. Однак у результаті загартовування державки різця в мастилах досягти максимальної твердості загартованого приповерхневого шару державки неможливо. Показано, що на результати загартовування впливає не тільки величина коефіцієнту конвективного теплообміну при охолодженні сталеві державки в певній гартівній рідині, а й характер його температурної залежності.

Література

1. Новіков М. В., Лукаш В. А., Вировець Л. М. Створення вітчизняного виробництва ріжучого інструменту для дорожньо-фрезерних машин// Наука та інновації. – 2005. – Т. 1. – № 3. – С. 112–117.
2. Аналіз температурного поля у твердосплавному різці в процесі його індукційного паяння та неізотермічного гартування. В. А. Дутка, А. Л. Майстренко, В. М. Колодніцький та ін.// Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника и технология его изготовления и применения: Сб. науч. тр. – К.: Изд-во ИСМ им. В. Н. Бакуля НАН Украины, 2007. – Вып. 10. – С. 449 – 455.
3. Дутка В. А. Комп'ютерне формування температурного поля твердосплавного різця для його індукційного паяння та гартування// Сверхтвердые материалы. – 2008. – № 2. – С. 72–78.
4. Тепло- и массообмен. Теплотехнический эксперимент: Справочник/ Под общ. ред. В. А. Григорьева, В. И. Зорина. – М.: Энергоиздат, 1982. – 510 с.
5. Шмыков А. А. Справочник термиста. – М.: Машгиз, 1961. – 392 с.
6. Попова Л. Е., Попов А. А. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-раствора в сплавах титана: Справочник термиста. – М.: Металлургия, 1991. – 504 с.
7. Лахтин Ю.М. Металловедение и термическая обработка металлов. – М.: Металлургия, 1984. – 360 с.

Надійшла 17.06.08