

Інструмент, порошки, пасты

УДК 622.24.051:536.2:004.942

**В. А. Дутка, А. Л. Майстренко, В. А. Лукаш,
О. В. Мельничук, Л. М. Вировець** (м.Київ)

Комп'ютерне та експериментальне дослідження розподілу твердості сталюого корпусу різця в результаті фазових перетворень при індукційному гартуванні

Наведено результати чисельних та експериментальних досліджень розподілу твердості зразків сталюого корпусу твердосплавного різця після індукційного гартування в середовищах із суттєво різними охолоджувальними здатностями. Режим нагрівання корпусу різця було вибрано таким, як і для процесу індукційного паяння твердосплавної вставки до корпусу різця та наступного гартування. Результати обчислень твердості різних ділянок осьового перерізу зразка корпусу різця та експериментальних досліджень добре узгоджуються між собою, що свідчить про адекватність чисельної методики.

***Ключові слова:** комп'ютерне моделювання, індукційне гартування, експериментальне дослідження, фазові перетворення, твердість.*

ВСТУП

При комп'ютерному прогнозуванні властивостей деталей після їх загартування є важливим встановлення адекватності методики, яка для цього використовується.

На даний час моделюванню процесу гартування та прогнозуванню механічних властивостей деталей після гартування присвячено значний обсяг робіт. В [1] проведено чисельне моделювання індукційного нагрівання осесиметричної деталі, прогнозування фазових перетворень та твердості деталі в результаті гартування. Прогнозування фазових перетворень виконується як на стадії нагрівання – з використанням TTS-діаграм (time-temperature-solubility diagram), так і на стадії охолодження – з використанням ССТ-діаграм (continuous-cooling-transformation diagram). Приведено порівняння результатів прогнозування та експериментального вимірювання твердості циліндричного зразка після гартування.

Подібну методику моделювання індукційного нагрівання для гартування застосовано в [2–4]. Але в цих роботах для визначення об'ємних часток фазових складових – перліту і бейніту – використано рівняння Аврамі та Джонсо-

на-Мела, для визначення об'ємної частки мартенситу – емпіричне рівняння Койстинена-Марбургера, а для визначення твердості застосовано регресійний аналіз за даними TTS-діаграми. Наведено також порівняння результатів обчислень та вимірювань твердості загартованих зразків. В [2] виконано дослідження твердості циліндричного зразка, а в [3, 4] – загартованої частини поверхні сталюого зразка складної форми. Відносна похибка між результатами вимірювань та чисельними результатами знаходиться в межах 2–10 %.

В [5] на основі результатів масиву експериментів по індукційному гартуванню рейкових компонентів виконано математичне моделювання фазових перетворень та твердості загартованих деталей. Для цього використано регресійний аналіз. Моделювання проведено для шести марок сталей, наведено порівняння прогнозованої твердості деталей із експериментальними даними.

В [6, 7] виконано комп'ютерне моделювання індукційного нагрівання, фазових перетворень та твердості загартованої деталі, проведено порівняння результатів комп'ютерного прогнозування та експериментального дослідження твердості сталюих загартованих деталей. Крім того, в [7] за допомогою комп'ютерної моделі і експериментально досліджено напружено-деформований стан деталі (автомобільного валу) після гартування. При моделюванні фазових перетворень в цих роботах використовували рівняння Аврамі та Койстинена-Марбургера, а також термокінетичні діаграми для сталей.

Слід зауважити, що є значна кількість робіт, в яких виконано комп'ютерне моделювання та експериментальні дослідження процесів індукційного нагрівання і фазових перетворень в результаті гартування [8, 9], а також споріднених з ними процесів [10–14]. В [8] проведено моделювання фазових перетворень, спричинених не лише підвищенням температури під час індукційного нагрівання, але і карбонізацією сталі. В [9] чисельно і експериментально досліджено температурне поле і фазові перетворення в циліндричному сталюому зразку в результаті загартування після індукційного нагрівання. В [10–12] виконано комп'ютерні та експериментальні дослідження теплових процесів та фазових перетворень зони теплового впливу в результаті зварювання. В [8–12] при моделюванні фазових перетворень також було використано рівняння Аврамі та/або рівняння Койстинена-Марбургера і термокінетичні діаграми. В [13] представлено метод математичного моделювання процесів теплопереносу, фазових і структурних перетворень при литті та гартуванні тіл складної конфігурації. В задачі теплопровідності враховано теплові джерела, що виникають внаслідок фазових та структурних перетворень. Наведено формулу для наближеного визначення густини теплових джерел, що виникають в результаті мартенситного перетворення аустеніту в процесі гартування. В [9–12] проведено порівняння результатів обчислень з результатами експериментів. В [14] запропонована уточнена модель структурних перетворень аустеніту в процесі гартування. Реалізацію моделі продемонстровано на прикладі гартування тонкого циліндра після опромінення його торця. Розв'язано зв'язану задачу термопружнопластичності з урахуванням термоструктурної складової тензора деформації, визначено залишкові напруження в результаті гартування. Термоструктурну складову тензора деформації визначено через питомі об'єми фаз, які, в свою чергу, обчислено за емпіричними формулами, наведеними в [15].

ЧИСЕЛЬНІ ТА ЛАБОРАТОРНІ ЕКСПЕРИМЕНТИ

В роботі проведено чисельне та експериментальне дослідження однієї з важливих характеристик сталюого корпусу тведосплавного різця після гар-

тування – твердості. Схему термічної обробки корпусу різця представлено на рис. 1. На стадії індукційного нагрівання корпус різця розташовують всередині обмотки індуктора, в якій протікає електричний струм високої частоти. В трубці обмотки індуктора циркулює вода. Після індукційного нагрівання корпус різця охолоджується на повітрі при перенесенні його від індуктора у ванну з охолоджувальною рідиною, в якій здійснюється гартування. Режим індукційного нагрівання та охолодження вибирався таким, як і для індукційного паяння твердосплавної вставки різця з наступним гартуванням його корпусу [16] з використанням нагріву при паянні. При математичному моделюванні індукційного нагрівання сталюого корпусу різця для описання електромагнітного і теплового полів використано зв'язану систему нелінійних рівнянь електродинаміки для квазіусталених процесів і теплопровідності:

$$\operatorname{rot}\left(\frac{1}{\mu}\operatorname{rot}\mathbf{E}\right)-i\omega\mu_0(\mathbf{J}+\mathbf{J}_0)-\omega^2\mu_0\mathbf{D}=0; \quad (1)$$

$$\mathbf{J}=\sigma\mathbf{E}, \quad \mathbf{D}=\varepsilon_0\varepsilon\mathbf{E}; \quad (2)$$

$$\rho c\frac{\partial T}{\partial t}=\operatorname{div}(\lambda\operatorname{grad}T)+Q; \quad (3)$$

$$Q=\frac{\sigma}{2}\mathbf{E}\cdot\mathbf{E}^*, \quad (4)$$

де $\mathbf{E}=\mathbf{E}(\mathbf{r}, t)$ і $\mathbf{D}=\mathbf{D}(\mathbf{r}, t)$ – вектори комплексних амплітуд напруженості та індукції електричного поля; $\mathbf{J}=\mathbf{J}(\mathbf{r}, t)$ – вектор комплексної амплітуди густини діючого електричного струму в об'ємі різця; \mathbf{J}_0 – вектор діючої густини електричного струму в обмотці індуктора; i – уявна одиниця; ω – кругова частота струму; ε_0 і μ_0 – діелектрична і магнітна постійні; ε і μ – діелектрична і магнітна проникності середовища; σ – питома електропровідність; \mathbf{E}^* – вектор, компоненти якого є комплексно спряженими величинами до відповідних компонент вектора \mathbf{E} ; $T=T(\mathbf{r}, t)$ – температура; \mathbf{r} – радіус-вектор точки простору; t – час; ρ , c і λ – густина, питома теплоємність і коефіцієнт теплопровідності відповідно. Електромагнітні і теплофізичні властивості матеріалу корпусу залежать від температури і напруженості магнітного поля \mathbf{H} : $\mu=\mu(\mathbf{H}, T)$, $\sigma=\sigma(T)$, $\rho=\rho(T)$, $c=c(T)$ і $\lambda=\lambda(T)$. Рівняння (1) зручно використовувати для розв'язання осесиметричної задачі індукційного нагрівання, оскільки в цьому випадку вектор напруженості електричного поля має тільки один ненульовий компонент. При моделюванні електромагнітного поля в сталюому корпусі різця є відсутніми останній член в лівій частині рівняння (1) та доданок \mathbf{J}_0 у другому члені цього рівняння; при описанні електромагнітного поля в областях, зайнятих повітрям і підставкою, другий член в рівнянні (1) відсутній, а при моделюванні електромагнітного поля в індукторі є відсутнім останній член цього рівняння.

При моделюванні температурного поля в корпусі різця на стадії індукційного нагрівання використано рівняння теплопровідності (3) з внутрішнім джерелом джоулевого тепла потужності Q (4), а на стадії охолодження на повітрі і в процесі гартування величина $Q=0$. Шукані вектор напруженості електричного поля \mathbf{E} і температура T задовольняють граничні та початкові умови:

$$\mathbf{E}(\mathbf{r}, t)=\mathbf{0}, \quad \mathbf{r}\in l_{Oz}\cap S_E; \quad (5)$$

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial n}(\mathbf{r}, t) = 0, \mathbf{r} \in l_{Oz}; \quad (6)$$

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial n}(\mathbf{r}, t) = \alpha(T_C - T), \mathbf{r} \in S_T; \quad (7)$$

$$\mathbf{E}(\mathbf{r}, 0) = 0; \quad (8)$$

$$T(\mathbf{r}, 0) = T_0, \quad (9)$$

де l_{Oz} – вісь Oz ; S_E – зовнішня поверхня розрахункової області для електромагнітного поля; S_T – зовнішня поверхня корпусу різця; T_0 – кімнатна температура; $\alpha = \alpha(T, t)$ – коефіцієнт конвективного теплообміну поверхні корпусу різця із зовнішнім середовищем. При моделюванні індукційного нагрівання систему рівнянь (1)–(4) з граничними та початковими умовами (5)–(9) розв’язують сумісно, а при моделюванні процесу охолодження корпусу різця на повітрі при перенесенні його в гартівне середовище та в процесі гартування розв’язують задачу теплопровідності (3), (6), (7), (9).

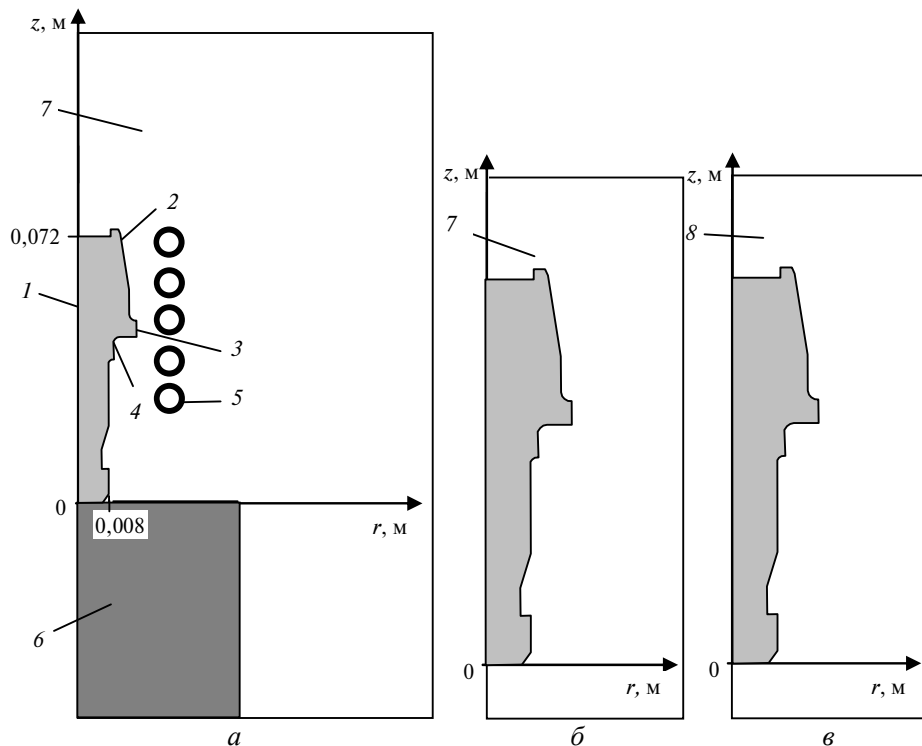


Рис. 1. Схема термічної обробки сталюого корпусу різця (половина осьового перетину): індукційне нагрівання (а), охолодження на повітрі (б), гартування в рідинному середовищі (в); 1 – сталюий корпус різця; 2 – зона поверхні корпусу поблизу вставки; 3 – буртик корпусу; 4 – зона поблизу буртика; 5 – витки індуктора (мідь); 6 – підставка (вогнетривка цегла); 7 – повітря; 8 – гартівне середовище.

Для комп’ютерного моделювання процесу індукційного нагрівання та охолодження корпусу різця на повітрі та під час гартування використовують методику, аналогічну [17], яка базується на скінченно-елементній дискре-

тизації просторової області та скінченно-різницевій схемі по часі. Для прогнозування механічних властивостей корпусу різця після гартування було використано методика [16]. Згідно з цією методикою за результатами обчислень побудовано графіки зміни температури в досліджуваних точках корпусу під час гартування – термодинамічні траєкторії охолодження цих точок (або ТКД-траєкторії) і нанесено межі областей фазових перетворень аустеніту в процесі охолодження. За траєкторіями охолодження з використанням термодинамічної діаграми для корпусу різця визначали тривалість охолодження в діапазоні температур 800–500 °С та питомі об’ємні частки бейніту, фериту і перліту та мартенситу, що утворились в досліджуваних точках корпусу в результаті гартування. Для обчислення значень механічних властивостей загартованого корпусу, зокрема твердості, використано регресійні моделі [18, 19], в яких враховується хімічний склад сталі, фазовий склад матеріалу корпусу після гартування та тривалість охолодження в інтервалі температур 800–500 °С в процесі гартування. Для лабораторного дослідження твердості корпусу різця із загартованих зразків вирізали за допомогою алмазних кругів фрагменти, в яких одна з поверхонь співпадає з площиною осьового перерізу різця, і цю поверхню шліфували. Твердість в різних точках цього перерізу було визначено за допомогою твердоміра ТК-2.

Комп’ютерні та лабораторні дослідження було проведено з наступними параметрами (конфігурація та розміри осьового перерізу корпусу різця наведено на рис. 1): матеріал корпусу – сталь 35ХГСА, діюча величина електричного струму в індукторі – 520 А, частота струму – 66 кГц, тривалість індукційного нагрівання – 50 с, тривалість охолодження корпусу різця на повітрі при перенесенні його після нагрівання в гартівну рідину – 5 с. Значення електрофізичних і теплофізичних властивостей матеріалу корпусу та коефіцієнта конвективного теплообміну в процесі індукційного нагрівання і під час охолодження на повітрі при перенесенні корпусу різця в гартівну рідину були вибрані такими ж, як в [16]. Гартування корпусу різця проводили окремо в кожному з двох середовищ – мастилі і розплавленій селітрі. Значення коефіцієнта конвективного теплообміну α при моделюванні процесу гартування в цих середовищах було вибрано згідно даних [20, 21] (рис. 2).

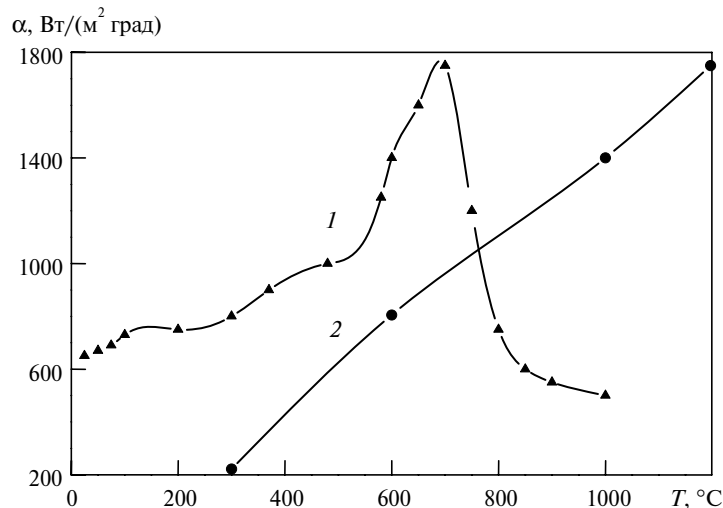


Рис. 2. Температурна залежність коефіцієнта теплообміну металічного зразка при його охолодженні у мастилі марки I-20 (1) [20] і в селітрі NaNO_3 (2) [21]; T – температура поверхні зразка.

При визначенні фазового складу загартованого корпусу різця було використано термодинамічну діаграму перетворення переохолодженого аустеніту для доєвтектоїдної сталі типу 35ХГСА (рис. 3) [22]. Твердість обчислювали за інтерполяційною формулою [19]

$$H_V = (309 + 494C^2 + 17,7Mn)M + (234 + 122C)Б + (98 + 275C + 15,4Mn)Фн, \quad (10)$$

де H_V – твердість за Віккерсом; С, Мп – відсотковий вміст в сталі відповідно вуглецю і марганцю; М, Б, ФП – відносна частина вмісту в досліджуваній точці деталі відповідно мартенситної, бейнітної та ферито-перлітної фаз. Дані про хімічний склад сталі 35ХГСА було взято з [23].

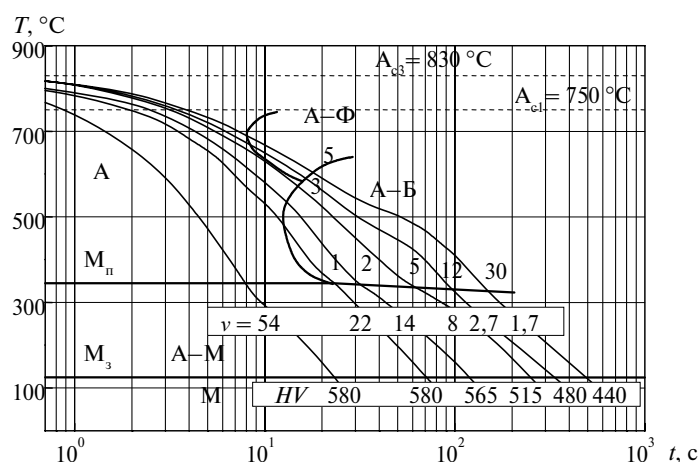


Рис. 3. Термодинамічна діаграма перетворення переохолодженого аустеніту для сталі типу 35ХГСА (охолодження від температури A_{c3}) [22]: А – аустеніт; Ф – ферит; Б – бейніт; М – мартенсит; M_n , M_3 – температура відповідно початку та завершення мартенситного перетворення аустеніту; v , град/сек – швидкість охолодження в інтервалі температур 850–500 °С; цифрами позначено кількість (в % (за об'ємом)) певної фази при виході траєкторії охолодження з відповідної області фазових перетворень.

РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ

За результатами обчислень температурного поля було проведено аналіз рівня та розподілу температури в корпусі різця в процесі його охолодження після індукційного нагрівання протягом двох етапів: при перенесенні від індуктора в охолоджувальну рідину і в процесі гартування. Виконання такого аналізу є корисним в тому сенсі, що дає змогу отримати висновки про можливість більш ефективного використання особливостей індукційного нагрівання для управління процесом отримання необхідного рівня та розподілу механічних характеристик в об'ємі деталі та на її поверхні в результаті гартування. В [16] було показано, що при охолодженні корпусу твердосплавного різця на повітрі при перенесенні його від індуктора в гартівну рідину швидко зникає поверхневий ефект щодо розподілу температури в об'ємі корпусу від зони біля буртика до зони біля вставки (див. рис. 1). Подібна властивість зміни температурного поля спостерігається також і у випадку індукційного гартування самого лише корпусу різця (рис. 4). Протягом 5 с охолодження на повітрі максимальна величина перепаду температури в радіальному напрямі ΔT_{max} корпусу зменшується від 230 до 50 °С (див. рис. 4, а, б), і на момент початку гартування поверхневий ефект щодо розподілу температури в корпусі різця є відсутнім. Однак перепад температури на робочій

поверхні корпусу різця залишається суттєвим і на початку гартування до-
 рівнює 160 °С. Як видно на рис. 4, б, в, при даному режимі індукційного
 нагрівання значна частина об'єму корпусу різця, що прилягає до його
 верхньої поверхні, не прогривається до температури гартування (870 °С для
 сталі 35ХГСА). Тому в зазначеній частині корпусу не відбувається повністю
 аустенітне перетворення при нагріванні. Звідси випливає, що в цій зоні в
 процесі гартування неможливо досягнути максимально можливої твердості
 для даної сталі.

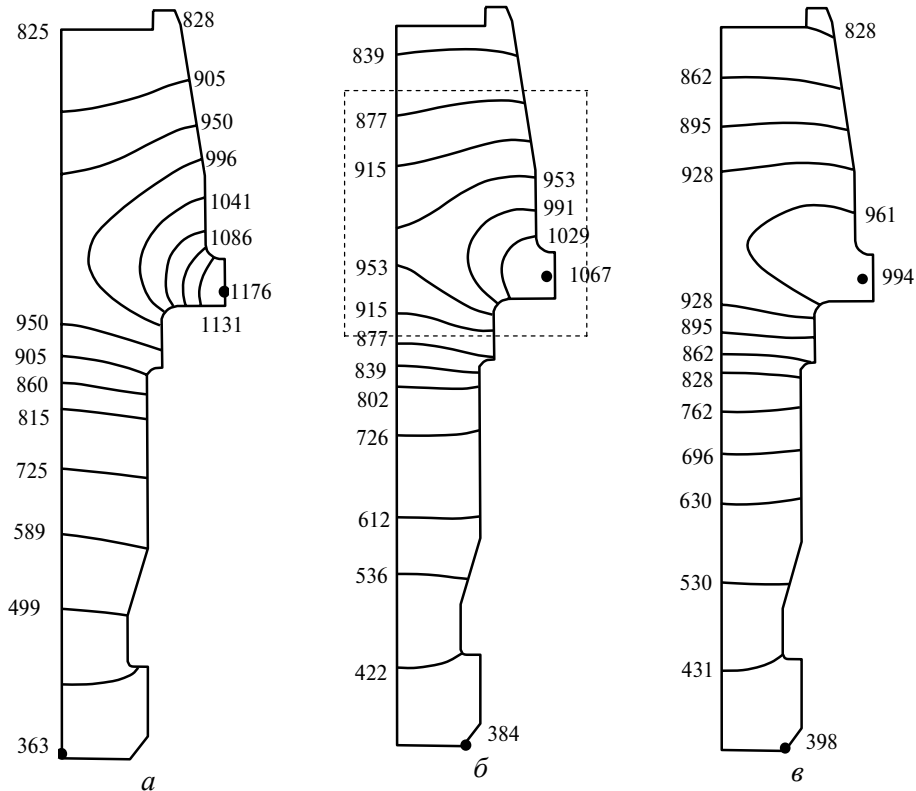


Рис. 4. Температурне поле корпусу різця під час його охолодження при перенесенні від індуктора в гартівну рідину в різні моменти часу з початку нагрівання: 50 (а), 52 (б), 55 (в) с.

В процесі охолодження на повітрі перед гартуванням перепад температури в робочій частині корпусу різця значно зменшується, але максимум температури знаходиться в приповерхневій зоні його бічної поверхні (див. рис. 4). При охолодженні під час гартування відбувається інтенсивне охолодження поверхні корпусу різця і максимум температури зміщується в центральну частину корпусу на вісь його симетрії (рис. 5). Протягом кількох початкових секунд процесу гартування в робочій частині корпусу виникає великий (170–190 °С) перепад температури. Як видно на рис. 5–7, через 8–10 с від початку гартування перепад температури в цій частині корпусу починає помітно зменшуватись, а вже через 40–50 с стає незначним.

На рис. 4, б пунктиром обведено область робочого об'єму корпусу різця, в кожній точці якого в процесі індукційного нагрівання було досягнуто чи перевищено температуру гартування 870 °С; для окремих точок цієї області, а саме для точок з номерами 2, 3, 4, 5, 6, 8, 9, 10 (див. рис. 6, 7), було виконано прогнозування твердості з використанням формули (10). За межами вказаної

області рівень температури до гартування був нижчим від 870 °С. Отримані термокінетичні траєкторії охолодження цих точок зображено на рис. 6 і 7. Точки 1, 7, 11 і 12 не належать зазначеній області. Видно, що в цих точках рівень температури на момент початку охолодження в гартівній рідині був меншим від температури завершення процесу утворення аустеніту для сталі 35ХГСА (870 °С).

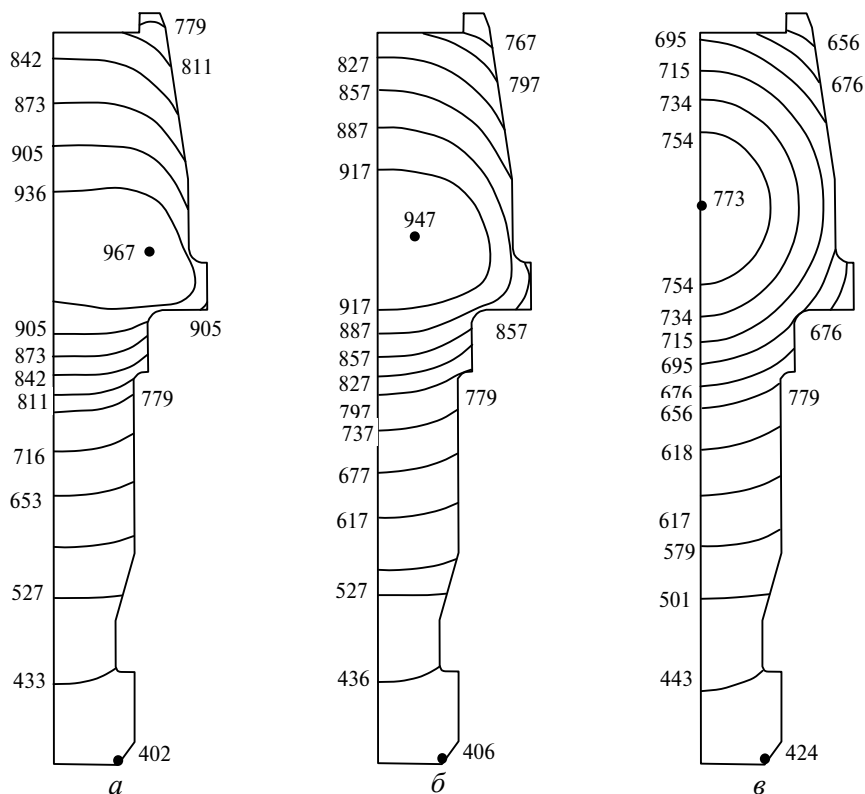


Рис. 5. Температурне поле корпусу різця під час його охолодження у розплаві селітри в різні моменти часу з початку нагрівання: 55,9 (а), 57,3 (б), 70 (в) с.

З порівняння ТКД-траєкторій всіх указаних точок при охолодженні в селітрі і в мастилі видно, що охолодження в мастилі відбувається набагато інтенсивніше, ніж в селітрі. Очевидно, це зумовлено як характером температурної залежності коефіцієнту конвективного теплообміну $\alpha(T)$ при охолодженні зразків у цих середовищах (див. рис. 2), так і величиною температури самого середовища. Лише при $T > 800$ °С коефіцієнт $\alpha(T)$ для селітри більший, ніж для мастила, а при зменшенні температури зразка від 800 °С $\alpha(T)$ для селітри зменшується, а для мастила різко зростає в інтервалі 800–700 °С; при $T < 700$ °С $\alpha(T)$ для мастила хоч і зменшується, але залишається в 1,5–4 рази більшим ніж для селітри. Тобто охолоджувальні властивості розплавленої селітри і мастила суттєво відрізняються.

При охолодженні в селітрі траєкторії всіх указаних точок проходять через область фазового перетворення аустеніту у ферит та перліт, потрапляючи після цього в область верхнього бейніту (див. рис. 6).

При охолодженні ж у мастилі траєкторії точок 2, 3, 4, що лежать на робочій поверхні корпусу різця, обминають фазову область ферито-перлітного перетворення аустеніту і зразу ж прямують в область нижнього бейніту (див.

рис. 7, а). ТКД-траєкторії решти з точок, що розглядаються, хоча і проходять через область ферито-перлітного перетворення аустеніту, однак також прямують в область нижнього бейніту (див. рис. 7, б, в).

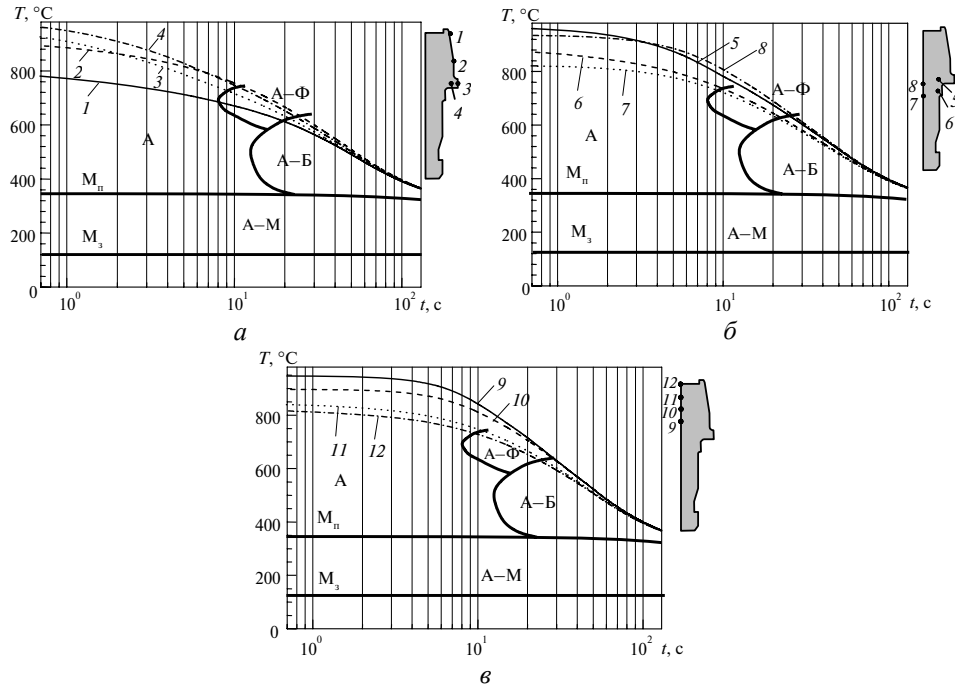


Рис. 6. Термокінетичні траєкторії охолодження різних точок сталюго корпусу різця в процесі гартування в розплаві ($T = 300\text{ }^{\circ}\text{C}$) селітри в точках зовнішньої поверхні (а), поблизу буртика (б), на осі корпусу різця (в); на шкалі часу відлік ведеться від початку охолодження в гартівній рідині.

Наведені вище суттєві відмінності поведінки термокінетичних траєкторій точок корпусу різця при гартуванні його в рідкій селітрі та в мастилі пояснюють причини отримання суттєвої різниці твердості в цих точках для зразків корпусу різця, загартованих у вказаних рідинах. Це підтверджують також результати виконаного комп'ютерного прогнозування твердості корпусу різця після його гартування в зазначених рідинах, а також результати лабораторних досліджень твердості різних точок осьового перерізу сталюго корпусу різця. Значення твердості за Віккерсом H_V , що обчислені за формулою (10), було переведено в значення твердості за Роквеллом HRC з використанням таблиці співвідношень між величинами H_V і HRC [24] та відповідного графіка взаємозалежності цих величин, який представлено в [16].

На рис. 8 наведено порівняння результатів обчислень та експериментальних досліджень твердості загартованих зразків корпусу різця у розплаві селітри та в мастилі. Видно, що в результаті гартування у мастилі величина твердості в точках бічної поверхні корпусу близька до максимально можливої (54 HRC) [21] для сталі 35ХГСА. Величина твердості у відповідних точках корпусу, загартованого у селітрі, значно менша – на 11–13 HRC , ніж корпусу, загартованого у мастилі. Видно, що у випадках охолодження в кожному із цих середовищ відбувається наскрізне гартування корпусу. Вздовж однієї радіальної прямої твердість в точці бічної поверхні корпусу на 2–

4 HRC більша від твердості в точці його центральної частини. Очевидно, це є наслідком того, що в процесі гартування поверхня корпусу охолоджується швидше, ніж його внутрішня частина.

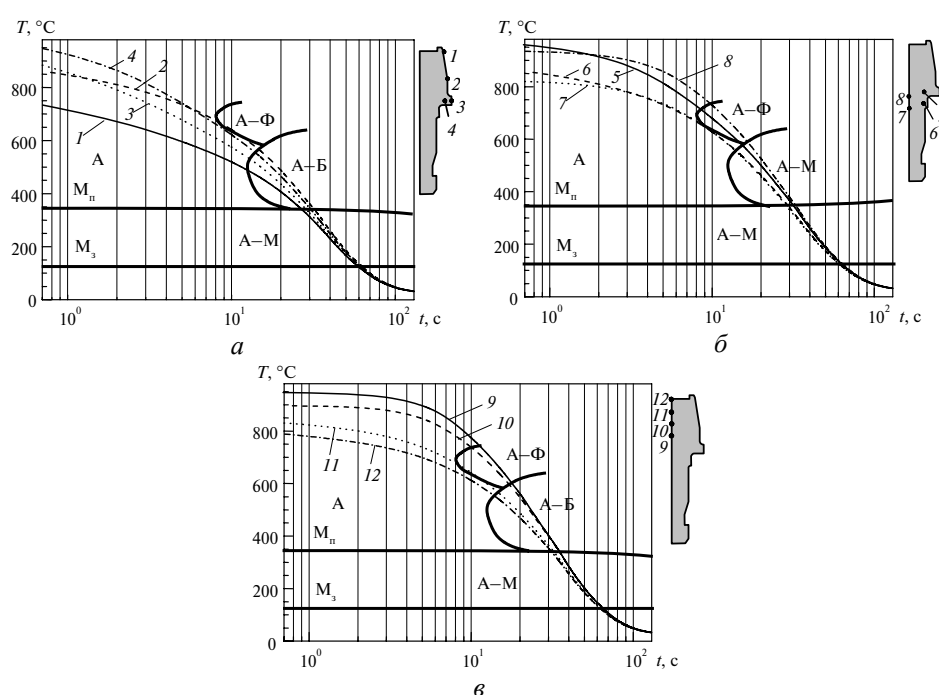


Рис. 7. Термокінетичні траєкторії охолодження сталювого корпусу різця в процесі гартування у мастилі з температурою 20 °С в точках зовнішньої поверхні (а), поблизу буртика (б), на осі корпусу різця (в).

Для чисельних результатів, отриманих для випадків гартування в селітрі і мастилі, є подібним характер неоднорідності твердості вздовж осі корпусу: в точках 8 і 10 (див. рис. 6–8) твердість незначно – на 1 HRC – більша, ніж у проміжній між ними точці 9. Це, ймовірно, спричинено тим, що при гартуванні швидкість охолодження точок 8 і 10 корпусу є більшою за швидкість охолодження точки 9, про що свідчить поведінка ТКД-траєкторій цих точок (див. рис. 6, б, в и 7, б, в). Для результатів, отриманих експериментально, такого характеру розподілу твердості в указаних точках не спостерігається, однак значення твердості в них відрізняються несуттєво (на 1–2 HRC).

Як видно з рис. 8, твердість корпусу є найбільшою в тій частині його об'єму, яка, згідно з ефектом близькості [25], знаходиться в середній області простору, обмеженого обмоткою індуктора і розташована найближче до витків індуктора. Як впливає зі схеми взаємного розташування корпусу різця та індуктора (див. рис. 1), такою частиною об'єму корпусу є його буртик та прилегла до нього зона. Під час індукційного нагрівання ця частина корпусу нагрівається швидше і до вищих температур (див. рис. 4). Як видно з аналізу ТКД-траєкторій (див. рис. 6, 7), область буртика є однією з тих, що найшвидше охолоджуються при гартуванні. Тому, як показують результати обчислень (див. рис. 8), максимальна твердість корпусу досягається також на поверхні буртика (див. рис. 6, а, точка 3) та у внутрішній його частині (див. рис. 6, а, точка 4). Причому твердість в цих точках однакова як для випадку гартування у селітрі (42 HRC), так і у мастилі (53 HRC) (див. рис. 8).

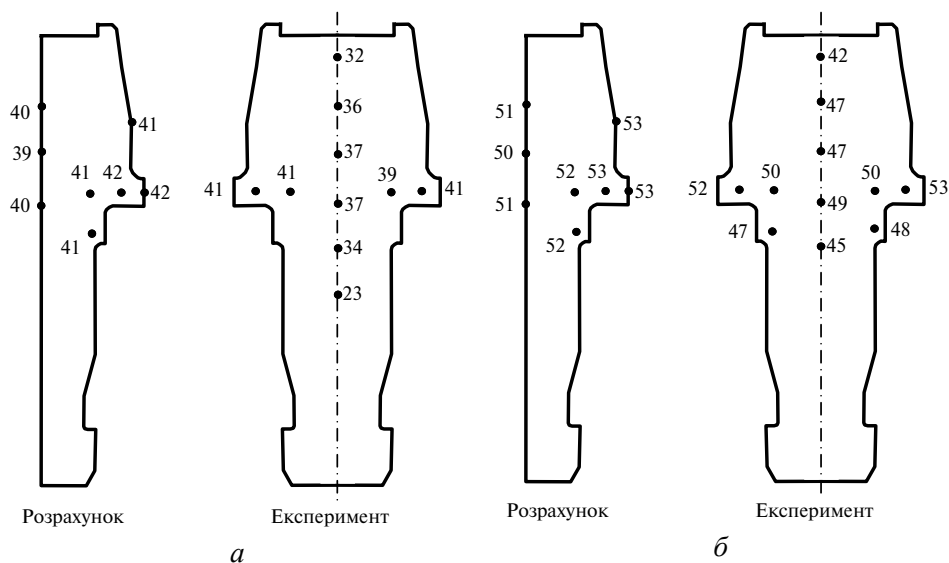


Рис. 8. Порівняння чисельних та експериментальних результатів дослідження твердості корпусів різця після гартування в розплаві селітри (а) та в мастилі (б).

З порівняння чисельних та експериментальних результатів дослідження твердості корпусу різця (див. рис. 8) випливає, що різниця між результатами обчислень та експерименту не перевищує 12 %. Тому з проведеного аналізу можна зробити висновок, що результати чисельного та експериментального досліджень твердості загартованих сталевих зразків корпусу різця узгоджуються між собою.

ОБГОВОРЕННЯ РЕЗУЛЬТАТІВ

Отримані результати комп'ютерного моделювання та експериментального дослідження твердості зразків сталевих корпусів різця, загартованих в середовищах із суттєво різною охолоджувальною здатністю, підтверджують адекватність чисельної моделі для прогнозування твердості металевих тіл складної конфігурації в результаті фазових перетворень при індукційному гартуванні. Для подальшого уточнення результатів комп'ютерного прогнозування потрібно доповнити розроблену методику тією частиною, яка враховувала б фазові перетворення в аустеніт на стадії нагрівання. Крім того, при порівнянні з експериментальними даними не було враховано термічного впливу на зміну фазового стану в площині осьового перерізу загартованого зразка корпусу при його розрізанні на фрагменти для досліджень твердості. Очевидно, що дія теплових джерел, які виникають при розрізанні зразка, приводить до локального підвищення температури в зоні різання, наслідком чого є частковий відпуск матеріалу зразка в цій зоні зі зменшенням твердості. Ймовірно, що з цієї причини значення твердості на осі зразка корпусу, що отримано експериментально, є меншими від значень твердості, одержаних в результаті обчислень.

ВИСНОВКИ

Результати обчислень та експериментальних досліджень твердості сталевих (сталь типу 35ХГСА) корпусів різця узгоджуються між собою, що свідчить про адекватність розробленої чисельної методики прогнозування твердості деталей після індукційного гартування.

Як у випадку гартування у мастилі, так і при гартуванні в розплавленій селітрі максимум твердості досягається на поверхні та в об'ємі буртика корпусу різця.

При однакових режимах індукційного гартування значно більшу (на 11–13 HRC) твердість корпусу різця можна отримати в результаті гартування в мастилі, ніж в розплавленій селітрі.

На відміну від випадку гартування у розплавленій селітрі, після гартування у мастилі можна отримати максимально можливий рівень твердості для сталі типу 35ХГСА.

Розроблена чисельна методика може бути використана для прогнозування твердості сталених зразків складної геометричної конфігурації в результаті індукційного гартування.

Приведены результаты численных и экспериментальных исследований распределения твердости образцов стального корпуса твердосплавного резца после индукционной закалки в средах, имеющих существенно различные охлаждающие способности. Режим нагрева корпуса резца был выбран таким же, как и для процесса индукционной пайки твердосплавной вставки к корпусу резца и последующей закалки. Результаты вычислений твердости в различных точках осевого сечения корпуса резца хорошо согласуются с результатами экспериментальных исследований, что свидетельствует об адекватности численной методики.

Ключевые слова: компьютерное моделирование, индукционная закалка, экспериментальное исследование, фазовые превращения, твердость.

The paper presents the results of numerical and experimental investigations of hardness distribution in specimens of a cutting tool steel body upon induction hardening in media that essentially differ in cooling properties. The heating conditions for the tool body were chosen the same as in the case of induction brazing of a hardmetal insert to a tool body with subsequent hardening. The hardness calculations for various zones of the specimen axial section agree well with the experimental data, thus demonstrating the adequacy of the numerical procedure.

Keywords: computer simulation, induction hardening, experimental study, phase transformations, hardness.

1. Cajner F., Smoljan B., Landek D. Computer simulation of induction hardening // J. Mater. Proc. Tech. – 2004. – 157–158. – P. 55–60.
2. Kurek K., Dolega D. Modeling of induction hardening // Int. Sci. Colloq.: Modeling of Electromagnetic Processing, Hannover, 24–26 March, 2003. – P. 125–130.
3. Karban P., Mach M., Doležel I., Barglik J. Continual surface induction hardening of profile prismatic steel bodies // Int. Sci. Colloq.: Modelling for Material Processing, Riga, Latvia, 8–9 June, 2006. – P. 215–220.
4. Barglik J., Arendarska J., Dolega D., Smagor A. Numerical modeling of induction hardening of steel bodies // Int. Sci. Colloq.: Modelling for Electromagnetic Processing, Hannover, 27–29 Oct., 2008. – P. 111–116.
5. Palaniradja K., Alagumurthi N., Soundararajan V. Modeling of phase transformation in induction hardening // Open Mater. Sci. J. – 2010. – N 4. – P. 64–73.
6. Yuan J, Kang J., Rong Y., Sisson Jr. Finite element analysis of induction hardening process of Steel // Heat Treating and Surface Engineering: Proc. of 22nd Heat Treating Soc. Conf. and the 2nd Int. Surface Eng. Cong., Indianapolis, Indiana, USA, 15–17 Sept., 2003 / Eds. N. B. Dahotre, R. J. Caster, R. A. Hill, O. O. Popoola. – Indianapolis, USA: ASM International, 2003. – P. 104–111.
7. Reddy A. V., Cai J., Chuzhoy L. et al. Development and application induction hardening simulation for processing production components // Heat Treating: Including Advances in Surface Engineering: Int. Symp. in Honour of Prof. Tom Bell and Prof. Jerome B. Cohen Memorial Symp. on Residual Stresses in the Heat Treatment Industry, 9–12 Oct. 2000: Proc. 20th conf. / Eds K. Funatani and G. E. Totten. – St. Louis, Missouri: ASM Int. Heat Treating Society, 2001. – Vol. 1. – P. 321–326.

8. *Fasano A., Hömberg D., Panizzi L.* A mathematical model for case hardening of steel // DFG-Forschungszentrum MATHEON Mathematik für Schlüsseltechnologien. – Berlin: Preprint for MATHEON, 2008. – 26 s.
9. *Gaude-Fugarolas D.* Phase transformations in steel during induction hardening // Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах: Сб. тр. междунар. конф., 16–20 сент. 2002 г., п. Кацивели, Крым, Украина. – Киев: Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, 2002. – С. 118–123.
10. *Бокота А., Пекарска В.* Напряженное состояние сварных соединений, выполненных лазерной сваркой с подогревом // Вторая междунар. конф. “Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах”, п. Кацивели, Крым, Украина, 13–17 сент. 2004 г.: Сб. тр. – Киев: Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, 2004. – С. 32–37.
11. *Пекарска В.* Численное моделирование структуры металла в ЗТВ при сварке стали повышенной прочности // Автомат. сварка. – 2008. – № 4. – С. 9–14.
12. *Махненко В. И., Великоиваненко Е. А., Махненко О. В. и др.* Исследование влияния фазовых превращений на остаточные напряжения при сварке кольцевых стыков труб // Там же. – 2000. – № 5. – С. 3–8.
13. *Никитенко Н. И.* Метод математического моделирования теплопереноса, фазовых и структурных превращений при литье и закалке тел сложной конфигурации с криволинейными границами // Пром. теплотехника. – 1998. – 20, № 5. – С. 17–22.
14. *Жук Я. О., Червінко О. П., Васильєва Л. Я.* Уточнена модель структурних перетворень в тонкому сталевому циліндрі при тепловому опроміненні торця // Доп. НАН України. – 2007. – № 4. – С. 53–58.
15. *Юрьев С. Ф.* Удельные объемы фаз в мартенситном превращении аустенита. – М.: Металлургиздат, 1950. – 48 с.
16. *Дутка В. А.* Комп’ютерне моделювання створення перепаду механічних властивостей на поверхні державки твердосплавного різця в результаті гартування після індукційного паяння // Сверхтв. материалы. – 2010. – № 1. – С. 75 – 85.
17. *Дутка В. А.* Математическое моделирование электромагнитных и термомеханических полей при горячем прессовании керамических материалов с использованием индукционного нагрева // Докл. АН УССР. Сер. А. – 1991. – № 2. – С. 15–19.
18. *Касаткин О. Г., Зайффарт П.* Влияние химического и фазового состава зоны термического влияния на ее механические свойства при дуговой сварке низколегированных сталей // Автомат. сварка. – 1984. – № 2. – С. 5–10.
19. *Зайффарт П., Касаткин О. Г.* Расчетные модели для оценки механических свойств металла ЗТВ при сварке низколегированных сталей // Междунар. конф. “Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах”, п. Кацивели, Крым, Украина, 16–20 сент. 2002 г.: Сб. тр. – Киев: Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, 2002. – С. 103–106.
20. *Захаров А. В., Эйсмонт Ю. Э., Щербакова Л. П. и др.* Исследование возможности использования полимерной среды Na–КМЦ для закалки рельсов и деталей рельсовых скреплений // Металловедение и термич. обработка металлов. – 1991. – № 4. – С. 24–27.
21. *Шмыков А. А.* Справочник термиста. – М.: Машгиз, 1961. – 392 с.
22. *Поришоров М. Х., Белов В. В.* Фазовые превращения и изменения свойств стали при закалке: Атлас. – М.: Наука, 1972. – 220 с.
23. *Сорокин В. Г., Волосникова А. В., Вяткин С. А. и др.* Марочник сталей и сплавов. – М.: Машиностроение, 1989. – 640 с.
24. *Мягков В. Д.* Краткий справочник конструктора. – М.-Л.: Машгиз, 1963. – 544 с.
25. *Слухоцкий А. Е., Немков В. С., Павлов Н. А., Бамунэр А. В.* Установки индукционного нагрева. – Л.: Энергоиздат, 1981. – 328 с.

Інститут надтвердих матеріалів
ім. В. М. Бакуля НАН України

Надійшла 07.04.11