УДК 669.14.018.29:621.785 https://doi.org/10.32515/2664-262X.2026.14(45).172-184

О. В. Кузик[1], доц., канд. техн. наук, **М. В. Босий**[1], **В. В. Слонь**[2], канд. техн. наук, **С. І. Шматько**, **В. М. Кропівний**[1], проф., канд. техн. наук, **Д. О. Атрощенко**[1]
[1] *Центральноукраїнський національний технічний університет, м. Кропивницький, Україна*
[2] *Херсонський державний аграрно-економічний університет, м. Кропивницький, Україна*
e-mail: kuzykov1985@gmail.com, bosiymv@ukr.net

Закономірності структурно-фазових перетворень та зміна рівня твердості легованої штампової сталі при ізотермічній обробці

У статті досліджено структурно-фазові перетворення та зміну рівня твердості штампової сталі 4Х4Н5М4Ф2 під час багатостадійної ізотермічної термічної обробки. Встановлено, що бейнітна витримка не забезпечує необхідного пом'якшення, тоді як подальше нагрівання до температури 550…580 °С спричиняє коагуляцію карбідів і формування феритно-карбідної структури з твердістю 32…34 HRC. Визначено оптимальний режим обробки.

термічна обробка, бейніт, легований ферит, коагуляція карбідів, штампова сталь, кінетика перетворень, знеміцнення

Постановка проблеми. Леговані штампові сталі для гарячого деформування характеризуються підвищеною твердістю та теплостійкістю, що забезпечує їх експлуатаційні характеристики в умовах циклічних термомеханічних навантажень. Водночас після гарячої деформації або гартування такі сталі часто набувають значної твердості та структурної неоднорідності, що ускладнює механічну обробку й знижує технологічність виготовлення інструменту.

Традиційні режими відпалу не завжди забезпечують необхідний рівень пом'якшення у складнолегованих штампових сталях через підвищену стабільність переохолодженого аустеніту та уповільнену кінетику дифузійних перетворень у бейнітному інтервалі температур. Наявність карбідоутворюючих елементів (Cr, Mo, V, Nb, Ti) зумовлює формування термостабільних складних карбідних фаз, які істотно впливають на характер структурно-фазових перетворень і кінцеву твердість матеріалу.

Особливо складним є прогнозування зміни рівня твердості при багатостадійній ізотермічній термічній обробці, що включає тривалу витримку в бейнітній області з подальшим нагріванням у верхній частині температурного інтервалу відпускання. За таких умов одночасно відбуваються розпад переохолодженого аустеніту, виділення та коагуляція карбідних фаз, а також можливе локальне утворення аустеніту в зонах хімічної мікронеоднорідності, що зумовлює нелінійний характер зміни механічних властивостей.

Незважаючи на значну кількість досліджень, присвячених кінетиці бейнітного перетворення та коагуляції карбідів, закономірності формування пом'якшеного структурного стану у складнолегованих штампових сталях при тривалих ізотермічних витримках залишаються недостатньо систематизованими. Відсутній комплексний аналіз взаємозв'язку між об'ємною часткою бейнітної складової, дисперсністю карбідних фаз, хімічною мікронеоднорідністю та кінцевим рівнем твердості після багатостадійної термічної обробки.

© О. В. Кузик, М.В. Босий, В.В. Слонт, С.І. Шматько, В. М. Кропівний, Д.О. Атрощенко, 2026

У зв'язку з цим актуальним є встановлення закономірностей структурно-фазових перетворень і механізмів зниження твердості легованої штампової сталі при ізотермічній термічній обробці, що забезпечить наукове обґрунтування оптимальних режимів пом'якшувальної термообробки та підвищення технологічності виготовлення інструменту.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Сучасні дослідження в галузі термічної обробки легованих сталей переважно зосереджені на впливі температури аустенізації, режимів гартування та відпускання на формування мікроструктури й механічні властивості.

У роботі [1] Xia B. та ін. досліджено вплив температури гартування на структуру та ударну в'язкість пружинної сталі 50CrMnSiVNb. Встановлено, що підвищення температури аустенізації призводить до збільшення розміру зерна попереднього аустеніту, зміни морфології мартенситу та суттєво впливає на ударну в'язкість. Однак дослідження було зосереджене переважно на механічних властивостях після гартування, без детального аналізу тривалої ізотермічної витримки у бейнітній області та механізмів пом'якшення.

Pawlak K. та ін. в роботі [2] показали, що температура аустенізації визначає розмір зерна попереднього аустеніту та характер подальших фазових перетворень у низьколегованій борвмісній сталі. Автори встановили залежність між зерном аустеніту та зносостійкістю, проте питання кінетики бейнітного перетворення та зниження твердості при ізотермічній обробці залишилися поза межами дослідження.

Celada-Casero C. та співавтори [3] довели, що розмір зерна аустеніту суттєво впливає на характер мартенситного перетворення в низьковуглецевих сталях. Показано зміну морфології мартенситу та кінетики перетворення залежно від зернистості. Разом з тим не розглянуто процеси тривалого розпаду переохолодженого аустеніту в бейнітній області та подальші зміни структури при повторному нагріванні в міжкритичному інтервалі температур.

У дослідженні Parusov E.V. та ін. [4] проаналізовано кінетику розчинення аустеніту у високовуглецевій сталі залежно від температури нагрівання. Встановлено, що підвищення температури прискорює дифузійні процеси та змінює ступінь гомогенізації структури. Однак ця робота не охоплює ізотермічні перетворення в бейнітному інтервалі та механізми коагуляції карбідних фаз при повторному нагрівання.

Lutsenko V.A. та співавтори [5] дослідили особливості формування структури високовуглецевої сталі при прокатці та подальших термічних впливах. Автори підкреслюють роль хімічної мікронеоднорідності та легуючих елементів у стабілізації фазового складу. Проте питання цілеспрямованого зниження твердості через багатостадійну ізотермічну обробку в роботі не розглядалося.

Окрему увагу слід приділити роботі [6] авторів Lutsenko V.A., Golubenko T.M., Lutsenko O.V., у якій досліджено вплив температури термічної обробки на формування структури сталі Cr-Mo-V. Встановлено, що зміна температури нагріву суттєво впливає на фазовий склад, дисперсність структурних складових та механічні характеристики сталі. Показано, що підвищення температури аустенізації сприяє зростанню зерна попереднього аустеніту та зміні характеру подальших фазових перетворень. Разом з тим у роботі основну увагу приділено структуроутворенню при варіюванні температур нагрівання, тоді як закономірності тривалих ізотермічних витримок у бейнітній області та механізми цілеспрямованого зниження твердості через коагуляцію карбідних фаз детально не розглянуті. Отримані результати створюють теоретичну основу для

подальшого дослідження кінетики структурно-фазових перетворень при багатостадійній ізотермічній обробці.

Фундаментальні положення щодо механізмів фазових перетворень у сталях викладені в роботах Porter D.A., Easterling K.E., Sherif M.Y. [7] та Honeycombe R., Bhadeshia H. [8], де детально описано кінетику дифузійних та бездифузійних перетворень, закономірності формування бейніту та мартенситу, а також процеси коагуляції карбідних фаз при відпуску. Ці роботи формують теоретичну основу для аналізу структурних змін при багатостадійній термічній обробці.

У дослідженні Сидорчука О. М. [9] проаналізовано структуру та механічні властивості штампової сталі 4Х4Н5М4Ф2, призначеної для гарячого деформування. Показано вплив легування та термічної обробки на формування карбідних фаз і характеристики міцності. У роботах Сидорчука О. М. та співавторів [10-12] досліджено вплив термічної обробки на структуру та теплостійкість штампових сталей системи Cr-Ni-Mo-V. Показано можливість регулювання аустенітного перетворення та підвищення експлуатаційної стійкості інструментальних сталей. Разом з тим питання тривалих ізотермічних витримок у бейнітному інтервалі та механізм зниження твердості через коагуляцію карбідних фаз залишаються недостатньо дослідженими.

У роботі Talebi та ін. [13] детально досліджено розклад залишкового аустеніту та пов’язане з цим виділення карбідів під час ізотермічного відпалу. Проте дослідження обмежене конкретною середньовуглецевою бейнітною сталлю та не охоплює особливості поведінки багатокомпонентних штампових сталей з підвищеним вмістом карбідоутворюючих елементів.

Ju та співавторів [14] проаналізували механізми укрупнення карбідних частинок, однак у роботі не розглянуто вплив тривалих ізотермічних витримок у бейнітному інтервалі температур на подальше структурне переформування при повторному нагріванні.

Chen та ін. [15] систематизували вплив мікролегування на стабільність карбідів, але не встановили кількісного зв’язку між складом складних карбідних фаз, їх дисперсністю та реальним зниженням твердості після багатостадійної термічної обробки.

Xu та співавторів [16] запропонували метод оцінки кінетики бейнітного перетворення, однак дослідження не враховує вплив хімічної мікронеоднорідності та багатоступеневих теплових циклів, характерних для технологічної обробки штампових сталей.

Gramlich та співавт. [17] дослідили процеси інтеркритичного нагріву, проте механізм конкуренції коагуляції карбідів і повторного утворення аустеніту не було проаналізовано з точки зору кількісного впливу на твердість у широкому температурному інтервалі 773…1053К (500…780 °С).

Важливість урахування структурної та хімічної мікронеоднорідності при аналізі фазових перетворень підтверджується роботою [18] Кропівного В. М., Босого М. В., Кузика О. В. та ін. у яких досліджено термодинамічні закономірності формування фазового складу у високоміцному чавуні. Показано, що температурні умови кристалізації суттєво впливають на розподіл легуючих елементів та локальні перетворення.

В роботі [19] Ауліна В.В. та ін. досліджено вплив структурного стану металевої матриці та морфології графітних включень на зносостійкість чавуну з вермикулярним графітом. Показано, що керування процесами формування мікроструктури, зокрема співвідношенням феритної та перлітної складових і дисперсністю структурних елементів, дозволяє суттєво змінювати механічні властивості матеріалу. Отримані

результати підтверджують важливу роль цілеспрямованого керування структурно-фазовим станом металевої матриці у формуванні експлуатаційних характеристик сплавів, що є актуальним і для легованих сталей, де зміна структури під час термічної обробки визначає рівень твердості та інші властивості матеріалу.

У роботі Галика А.В. [20] розглянуто принципи легування та термічної обробки швидкоріжучих сталей. Показано, що карбідна неоднорідність істотно впливає на властивості матеріалу, а її зниження досягається оптимізацією складу та технології обробки. Разом з тим питання ізотермічних перетворень і зниження твердості при багатостадійній термічній обробці не розглянуто, що визначає актуальність даного дослідження.

Таким чином, аналіз сучасних наукових публікацій свідчить, що у достатньому обсязі досліджено вплив температури аустенізації на розмір зерна попереднього аустеніту та встановлено його визначальний вплив на морфологію мартенситу і кінцеві механічні властивості сталей. Проаналізовано кінетику розчинення карбідних фаз та аустенітного перетворення при нагріванні, а також показано роль легуючих і мікролегуючих елементів у формуванні фазового складу, стабільності карбідів і структурної спадковості. Окрему увагу приділено механізмам бейнітного та мартенситного перетворень, а також процесам виділення і укрупнення карбідних частинок під час відпускання.

Водночас питання ізотермічного розпаду переохолодженого аустеніту у бейнітній області для складнолегованих штампових сталей залишаються недостатньо систематизованими. Недостатньо досліджено вплив тривалих ізотермічних витримок на формування феритно-карбідної структури та механізм зниження твердості, пов’язаний із коагуляцією складних карбідних фаз при подальшому нагрівання в інтервалі 823…858К (550…580 °С). Обмеженими залишаються дані щодо нелінійного характеру зміни твердості при нагрівання після бейнітної ізотермічної витримки, коли одночасно протікають процеси коагуляції карбідів і можливі локальні аустенітні перетворення при наближенні до міжкритичних температур. Також відсутній кількісний аналіз взаємозв’язку між об’ємною часткою бейнітної складової, дисперсністю карбідних фаз і рівнем твердості після багатостадійної термічної обробки.

Саме зазначені аспекти визначають наукову новизну та актуальність даного дослідження, спрямованого на встановлення закономірностей структурно-фазових перетворень і механізмів зниження твердості сталі 4Х4Н5М4Ф2 при багатостадійній ізотермічній обробці.

Постановка завдання. Метою роботи є виявлення закономірностей структурно-фазових перетворень легованої штампової сталі, що забезпечують мінімізацію твердості при ізотермічній термічній обробці.

Виклад основного матеріалу. Методичний підхід до аналізу структурної та хімічної мікронеоднорідності досліджуваної сталі ґрунтується на комплексному застосуванні металографічних, мікротвердометричних та мікрорентгеноспектральних методів. Матеріалом дослідження була легована штампова сталь 4Х4Н5М4Ф2 – інструментальна сталь системи Cr–Ni–Mo–V з мікролегуванням Ti та Nb. Такий хімічний склад сприяє утворенню дисперсних легованих карбідів та підвищеній стабільності аустеніту при ізотермічних режимах термічної обробки. Початкова твердість гарячекатаного матеріалу становила 53 HRC, що ускладнювало механічну обробку, у зв’язку з чим було застосовано пом’якшувальну термічну обробку з метою формування технологічно придатного структурного стану.

Для відпрацювання режимів ізотермічної обробки виготовляли зразки квадратного перерізу розміром 15мм × 15 мм та товщиною 10 мм. Термічну обробку

здійснювали в електропечі з використанням кварцової трубки, що забезпечувало стабільність теплового режиму та мінімізувало окиснення поверхні. Контроль температури проводили за допомогою хромель-алюмелевих термопар.

Після завершення термічної обробки зразки піддавали механічній підготовці поверхні: шліфуванню та поліруванню на глибину приблизно 0,5 мм для видалення окалини та можливого зневуглецьованого шару. Така підготовка забезпечувала достовірність подальших досліджень мікроструктури та фазового складу.

Мікротвердість визначали на поперечних металографічних шліфах методом Віккерса з використанням мікротвердоміра ПМТ-3. Навантаження здійснювали шляхом вдавлювання алмазної піраміди в підготовлену поверхню з подальшим вимірюванням діагоналей відбитка за допомогою оптичної системи при збільшенні ×500. Значення мікротвердості (HV) обчислювали за стандартною методикою на основі середнього значення діагоналей.

Для забезпечення статистичної достовірності після кожного режиму термічної обробки виконували не менше десяти вимірювань у різних ділянках шліфу з визначенням середнього значення та стандартного відхилення.

Макротвердість визначали за шкалою HRC відповідно до вимог ДСТУ ISO 6508-1:2019 з використанням алмазного конуса. Для кожного режиму виконували по десять вимірювань із подальшою статистичною обробкою результатів.

Дослідження мікроструктури сталі проводили методом растрової електронної мікроскопії. Аналіз виконували на мікроскопі РЕМ-106. Дослідження проводили на підготовлених металографічних шліфах після завершення термічної обробки та охолодження до кімнатної температури. Структурний стан фіксували шляхом контрольованого охолодження після витримки. Такий підхід забезпечував збереження сформованої дислокаційної та фазової структури.

Аналіз результатів показав, що традиційні режими відпалу не забезпечують необхідного зниження твердості сталі 4Х4Н5М4Ф2. Це пов’язано з підвищеною стабільністю переохолодженого аустеніту та переважанням бейнітного механізму розпаду в досліджуваному температурному інтервалі, що призводить до формування структури з твердістю понад 40…45 HRC.

Для забезпечення оброблюваності різанням необхідно було сформувати структурний стан із твердістю 32…34 HRC. Досягнення такого рівня пов’язане з формуванням феритно-карбідної структури типу «легований ферит + дисперсні карбіди».

Тривала ізотермічна витримка в бейнітному інтервалі температур сприяє розпаду переохолодженого аустеніту, однак сформований бейніт характеризується підвищеною твердістю і не забезпечує достатньої технологічності матеріалу. У зв’язку з цим виникає необхідність подальшої термічної обробки, спрямованої на коагуляцію легованих карбідних фаз і релаксацію внутрішніх напружень.

Для встановлення оптимальних параметрів було проведено експериментальні дослідження. Ізотермічна термічна обробка досліджуваної сталі передбачала послідовне виконання кількох температурних етапів. На першій стадії зразки піддавали аустенізації з витримкою 1–2 год з метою максимально можливого розчинення частини легованих карбідів у матриці аустеніту.

Після цього зразки переносили до печі, нагрітої до температур бейнітного інтервалу, де здійснювали ізотермічну витримку протягом 20 год для забезпечення розпаду переохолодженого аустеніту. Наступним етапом було нагрівання до температури 550…580 °С, за якої інтенсивно протікали процеси коагуляції карбідних частинок. Охолодження після термічної обробки проводили разом із піччю. Режими

термічної обробки та відповідні значення мікротвердості й твердості досліджуваної сталі наведено у табл. 1. Зазначимо, що охолодження після кожного режиму здійснювали разом із піччю.

Таблиця 1 – Вплив режимів термічної обробки на фазовий склад і твердість легованої штампової сталі 4Х4Н5М4Ф2

№	Режим обробки	Мікротвер-дість, HV	Твердість, HRC	Мікрострук-тура
1	Вихідний стан	673…681	53	бейніт (дисперсний)
2	1143 К (1,5 год)	424…426	43	бейніт
3	1323 К (1 год)	376…384	40	бейніт
4	1143 К (2 год) → 603…623 К (20 год) → 823…853 К (40 год)	335...340	34	феррит + карбіди
5	1323 К (1 год) → 723 К (20 год)	378…384	40	бейніт (дисперсний)
6	1143 К (2 год)→ 603…623 К (20 год) → 823…853 К (20 год)→ 823…853 К (20 год)	318…322	32	феррит + карбіди
7	1323 °С (1 год) → 723 К (20 год) → 823…853 К (20 год) → 823…853 К (20 год)	318…323	32	феррит + карбіди

Джерело: розроблено авторами

Отримані експериментальні дані (табл. 1) дозволяють встановити, що у вихідному гарячекатаному стані сталь характеризується максимальною твердістю (53 HRC) і дисперсною бейнітною структурою. Формування такого структурного стану пов’язане з умовами охолодження після гарячої деформації та впливом легуючих елементів, що сприяють стабілізації дисперсної структури і збереженню високого рівня твердості.

Після аустенізації при 1143 К (870 °С) (1,5 год) та ізотермічної витримки при температурі 603…623 К (330…350 °С) протягом 20…25 год структура представлена переважно бейнітом. Твердість у цьому випадку зберігається на рівні 40…45 HRC, що свідчить про формування дисперсної бейнітної складової.

Витримка в аустенітній області при температурі 1143…1323 К (870…1050 °С) з подальшим охолодженням з піччю призводить до формування переважно бейнітної структури з твердістю 40…43 HRC. Температура аустенізації істотно впливає на ступінь розчинення легованих карбідних фаз та хімічну однорідність аустенітної матриці. При нагрівання до 1143 К розчиняється лише частина карбідів системи Cr–Mo–V–Nb–Ti, що обумовлює формування аустеніту з відносно нижчим ступенем насичення вуглецем і легуючими елементами та збереженням більш дрібного зерна попереднього аустеніту. Підвищення температури до 1323 К забезпечує більш повне розчинення карбідних частинок і гомогенізацію структури, що супроводжується зростанням зерна аустеніту та підвищенням його стабільності. Це зумовлює відмінності у кінетиці подальших бейнітних перетворень і рівні твердості після аустенізації.

Після ізотермічної витримки в інтервалі 603…623 К протягом 20 годин відбувається розпад аустеніту за бейнітним механізмом. У цьому випадку твердість досягає 45 HRC, що відповідає типовим характеристикам бейніту. Підвищення температури витримки до 723 К (450 °С) супроводжується зменшенням твердості до 40

HRC. Це можна пояснити більш інтенсивним виділенням карбідних фаз і частковим збідненням твердого розчину легуючими елементами.

Подальше нагрівання до температури 823…853 К (550…580 °С) після ізотермічної витримки в бейнітному інтервалі призводить до коагуляції карбідних частинок. У результаті твердість знижується до 34 HRC, що відповідає формуванню феритно-карбідної структури.

Подвійне нагрівання при температурі 823…853 К (550…580 °С) з витримкою 20 + 20 год з проміжним печним охолодженням до кімнатної температури забезпечує послідовну коагуляцію карбідних частинок і формування стабільної феритно-карбідної структури з мінімальним рівнем твердості. Саме така послідовність температурних впливів забезпечує мінімізацію твердості до 32 HRC та формування стабільної феритно-карбідної структури. Подвійне нагрівання фіксує структуру після коагуляції карбідів і розділяє процеси їх укрупнення та стабілізації матриці. Повторне нагрівання активізує дифузійні процеси, що в умовах зниженої дислокаційної щільності сприяє формуванню більш рівноважного структурного стану та досягненню мінімального рівня твердості. На рисунку 1 наведено мікроструктуру зразків після різних режимів ізотермічної термічної обробки.

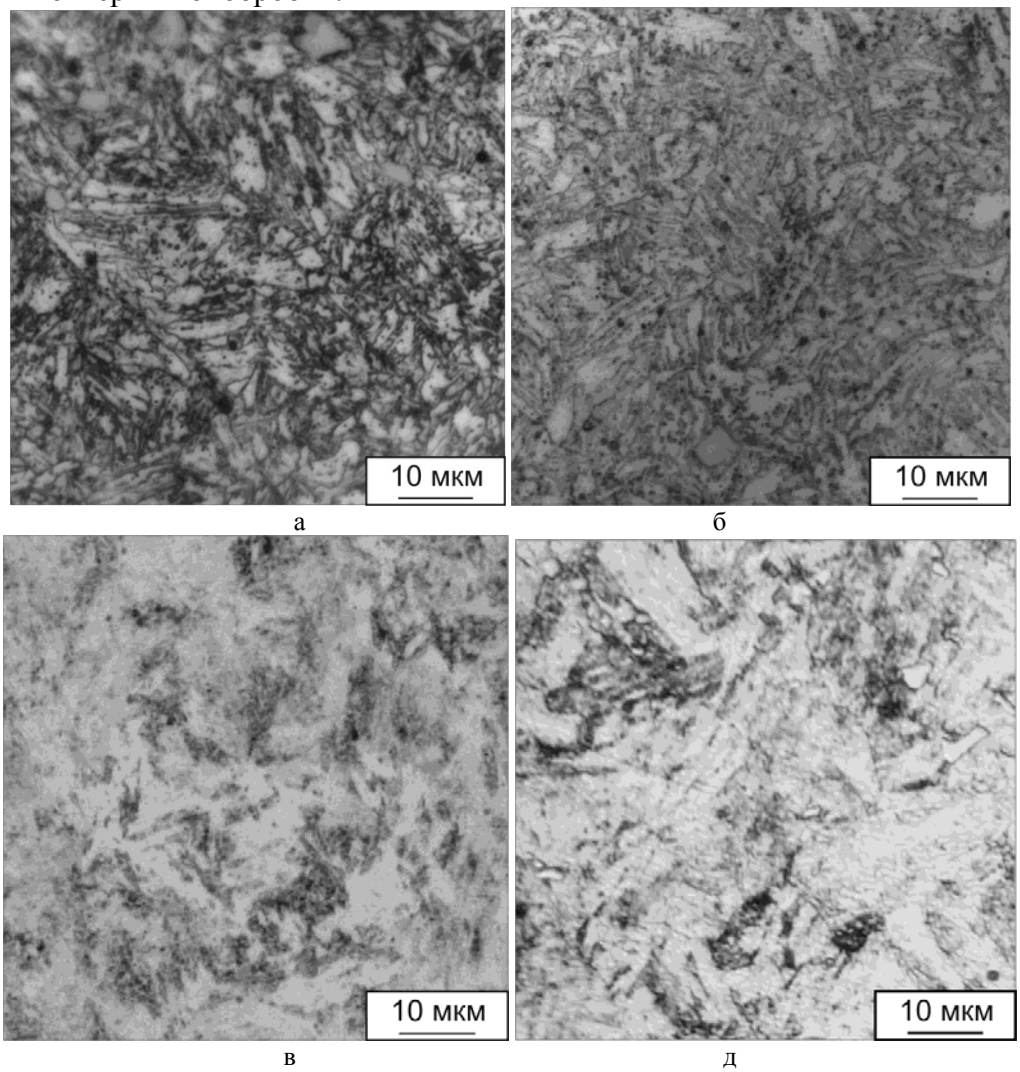


Рисунок 1 – Мікроструктура сталі після ізотермічної обробки:
а – зразок у вихідному стані; б – зразок № 5; д – зразок № 6; в – зразок № 7
Джерело: розроблено авторами

Металографічний аналіз показав, що після аустенізації при температурі 1143 та 1323 К з подальшим охолодженням разом із піччю, а також після ізотермічної витримки в інтервалі 603…723 К (330…450 °С) формується переважно бейнітна структура (рис. 1, б). Для неї характерна наявність голчастих або пластинчастих утворень у феритній матриці та виділення частинок другої фази розміром до 5…10 мкм, які, ймовірно, відповідають первинним або укрупненим легованим карбідам.

Порівняння структур після витримки при температурі 603…623 К та 723 К свідчить, що підвищення температури ізотермічної витримки до 723 К супроводжується певним укрупненням структурних складових і зменшенням їх дисперсності. Це може бути пов’язано з інтенсифікацією дифузійних процесів і більш активним виділенням карбідних фаз, що узгоджується зі зниженням твердості.

Після завершення повного циклу ізотермічної обробки (аустенізація → ізотермічна витримка в бейнітному інтервалі → нагрівання у температурному інтервалі 823…853 К → охолодження разом із піччю) структура сталі змінюється. Для режиму зразків №4 характерна структура типу «ферит + бейніт + карбіди», тоді як для режиму зразків №6 формується переважно феритно-карбідна структура з мінімальною кількістю бейнітної складової (рис. 1, в). У першому випадку твердість становить 34 HRC, у другому — 32 HRC, що відповідає мінімальним значенням, досягнутим у роботі. Отримані результати свідчать про пряму залежність рівня твердості від співвідношення бейнітної та феритно-карбідної складових у структурі.

Мінімальні значення твердості 32 HRC відповідають структурному стану, сформованому після подвійного нагріву в інтервалі 823…853 К. У цьому випадку структура характеризується переважанням легованого фериту з дисперсними карбідними виділеннями та мінімальною кількістю бейнітної складової.

Також слід зазначити, що у структурі сталі виявлено дисперсні карбідні виділення, рівномірно розподілені в матриці легованого фериту з залишковою бейнітною складовою. Їх формування пов’язане з тривалою ізотермічною витримкою в бейнітному інтервалі та подальшим укрупненням під час нагріву в інтервалі 823…853 К.

За результатами кількісного металографічного аналізу встановлено, що об’ємна частка бейнітної складової після повного циклу обробки становить 14–16 % залежно від режиму. Порівняння з результатами вимірювання твердості (табл. 1) свідчить про наявність залежності між вмістом бейніту та твердістю: зі зменшенням його частки спостерігається відповідне зниження твердості зразків.

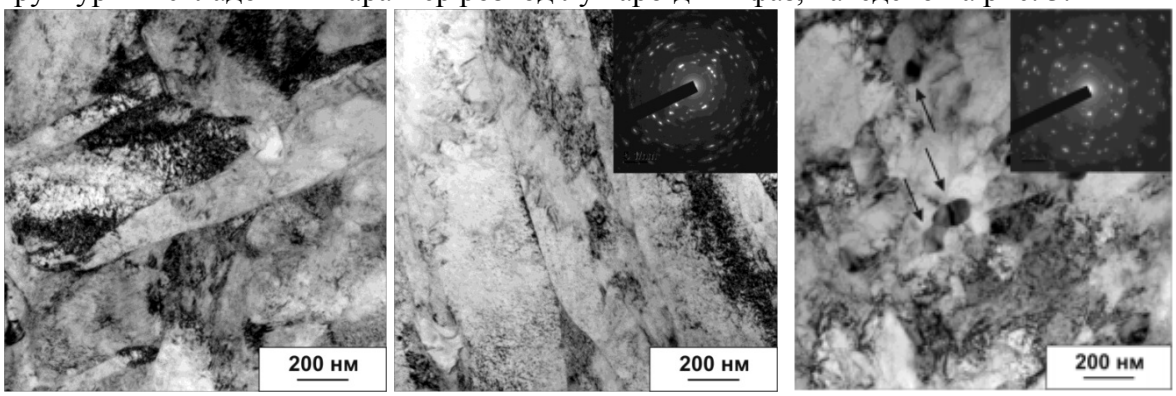
Наявність незначної кількості аустенітної фази в окремих мікрооб’ємах можна пояснити хімічною мікронеоднорідністю сталі. Локальний перерозподіл легуючих елементів під час виділення карбідів може зумовлювати стабілізацію збагаченого аустеніту в обмежених ділянках структури без формування значної об’ємної частки γ-фази.

Мікрорентгеноспектральний аналіз показав суттєві відмінності між хімічним складом матриці та карбідних частинок. Встановлено, що титан практично відсутній у феритній матриці, тоді як його вміст у великих частинках (5–8 мкм) становить 17…38 %. Це свідчить про формування складних легованих карбідів, збагачених Nb, Ti, Mo та V, які можна віднести до типу (Nb,Ti,Mo,V)C. Частина таких частинок може зберігатися з вихідного стану через їх високу термічну стабільність і неповне розчинення під час аустенізації.

Таким чином, мінімальні значення твердості досягаються у структурному стані, що характеризується переважанням феритної матриці з дисперсними карбідними виділеннями та мінімальною кількістю бейнітної складової.

Для аналізу еволюції мікроструктури при послідовному ускладненні режиму термічної обробки проведено порівняльний металографічний аналіз зразків після аустенізації, ізотермічної витримки в бейнітній області та подальшого нагріву до

підвищених температур. Отримані результати, що відображають зміну морфології структурних складових і характер розподілу карбідних фаз, наведено на рис. 3.



а б в

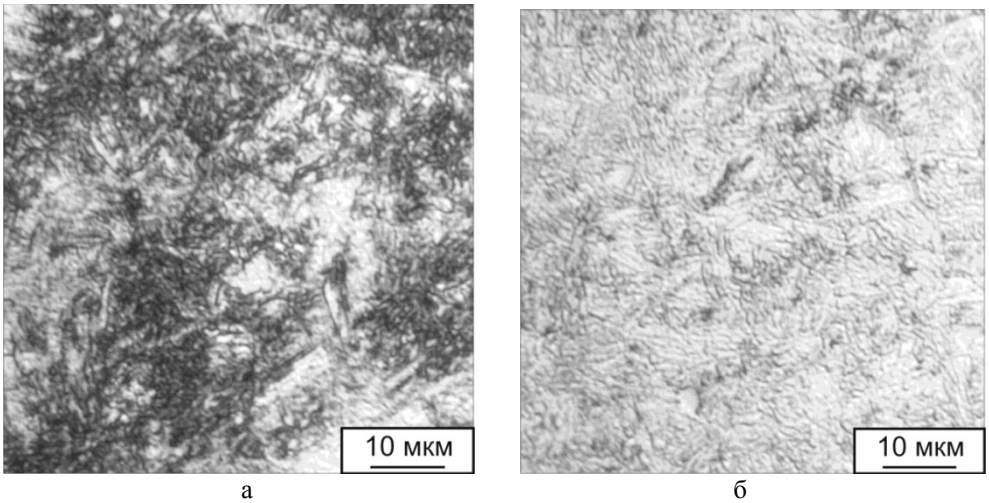
Рисунок 3 – Мікроструктура сталі після ізотермічної обробки : а – аустенізація 1323 К (1 год), охолодження з піччю; б – аустенізація 1323 К (1 год) → 723 К (20 год), охолодження з піччю; в – аустенізація 1323 К (1 год) → 723 К (20 год) → 903 К (20 год), охолодження з піччю

Джерело: розроблено авторами

Після аустенізації при температурі 1323 К (1 год) з подальшим охолодженням разом із піччю (рис. 3, а) формується переважно бейнітна структура з характерною пластинчасто-голчастою морфологією у феритній матриці. У структурі спостерігаються виділення карбідних частинок, розподілених як по межах колишніх аустенітних зерен, так і всередині структурних складових.

Ізотермічна витримка при температурі 723 К протягом 20 год (рис. 3, б) сприяє більш повному бейнітному розпаду переохолодженого аустеніту та формуванню більш однорідної дисперсної структури. Спостерігається зменшення внутрішньої напруженості та часткове укрупнення карбідних виділень, що узгоджується зі стабілізацією рівня твердості.

Після подальшого нагрівання до температури 903 К з витримкою 20 год (рис. 3, в) структура набуває ознак феритно-карбідного стану: зменшується вираженість бейнітної морфології, спостерігається укрупнення та більш рівномірний розподіл карбідних частинок у феритній матриці. Така еволюція структури супроводжується перерозподілом легуючих елементів і зміною рівня твердості відповідно до даних табл. 1.



а б

Рисунок 4 – Мікроструктура сталі після термічної обробки:
а – аустенізація 1323 К (1 год), охолодження на повітрі; б – аустенізація 1323 К (1 год) → 723 К (20 год) → 903 К (20 год), охолодження з піччю

Джерело: розроблено авторами

За результатами металографічного та електронно-мікроскопічного аналізу встановлено, що структура сталі представлена феритно-бейнітними або мартенситними складовими без ознак значної кількості залишкового аустеніту (рис. 4). Ізотермічна витримка при 723 К протягом 20 годин з подальшим охолодженням з піччю сприяє більш повному розпаду аустеніту за бейнітним механізмом. При цьому твердість залишається в межах 380…430 HV, що свідчить про збереження бейнітної складової без істотного пом'якшення матеріалу.

Більш складні структурно-фазові перетворення спостерігаються під час подальшого нагрівання сталі після ізотермічної витримки в бейнітній області в інтервалі температур 773…1053 К з наступним охолодженням разом із піччю. Саме ці процеси зумовлюють нелінійний характер зміни твердості.

Встановлено, що зі зростанням температури нагрівання до 853 К твердість поступово зменшується та досягає мінімального значення близько 300 HV. У подальшому, в інтервалі температур 903…953 К, твердість змінюється незначно, тоді як при нагрівання до температури 973…1053 К спостерігається її істотне зростання до приблизно 400 HV (рис. 5).

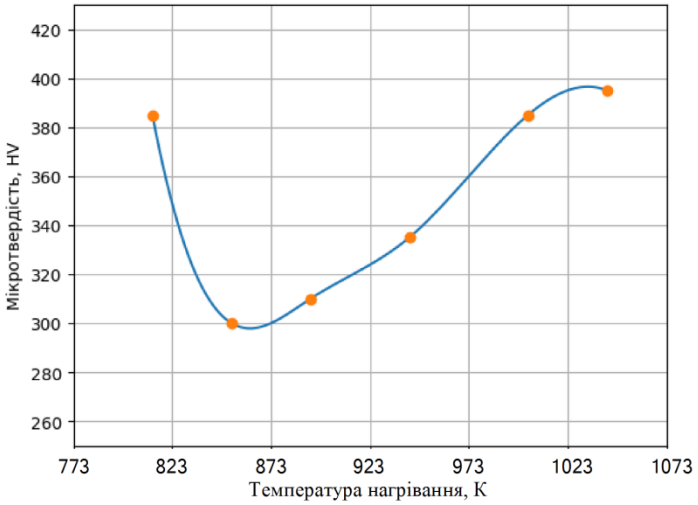


Рисунок 5 – Зміна твердості сталі після ізотермічної витримки в бейнітній області (723 К) та подальшим нагріванням в інтервалі 803…1053 К.

Джерело: розроблено авторами

Зниження твердості в інтервалі температур 823…853 К зумовлене розвитком дифузійних процесів у бейнітній структурі: відбувається перерозподіл вуглецю та легуючих елементів, коагуляція та укрупнення карбідних частинок. Сукупність цих процесів сприяє формуванню більш рівноважного феритно-карбідного стану.

Подальше підвищення температури до температури 903…953 К супроводжується стабілізацією твердості, що пов'язано з наближенням структури до квазістабільного стану після завершення основних процесів коагуляції карбідів.

У верхній частині температурного інтервалу понад 973 К, що наближається до міжкритичної області, можливе локальне утворення аустеніту в зонах, збагачених аустенітоутворюючими елементами (Ni, Mn). Під час подальшого повільного охолодження цей аустеніт зазнає розпаду, що супроводжується формуванням більш дисперсної структури та відповідним підвищенням твердості.

Таким чином, залежності мікротвердості від температури подальшого нагріву після бейнітної витримки має нелінійний характер з наявністю вираженого мінімуму при температурі близько 853 К. Встановлено, що у цьому температурному інтервалі домінують дифузійні процеси коагуляції карбідних частинок та релаксації внутрішніх напружень бейнітної структури, що забезпечує максимальне зниження твердості сталі.

Подальше підвищення температури нагріву призводить до поступового зростання твердості, що пов'язано з початком міжкритичного α→γ перетворення та формуванням нових структурних складових під час наступного охолодження. Таким чином, встановлено, що мінімальний рівень твердості визначається балансом між процесами коагуляції карбідних фаз і зародженням аустенітних ділянок, що обумовлює характерний U-подібний вигляд кривої твердості.

Висновки.

1. Встановлено, що після аустенізації сталі 4Х4Н5М4Ф2 при 1143…1323 К (870…1050 °С) з охолодженням разом із піччю формується переважно бейнітна структура з твердістю 380…420 HV (40…43 HRC), тоді як охолодження на повітрі призводить до утворення мартенситу з твердістю 550…630 HV. Отже, швидкість охолодження визначає морфологію продуктів розпаду аустеніту та рівень твердості.

2. Показано, що ізотермічна витримка в бейнітному інтервалі 603…723 К (330…450 °С) протягом 20 год забезпечує розпад переохолодженого аустеніту за бейнітним механізмом, однак не приводить до суттєвого пом'якшення сталі через збереження дисперсної бейнітної складової (380…450 HV).

3. Встановлено, що подвійний нагрів у температурному інтервалі 823…853 К (550…580 °С) із сумарною витримкою 40 год зумовлює коагуляцію легованих карбідів типу (Nb, Ti, V, Mo) C, релаксацію внутрішніх напружень і перерозподіл легуючих елементів у матриці, що забезпечує формування феритно-карбідної структури з мінімальною твердістю 32 HRC (300…320 HV).

4. Кількісним металографічним аналізом встановлено кореляцію між об'ємною часткою бейнітної складової та твердістю: зменшення частки бейніту до 14…16 % супроводжується зниженням твердості до мінімальних значень, що підтверджує визначальну роль феритної матриці з дисперсними карбідами у формуванні пом'якшеного структурного стану.

5. Обґрунтовано оптимальний режим ізотермічної термічної обробки сталі 4Х4Н5М4Ф2: аустенізація 1323 К (1050 °С) (1 год) → ізотермічна витримка 603…623 К (330…450 °С) (20 год) → подвійний нагрів 823…853 К (550…580 °С) (20 + 20 год) → охолодження з піччю, який забезпечує стабільну феритно-карбідну структуру та зниження твердості до рівня, придатного для механічної обробки.

Список літератури

1. Xia B., Zhang P., Wang B., Li X., Zhang Z. Effects of quenching temperature on the microstructure and impact toughness of 50CrMnSiVNb spring steel. *Materials Science and Engineering*. 2023. Vol. 870. DOI: https://doi.org/10.1016/j.msea.2023.144856.
2. Pawlak K., Bialobrzeska B., Konat L. The influence of austenitizing temperature on prior austenite grain size and resistance to abrasion wear of selected low-alloy boron steel. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*. 2016. Vol. 16, No. 4. P. 913–926. DOI: https://doi.org/10.1016/j.acme.2016.07.003.
3. Lutsenko V. A., Parusov E. V., Parusov O. V., Lutsenko O. V., Chuiko I. M., Golubenko T. M. Peculiarities of formation of high-carbon steel structure during rolling. *Materials Science*. 2023. Vol. 58, No. 5. P. 621–628. DOI: https://doi.org/10.1007/s11003-023-00708-z.
4. Parusov E. V., Klimenko A. P., Lutsenko V. A., Chuiko I. N., Sahura L. V., Sivak G. I. The influence of the heating temperature on the kinetics of austenite dissolution in high-carbon steel C2Dv. *Metal Science and Heat Treatment of Metals*. 2018. Vol. 1. P. 34–42. DOI: https://doi.org/10.30838/J.PMHTM.2413.240418.34.103.
5. Celada-Casero C., Sietsma J., Santofimia M. J. The role of the austenite grain size in the martensitic transformation in low carbon steels. *Materials & Design*. 2019. Vol. 167. DOI: https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.107625.
6. Lutsenko V. A., Golubenko T. M., Lutsenko O. V. The influence of processing temperature on the structure formation of the Cr–Mo–V steel. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*. 2023. No. 37. P. 465–475.
7. Bhadeshia H. K. D. H., Honeycombe R. W. K. *Steels: Microstructure and Properties*. 4th ed. Butterworth-Heinemann, 2017.

8. Porter D. A., Easterling K. E., Sherif M. Y. *Phase Transformations in Metals and Alloys*. CRC Press, 2009.
9. Сидорчук О. М. Властивості штампової сталі 4Х4Н5М4Ф2 для гарячого деформування кольорових металів та сплавів. *Вісник Вінницького політехнічного інституту*. 2021. № 1. С. 108–112. DOI: https://doi.org/10.31649/1997-9266-2021-154-1-108-112.
10. Сидорчук О. М., Миронюк Д. В., Радченко О. К., Гогаєв К. О., Хонггуанг Є. Підвищення теплостійкості та властивостей штампової сталі з регулюванням аустенітного перетворення при експлуатації. *Металознавство та обробка металів*. 2019. № 2. С. 19–25. DOI: https://doi.org/10.15407/mom2019.02.019.
11. Сидорчук О. М., Гогаєв К. О., Радченко О. К., Миронюк Д. В., Миронюк Л. А. Термічна обробка штампової сталі підвищеної стійкості. *Металознавство та обробка металів*. 2020. № 2. С. 29–37. DOI: https://doi.org/10.15407/mom2020.02.003.
12. Сидорчук О. М., Гогаєв К. О., Радченко О. К., Миронюк Д. В., Миронюк Л. А. Штампова кована сталь 4Х4Н5М4Ф2 підвищеної стійкості. *Металознавство та обробка металів*. 2020. № 4. С. 30–38. DOI: https://doi.org/10.15407/mom2020.04.030.
13. Talebi S. H., Jahazi M., Melkonyan H. Retained austenite decomposition and carbide precipitation during isothermal tempering of a medium-carbon low-alloy bainitic steel. *Materials*. 2018. Vol. 11, No. 8. Article 1441. DOI: https://doi.org/10.3390/ma11081441.
14. Ju Y. et al. Characterisation of precipitation and carbide coarsening in low-carbon low-alloy steels. *Materials Science and Engineering A*. 2018. Vol. 731. P. 298–308. DOI: https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.06.048.
15. Chen Y. et al. Effect of alloying and microalloying elements on carbides in high-speed and alloy steels. *Metals*. 2024. Vol. 14, No. 2. Article 175. DOI: https://doi.org/10.3390/met14020175.
16. Xu Y. et al. Method to evaluate the kinetics of bainite transformation. *Metals*. 2017. Vol. 7, No. 9. Article 330. DOI: https://doi.org/10.3390/met7090330.
17. Gramlich A. et al. Tempering and intercritical annealing of air-hardening steels. *Steel Research International*. 2021. Vol. 92, No. 7. Article 2100180. DOI: https://doi.org/10.1002/srin.202100180.
18. Кропівний В. М., Босий М. В., Кузик О. В., Кропивна А. В. Термодинамічні процеси при кристалізації і формуванні ліквації у виливках з високоміцного чавуну. *Центральноукраїнський науковий вісник. Технічні науки*. 2019. Вип. 1(32). С. 79–86. DOI: https://doi.org/10.32515/2664-262X.2019.1(32).79-86.
19. Aulin V., Kropivnyi V., Kuzyk O., Kropivna A. Increase of wear resistance of cast iron by the directed structure formation of its matrix with vermicular graphite. *Problems of Tribology*. 2019. Vol. 24(3/93). P. 74–84. DOI: https://doi.org/10.31891/2079-1372-2019-93-3-74-84.
20. Галико А. В. Деякі принципи раціонального легування і термічної обробки швидкоріжучих сталей. *Наукові записки КНТУ*. 2011. Вип. 11, ч. І. С. 88–89.

References

1. Xia, B., Zhang, P., Wang, B., Li, X., & Zhang, Z. (2023). Effects of quenching temperature on the microstructure and impact toughness of 50CrMnSiVNb spring steel. Materials Science and Engineering, 870. https://doi.org/10.1016/j.msea.2023.144856
2. Pawlak, K., Bialobrzeska, B., & Konat, L. (2016). The influence of austenitizing temperature on prior austenite grain size and resistance to abrasion wear of selected low-alloy boron steel. Archives of Civil and Mechanical Engineering, 16(4), 913–926. https://doi.org/10.1016/j.acme.2016.07.003
3. Lutsenko, V. A., Parusov, E. V., Parusov, O. V., Lutsenko, O. V., Chuiko, I. M., & Golubenko, T. M. (2023). Peculiarities of formation of high-carbon steel structure during rolling. Materials Science, 58(5), 621–628. https://doi.org/10.1007/s11003-023-00708-z
4. Parusov, E. V., Klimenko, A. P., Lutsenko, V. A., Chuiko, I. N., Sahura, L. V., & Sivak, G. I. (2018). The influence of the heating temperature on the kinetics of austenite dissolution in high-carbon steel C2Dv. Metal Science and Heat Treatment of Metals, 1, 34–42. https://doi.org/10.30838/J.PMHTM.2413.240418.34.103
5. Celada-Casero, C., Sietsma, J., & Santofimia, M. J. (2019). The role of the austenite grain size in the martensitic transformation in low carbon steels. Materials & Design, 167. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.107625
6. Lutsenko, V. A., Golubenko, T. M., & Lutsenko, O. V. (2023). The influence of processing temperature on the structure formation of the Cr–Mo–V steel. Fundamental and Applied Problems of Ferrous Metallurgy, 37, 465–475.
7. Bhadeshia, H. K. D. H., & Honeycombe, R. W. K. (2017). Steels: Microstructure and properties (4th ed.). Butterworth-Heinemann.
8. Porter, D. A., Easterling, K. E., & Sherif, M. Y. (2009). Phase transformations in metals and alloys. CRC Press.
9. Sydorchuk, O. M. (2021). Properties of die steel 4Kh4N5M4F2 for hot deformation of non-ferrous metals

and alloys. Visnyk Vinnytsia Politechnic Institute, 1, 108–112. https://doi.org/10.31649/1997-9266-2021-154-1-108-112
10. Sydorchuk, O. M., Myroniuk, D. V., Radchenko, O. K., Hohaiev, K. O., & Khongguang, Ye. (2019). Increasing heat resistance and properties of die steel by controlling austenitic transformation during operation. Metaloznavstvo ta Obrobka Metaliv, 2, 19–25. https://doi.org/10.15407/mom2019.02.019
11. Sydorchuk, O. M., Hohaiev, K. O., Radchenko, O. K., Myroniuk, D. V., & Myroniuk, L. A. (2020). Heat treatment of high-resistance die steel. Metaloznavstvo ta Obrobka Metaliv, 2, 29–37. https://doi.org/10.15407/mom2020.02.003
12. Sydorchuk, O. M., Hohaiev, K. O., Radchenko, O. K., Myroniuk, D. V., & Myroniuk, L. A. (2020). Forged die steel 4Cr4N5M4F2 of increased resistance. Metaloznavstvo ta Obrobka Metaliv, 4, 30–38. https://doi.org/10.15407/mom2020.04.030
13. Talebi, S. H., Jahazi, M., & Melkonyan, H. (2018). Retained austenite decomposition and carbide precipitation during isothermal tempering of a medium-carbon low-alloy bainitic steel. Materials, 11(8), 1441. https://doi.org/10.3390/ma11081441
14. Ju, Y., et al. (2018). Characterisation of precipitation and carbide coarsening in low-carbon low-alloy steels. Materials Science and Engineering A, 731, 298–308. https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.06.048
15. Chen, Y., et al. (2024). Effect of alloying and microalloying elements on carbides in high-speed and alloy steels. Metals, 14(2), 175. https://doi.org/10.3390/met14020175
16. Xu, Y., et al. (2017). Method to evaluate the kinetics of bainite transformation. Metals, 7(9), 330. https://doi.org/10.3390/met7090330
17. Gramlich, A., et al. (2021). Tempering and intercritical annealing of air-hardening steels. Steel Research International, 92(7), 2100180. https://doi.org/10.1002/srin.202100180
18. Kropivnyi, V. M., Bosyi, M. V., Kuzyk, O. V., & Kropivna, A. V. (2019). Thermodynamic processes during crystallization and segregation formation in ductile iron castings. Central Ukrainian Scientific Bulletin. Technical Sciences, 1(32), 79–86. https://doi.org/10.32515/2664-262X.2019.1(32).79-86
19. Aulin, V., Kropivnyi, V., Kuzyk, O., & Kropivna, A. (2019). Increase of wear resistance of cast iron by directed structure formation of its matrix with vermicular graphite. Problems of Tribology, 24(3/93), 74–84. https://doi.org/10.31891/2079-1372-2019-93-3-74-84
20. Galyko, A. V. (2011). Some principles of rational alloying and heat treatment of high-speed steels. Naukovi Zapysky KNTU, 11(1), 88–89.

Olexandr Kuzyk[1], Assoc. Prof., PhD tech. sci., **Mykola Bosyi**[1], Sen. Lect., **Viktor Slon**[2], Assoc. Prof., PhD tech. sci., **Ludmyla Molokost**[1], **Serhii Shmatko**[1], **Volodymyr Kropivnyi**[1], Prof., PhD tech. sci., **Dmytro Atroshchenko**[1]
[1] *Central Ukrainian National Technical University, Kropyvnytskyi, Ukraine,*
[2] *Kherson State Agrarian and Economic University, Kropyvnytskyi, Ukraine*

Regularities of Structural-Phase Transformations and Hardness Reduction of Alloyed Tool Steel During Isothermal Treatment

The aim of the study is to establish the regularities of structural evolution and to determine the mechanisms of hardness reduction in high-alloy die steel during multistage isothermal heat treatment. Special attention is paid to the influence of temperature–time parameters on the formation of a structurally stable state with reduced hardness and improved machinability.

The material under study was high-alloy Cr–Ni–Mo–V die steel 4Cr4N5M4V2. A comprehensive experimental approach was applied, including metallographic analysis, microhardness and hardness measurements, and scanning electron microscopy. It was established that isothermal holding in the bainitic temperature range (603–723 K) leads to the decomposition of supercooled austenite with the formation of a bainitic structure, which retains a relatively high hardness level. Subsequent heating in the temperature range 823–853 K promotes carbide coarsening and redistribution of alloying elements, resulting in the formation of a ferrite–carbide structure. A quantitative relationship between the volume fraction of the bainitic component and hardness was determined. The obtained results reveal a nonlinear dependence of hardness on temperature during post-bainitic heating.

It was found that the minimum hardness (32 HRC) is achieved after double heating at 823–853 K with a total holding time of 40 h, which ensures the formation of a stable ferrite–carbide structure with a minimal amount of bainite. The optimal heat treatment regime includes austenitization, isothermal holding in the bainitic range, and subsequent double-stage heating. The results can be used to optimize heat treatment processes and improve the technological properties of die steels.

die steel, isothermal heat treatment, bainite, carbide coarsening, hardness, structural evolution

Одержано (Received) 07.03.2026 *Прорецензовано (Reviewed) 12.03.2026*
Прийнято до друку (Approved) 25.03.2026