

Корнєв С.В., Фролов Я.В., Бобух О.С.

## Аналіз впливу хімічного складу на температуру фазових перетворень при гарячій прокатці профілів із заданим рівнем механічних властивостей

Korniev S.V., Frolov Ya.V., Bobukh O.S.

### Effect of chemical composition on the phase transformation temperature during the hot rolling of profiles with a given level of mechanical properties

У дослідженні розглянуто моделювання структурних перетворень та формування оптимальних мікроструктур у сталях, оброблених сучасними методами термічної обробки. Математичний опис фазових перетворень базується на теорії зародження і росту зерна, використанні термодинамічних діаграм та прогнозуванні розвитку мікроструктури. Особливу увагу приділено процесу загартовування з частковим темперуванням (Q&P), який забезпечує формування багатофазних мікроструктур з оптимальним співвідношенням мартенситу та залишкового аустеніту. У роботі наголошується на важливості вибору методів охолодження для досягнення необхідних властивостей сталі. Зокрема, водно-повітряне спреєрне охолодження продемонструвало високу ефективність у відведенні тепла та можливість адаптації до складної геометрії деталі. Експериментальні дослідження показали, що сталь 22MnB5, оброблена за технологією Q&P, досягає покращених механічних властивостей — міцності ( $R_m = 1045$  МПа) та відносного подовження ( $A = 10,8\%$ ) — при зменшеному вмісті легувальних елементів порівняно з традиційними методами.

**Ключові слова:** термічна обробка, докритичний відпал, часткове темперування, фазові перетворення.

This study explores the modeling of structural transformations and the development of optimal microstructures in steels subjected to advanced heat treatment processes. The mathematical description of phase transformations is based on the theory of nucleation and grain growth, with thermokinetic diagrams serving as a foundation for predicting microstructural evolution. Special attention is given to the Quenching-and-Partitioning (Q&P) process, which facilitates the formation of multi-phase microstructures with a balanced ratio of martensite and retained austenite. The research highlights the significance of cooling methods in achieving desired properties. Among these, water-air spray cooling is shown to effectively enhance heat dissipation while adapting to complex component geometries. Experiments demonstrate that Q&P-treated 22MnB5 steel achieves improved strength ( $R_m = 1045$  MPa) and elongation ( $A = 10.8\%$ ) compared to conventional processes, with lower alloying element content.

**Key words:** heat treatment intercritical annealing, quenching and tempering, phase transformations

#### Вступ.

Сортамент сталей, які сьогодні доступні у формі круглого профілю характеризується властивостями, які обмежені 40 % відносного подовження при розриві, як характеристикою пластичності, та 1500 МПа межі міцності. Багатофазні сталі, від високоміцних до надміцних, які характеризуються поєднанням високої міцності та високих значень відносного подовження при розриві в незагартованому стані, відіграють ключову роль в машинобудуванні. Такі сталі піддаються високим ступеням деформації (до 90 %) під час гарячої обробки тиском. Такий рівень деформації досягається за певну кількість разових (часткових) обтиснень з величиною 8 ... 20 %, після кожного з яких відбувається рекристалізація за рахунок так званого «залишкового» тепла. Температура металу у проміжках між частковими обтисненнями є результатом теплового балансу в попередній зоні деформації [1]. Вона, в свою чергу, забезпечує баланс процесів деформації і рекристалізації, величину котрого можна кількісно описати обсягом поглиненої зразком

енергії під час випробувань готового виробу. Серед статей цього балансу можна виділити наступні процеси: ріст зерна, зміцнення (WH), динамічне відновлення (DRV) та динамічна рекристалізація (DRX) [2]. Всі ці явища суттєво впливають на еволюцію мікроструктури і механічні властивості металу. Зсув балансу в зону переважної деформації призводить до вираженої анізотропної поведінки компонентів і призводить до зменшення залишкового подовження або залишкової здатності до вигину [3]. Зворотній зсув балансу у бік температури призводить до зростання зерен [4], що також погіршує властивості сталевих продукцій [5]. Таким чином, технологічні елементи виробництва катанки мають поєднувати ефективні інструменти впливу на обидві важелі балансу «деформація-рекристалізація».

Інтегрований процес «деформація-рекристалізація» поєднує гарячу деформацію в аустенітному стані з одночасним мартенситним зміцненням під час охолодження. Більш висока міцність, яку можна досягти за допомогою пресового гартування [6] порівняно зі звичайним



холодним формуванням багатофазних сталей, є перевагою для зменшення питомої ваги профілю. Існують обмеження щодо використання високоміцних, традиційно загартованих компонентів через їх низьке відносне подовження при розриві [7]. Матеріали з високою міцністю і в той же час хорошою пластичністю дозволяють під час аварії поглинати якомога більшу частку введеної кінетичної енергії за допомогою пластичної деформації [8]. Завдяки використанню сталей з високим потенціалом хімічного складу, адаптованих до навантаження, можна досягти оптимальної питомої ваги профілю. Для цілеспрямованої зміни міцності на пластичність мікроструктуру можна регулювати шляхом вибору матеріалу [9] або за допомогою локальної термічної обробки.

Різні стратегії можуть бути використані для підвищення деформівності сталей. Наприклад, компоненти з локально пластичною бейнітною структурою можуть бути виготовлені за допомогою процесів контрольованої пластичної деформації [10]. Пластичність може бути збільшена через мікроструктуру за допомогою феритно-мартенситних мікроструктур та/або відпущеного мартенситу та частки залишкового аустеніту в мікроструктурі.

#### Метод дослідження

У цій роботі досліджено вплив хімічного складу на трансформацію мікроструктури зразків зі сталі 22MnB5 в процесі докритичного відпалу, використано, як фізичну модель температурного режиму в технологічному процесі виробництва профілів. Зовнішнє охолодження відбувалося після деформаційного зміцнення водо-повітряним розпиленням. Це дозволяє контролювати температуру, щоб отримати різні властивості компонентів під час обробки тиском. Регулювання початкової мікроструктури дозволило чітко відокремити час циклу деформації. Застосовуючи процеси докритичного відпалу до низьколегованих сталей, механічні властивості матеріалу прогнозувалися через співвідношення фериту та мартенситу.

Міцність і пластичність матеріалу змінювалися за допомогою узгоджених процесів відпалу та охолодження та були адаптовані. Докритичний відпал також був застосований у поєднанні з процесом обробки тиском для створення феритно-мартенситних компонентів у структурі. Збільшення здатності до деформації шляхом стабілізації залишкового аустеніту в переважно мартенситних мікроструктурах можливе за допомогою так званого процесу часткового загартування. У цьому випадку процес загартування та темперування здійснюється на температурному рівні між початковою температурою мартенситу ( $M_S$ ) і кінцевою температурою мартенситу ( $M_f$ ). Така послідовність термічної обробки також використовувалася у зв'язку з докритичним нагріванням для низьколегованої загартованої сталі 22MnB5. Збільшення здатності до подовження під час випробувань обумовлено стабілізацією залишкового аустеніту в

багатофазній структурі та його перетворення під час деформації розтягу.

Аналіз впливу хімічного складу на температуру фазових перетворень при нагріві та охолодженні.

Процес докритичного відпалу дозволяє встановити певне співвідношення фериту до аустеніту при вибраній температурі, щоб під час наступного охолодження перетворити на мартенсит лише ті частини структури, які були аустенітизовані. Таким чином можна регулювати міцність (рис. 1, крива 3). Підвищення пластичності переважно мартенситних мікроструктур або багатофазних сталей можливе на додаток до модифікування сплаву (подрібнення зерна Nb, уникнення осадження TiN та MnS за рахунок зменшення вмісту N, P, S, Ti) за допомогою процесу загартування з частковим темперуванням (так званий Q&P процес). Покращення пластичності досягається шляхом контрольованого двоступеневого процесу охолодження, під час якого невелика кількість залишкового аустеніту стабілізується за кімнатної температури. Мікроструктура, отримана в результаті цієї термічної обробки, нагадує структуру відпущених мартенситних сталей (AM-сталей), яка складається з порівняно пластичної матриці відпущеного мартенситу та залишкового аустеніту (рис. 1).

Після повної аустенізації нагрівання виконується переривчасте гартування (quenching) до досягнення температури, що лежить між температурами початку  $M_S$  і завершення  $M_f$  мартенситного перетворення. Після утворення певної кількості первинного мартенситу проводиться процес темперування (ізотермічна витримка), під час якого відбувається дифузійно-контрольований розподіл (partitioning) стабілізуючого аустеніт вуглецю з перенасиченого первинного мартенситу в залишковий аустеніт. У фазі темперування мартенсит відпускається, а аустеніт стабілізується за нижчих температур завдяки підвищеному вмісту вуглецю. Для уникнення утворення карбідів під час старіння необхідні достатні концентрації легувальних елементів, таких як Si та/або Al. В іншому випадку може не досягатися достатня стабілізація аустеніту. Обрана температура гартування визначає кількість первинного мартенситу, що забезпечує вуглець під час старіння, а також кількість аустеніту, що залишається в структурі на цій температурі і здатен поглинати вуглець у достатній кількості. Процес темперування може здійснюватися при температурах між  $M_S$  і  $M_f$  (рис. 1, крива 2) або ж для прискорення дифузійних процесів — при вищих температурах понад  $M_S$  (рис. 1, крива 1). Недостатньо стабілізований аустеніт перетворюється на вторинний мартенсит у результаті охолодження до кімнатної температури. Через дифузійне збагачення аустеніту легувальними елементами, такими як вуглець і марганець, під час докритичного нагрівання й ізотермічної витримки температури  $M_S$  і  $M_f$  знижуються.

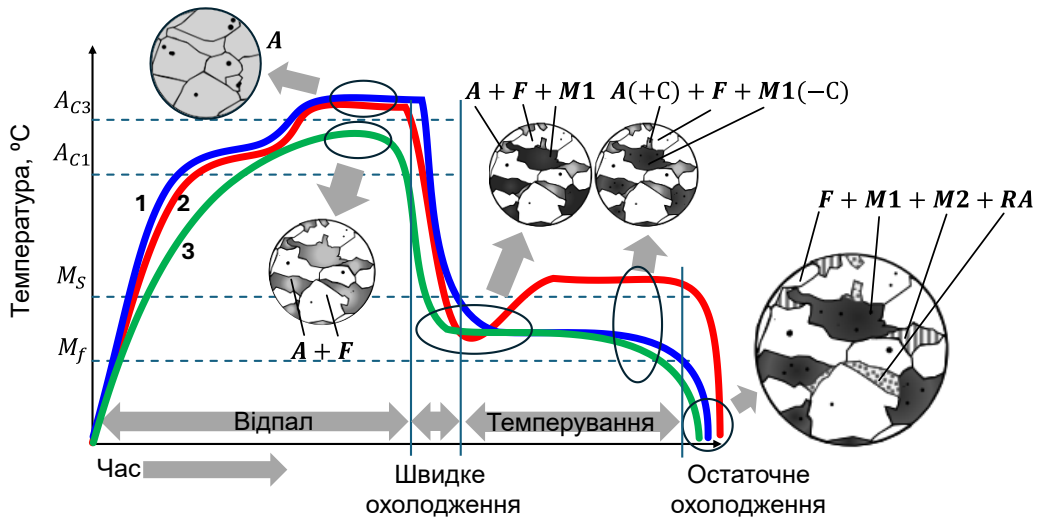


Рисунок 1 – Фазові перетворення при нагріві та охолодженні: 1 – Крива температури для процесу відпалу з переходом в аустеніт(аустенізація) та темперуванням в зоні формування мартенситу; 2 – Крива температури для аустенізації та темперуванням вище початку мартенситного перетворення; 3 – докритичний відпал з частковим переходом в аустеніт та темперуванням в зоні формування мартенситу; *A* – аустеніт; *F* – ферит; *M1* – первинний мартенсит, який сформувався під час швидкого охолодження; (+*C*) - збагачення аустеніту вуглецем за рахунок дифузії з первинного мартенситу; (-*C*) – перехід вуглецю з первинного мартенситу в аустеніт; *M2* – вторинний мартенсит, який сформувався під час остаточного охолодження з ділянок (+*C*); *RA* – залишковий аустеніт.

В окремих випадках температура початку мартенситного перетворення ( $M_s$ ) може бути значно нижчою за кімнатну температуру. Формування вторинного мартенситу відбувається тоді, коли температура  $M_s$  не може бути знижена нижче температури середовища гартування. Залежність між температурою  $M_s$  і вмістом вуглецю в аустеніті можна знайти у рівнянні 1 (вміст елементів у мас. %), яке наведено у статті [11]:

$$M_s(^{\circ}C) = 561 - 423 \cdot C - 30,4 \cdot Mn - 17,7 \cdot Ni - 12,1 \cdot Cr - 11 \cdot Si - 7 \cdot Mo \quad (1)$$

де  $C$  – вміст вуглецю (у вагових відсотках),  $Mn$  – вміст марганцю,  $Ni$  – вміст нікелю,  $Cr$  – вміст хрому,  $Si$  – вміст кремнію,  $Mo$  – вміст молібдену.

Структурні зміни, що відбуваються в матеріалі під час Q&P-процесу після інтеркритичного нагрівання, схематично ілюстровані на рис. 1 (крива 3). Невелика кількість стабілізованого залишкового аустеніту в структурі сприяє підвищенню рівномірного видовження через TRIP-ефект без значного зниження міцності [12]. Після термічної обробки структура матеріалу складається з фериту (якщо використовувався докритичний нагрів), відпущеного мартенситу, залишкового аустеніту та твердого вторинного мартенситу (рис. 1, крива 3). Така термічна обробка забезпечує оптимальне поєднання високої міцності та доброї пластичності. Міцність мікроструктури вища завдяки частці відпущеного мартенситу порівняно з традиційними феритно-бейнітними TRIP-сталлями. Процес Q&P можна застосовувати в умовах безперервного виробництва сталевих профілів, але головним питанням тут є баланс між достатньою швидкістю

охолодження і розподілом температури по поперечному перерізу профілю. Поєднання деформації при прокатці з Q&P-термічною обробкою додатково покращує механічні властивості структури. В даний час використання процесу Q&P в лінії безперервного сортопрокатного стану перебуває на стадії випробувань.

#### Термічна обробка сталі 20MnCr5.

Аустенізація: на відміну від докритичного відпалу, аустенізація призначена для повного перетворення початкової структури в аустеніт. Аустенізація проводиться як під час термічної обробки, так і під час гарячої деформації. Перехід сталі до аустенітного стану зменшує енергію, необхідну для деформації через збільшення площин ковзання, а також через менший опір деформації з підвищенням температури. Пов'язані сили деформації зменшуються [13]. У той же час пластичність матеріалів зростає з підвищенням температури. При нагріванні доєвтектійних сталей вихідна феритна структура змінюється на аустенітну. Метою аустенізації зазвичай є повне розчинення карбіду та його однорідний розподіл, який починається лише при температурах вище  $A_{c3}$  і завершується при  $A_{cc}$ . Аустенізація може відбуватися ізотермічно або безперервно. Залежне від часу та температури  $\alpha$ - $\gamma$  перетворення зазвичай представляється у вигляді діаграм час-температура аустенізації (ТТА діаграми), на яких наведено температури початку аустенітного перетворення ( $A_{c0}$ , кінець аустенітного перетворення ( $A_{c\infty}$ , кінець розчинення карбіду ( $A_{cc}$ ), початок однорідного аустеніту та розмір зерна аустеніту (рис. 2 та табл. 1).

Таблиця 1 — Хімічний склад сталі 20MnCr5

20MnCr5	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Cu
Вміст легуючих елементів (мас. %)	0,20	0,19	1,19	0,016	0,032	0,004	1,22	0,21

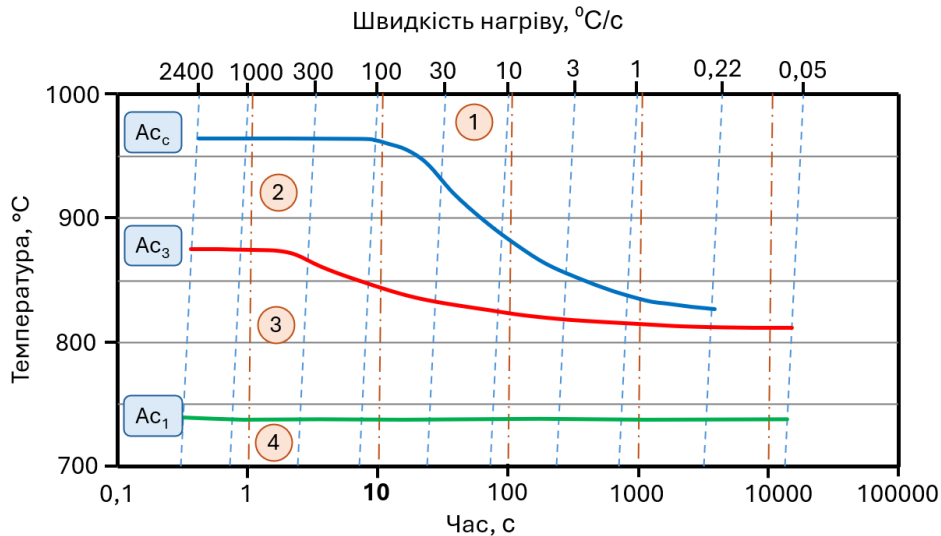


Рисунок 2 – Хімічний склад і безперервна діаграма ТТА для сталі 20MnCr5: 1 – гомогенний аустеніт; 2 – негомогенний аустеніт; 3 – ферит + аустеніт + карбіди; 4 – ферит + карбіди.

Дифузійне та бездифузійне перетворення. При термічній обробці сплави зазвичай охолоджуються швидше, ніж при визначенні структурних компонентів за діаграмою залізо-вуглець. Діаграми температурно-часового перетворення (діаграми ТТТ) показують структурні перетворення для різних

процесів охолодження та швидкості, зокрема для сплаву та як функцію умов аустенізації. За допомогою цих діаграм спланувати термічну обробку сплаву. Трансформація аустеніту може бути проілюстрована ізотермічним або безперервним контролем температури (рис. 3).

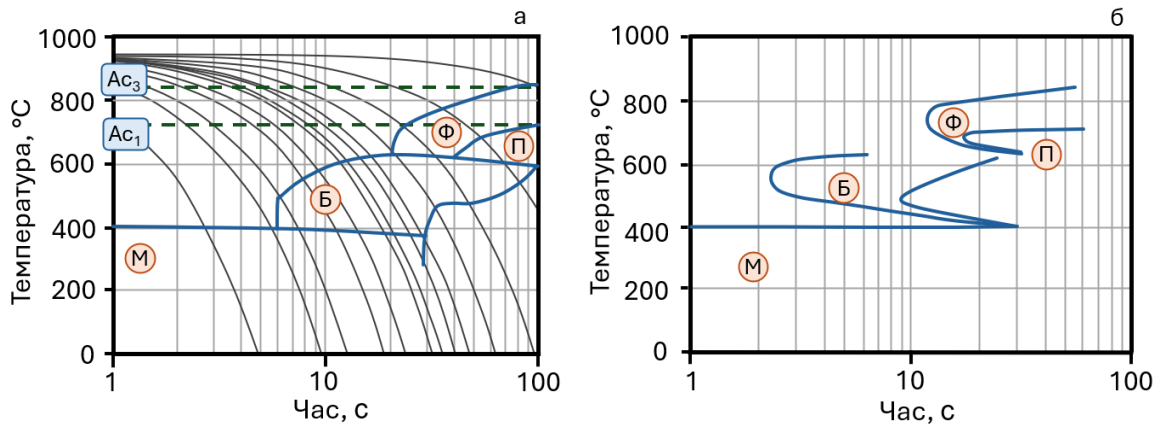


Рисунок 3 – ТТТ-діаграма сталі 22MnB5: а) безперервна; б) ізотермічна (температура аустенізації 950 °С); Б – бейніт; М – мартенсит; П – перліт; Ф – ферит.

Порівняння безперервної та ізотермічної ТТТ-діаграм показує, що початок перетворення в безперервних діаграмах, як правило, відбувається при нижчих температурах. При охолодженні нижче  $A_{c3}$  аустеніт починає перетворюватися на вторинні структури: фериту, перліту, бейніту та мартенситу. Вони мають різні характеристики залежно від складу сплаву та умов термічної обробки.

При низькому вмісті легуючих елементів і повільній швидкості охолодження утворюються пластичні структури, такі як ферит і перліт. При високих

швидкостях охолодження зерна аустеніту повністю перетворюються в об'ємний або пластинчастий мартенсит.

Приклади типових мікроструктур сталі 22MnB5, що використовується під час інтегрованої термічно-деформаційної обробки, показані на рисунку 4. Сталь 22MnB5 зазнає повного мартенситного перетворення при швидкостях охолодження 27 ... 30 °С/с (рис. 5). В основному слід зазначити, що перетворення в мартенсит завершується лише тоді, коли досягається кінцева температура

мартенситу  $M_f$ . У випадку сталей із масовим вмістом вуглецю вищим за 0,6 % це має місце лише у випадку, коли температура нижче кімнатної. Окрім швидкості охолодження, проходження через зони трансформації є вирішальним для

формування мікроструктури. Варіації хімічного складу та умов аустенізації призводять до зміни областей перетворення. Наприкінці кривої охолодження досягнута твердість вказується за Віккерсом на термокінетичній діаграмі.

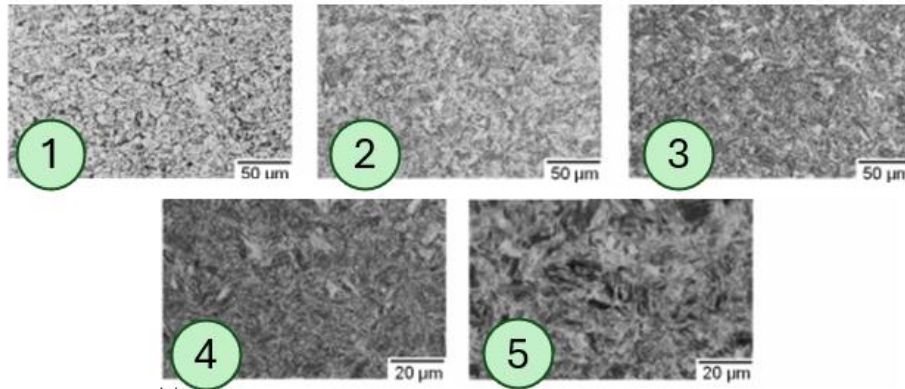


Рисунок 4 – Характерна структура загартованої сталі 22MnB5, травлення: 4% пікринової кислоти і 4% азотної кислоти; 1 – ферит + перліт + карбіди (282 HV); 2 – мартенсит + бейніт + ферит + карбіди (314 HV); 3 – мартенсит + бейніт (330 HV); 4 – мартенсит після відпустки (410 HV); 5 – мартенсит після низької відпустки (552 HV). Навантаження під час випробувань – 0,1 Н.

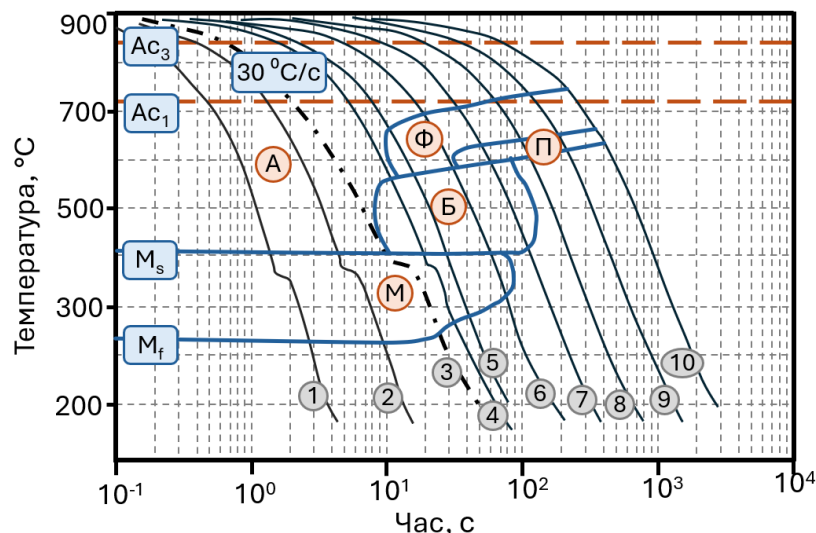


Рисунок 5 – Безперервна ТТТ-діаграма низьколегованої сталі 22MnB5 (аустенізація при 900 °С протягом 5 хв). А – аустеніт; Б – бейніт; М – мартенсит; П – перліт; Ф – ферит; 1 – 471 HV; 2 – 464 HV; 3 – 446 HV; 4 – 429 HV; 5 – 383 HV; 6 – 440 HV; 7 – 184 HV; 8 – 165 HV; 9 – 156 HV; 10 – 156 HV.

Моделювання структурних перетворень. Математичний опис структурних перетворень базується на теорії зародження і росту зерна. За допомогою експериментально визначених термокінетичних діаграм та встановлення математичних законів розвитку фазових перетворень, керованих дифузією, можна описати цей розвиток мікроструктури. Розрахунок мікроструктури на напівемпіричній основі часто виконується за допомогою ізотермічних діаграм. Вони містять криві з однаковими пропорціями фериту, перліту та бейніту. Мікроструктуру можна відобразити для будь-якого процесу охолодження за допомогою ізотермічних ітерацій у часі та екстраполяції за відомими експериментальними даними та методиками. Бездифузійне

перетворення моделюється за рівняннями Койстінена – Марбургера, як показано у описано. Щоб перевірити реалізовані ізотермічні діаграми, можна зробити безперервні розрахунки, які порівнюються з виміряними.

Температура гартування і його тривалість визначається хімічним складом сплаву та вимогами до властивостей кінцевого продукту. Відпуск дозволяє вуглецю дифундувати з перенасиченого мартенситу. Вміст вуглецю в мартенситі зменшується і переходить у форму  $\epsilon$ -карбіду. Міцність і в'язкість можна спеціально відкоригувати за допомогою температури і часу витримки. Температурний інтервал відпуску має певні обмеження: від 250 до 550 °С може виникнути відпускна крихкість.

Вибір умов охолодження в значній мірі залежить від сплаву, маси і форми заготовки, бажаного утворення мікроструктури. Компоненти можуть піддаватися повному або локальному індивідуальному охолодженню. Водні розчини солей або полімерів і розплави солей зазвичай використовують для зміцнення поверхневого шару твердих компонентів, але можуть використовуватися і для повного зміцнення. Охолодження також можливе в киплячому шарі, за допомогою спреєру, на повітрі або в інертному газі. Метою охолодження під час відпуску є генерація високої швидкості охолодження та відведення якомога більшої кількості тепла від компонента через його поверхню.

Охолодження зануренням у рідке середовище забезпечує у більшості випадків найбільшу тепловіддачу у всьому діапазоні температур. Для такого охолодження використовуються охолоджуючі рідини на водній основі (вода з сольовими або полімерними добавками і без них). Охолодження відбувається шляхом занурення заготовки в рідину. Завдяки дуже високій ентальпії випаровування вода особливо підходить для цього призначення. Однак охолодження водою має різноманітні невідповідні ефекти. Перший з них — локальна нерівномірність швидкостей охолодження внаслідок утворення парової оболонки.

Парові оболонки на горизонтальних компонентних зонах. Через залежні від температури фази кипіння та конвекції спостерігаються сильні коливання швидкості охолодження під час охолодження зануренням у рідину, що випаровується. При зануренні заготовка повністю оточена паровою оболонкою (плівка кипіння). Теплообмін в цьому випадку відбувається за рахунок теплопровідності через парову плівку, і є недостатнім.

Водо-повітряне спреєрне охолодження. Водно-повітряний спреєр відрізняється від звичайної водяної форсунки тим, що в ньому і вода і повітря подаються на поверхню, що охолоджується, з надлишковим тиском [14]. Ця технологія поєднує в собі переваги занурення і повітряного охолодження. У цьому процесі розташування двокомпонентних сопел спеціально адаптовано до геометрії профілю, який піддається охолодженню. Головною технологічною особливістю водо-повітряного спреєру є те, що поверхня рідини значно збільшується в результаті розпилення, що забезпечує ефективність охолодження. Спрей складається з крапель різного розміру та швидкості, при чому мінімальна швидкість крапель підтримується потоком повітря, яке подається через теж саме сопло. Змінюючи об'ємні потоки води та повітря через тиск, такий спосіб охолодження є дуже гнучким [15]. Параметри розпилення можна регулювати, що означає, що в компоненті можна досягти просторово та часово визначеної кривої температура-час. Водно-повітряне спреєрне охолодження за рахунок додаткової турбулентності газового потоку, забезпечує більш високу тепловіддачу. Розвиток

теплопередачі як функції температури компонента подібний до охолодження зануренням. Температура утворення парової оболонки залежить від щільності ударів та кінетичної енергії кожної краплі. Зі збільшенням тиску води коефіцієнти тепловіддачі зростають майже лінійно. Це забезпечує стабільний процес охолодження. Застосування Q&P-обробки з використанням водо-повітряного спреєру дозволило підвищити відносно подовження при зниженні межі міцності на розрив унаслідок відпуску мартенситу. Деформаційна здатність профілів зі сталі 22MnB5, термічно оброблених за одноетапним процесом Quenching-and-Partitioning (Q&P), після докритичного нагрівання при майже однаковій міцності виявилася вищою порівняно зі станом після повної аустенізації. У порівнянні зі станами після докритичного відпалу, гартування та подальшого відпуску сталі 22MnB5, Q&P-процеси забезпечили вищу здатність до поглинання енергії. Після гартування та відпуску сталі 22MnB5 було досягнуто межі міцності на розрив у 970 МПа та відносно подовження 6 %. Натомість застосування одноетапного Q&P-процесу після докритичного відпалу при 770 °C та темперування при 270 °C дозволило отримати оптимальну комбінацію міцності та пластичності (межа текучості  $R_{p0,2} = 512$  МПа, межа міцності = 1046 МПа, відносно подовження  $A_{50} = 11$  %). Вибір температур в процесі Q&P має вирішальне значення для співвідношення мартенситу до аустеніту. Низькі температури гартування, близькі до  $M_f$ , сприяють утворенню значної частки первинного мартенситу та залишку невеликої кількості аустеніту. Це спрощує стабілізацію залишкового аустеніту, а частка вторинного мартенситу, що утворюється на заключній стадії гартування, залишається невеликою. Матриця з відпущеного мартенситу забезпечує високу міцність, а залишковий ферит, що утворився після докритичного нагрівання, разом із залишковим аустенітом підвищує пластичність і в'язкість (рис. 6).

Вже невеликі частки фериту, близько 6 об'ємних %, збільшують здатність до поглинання енергії та коефіцієнт зміцнення. Через зниження вмісту вуглецю в первинному мартенситі відбувається підвищення пластичності, якщо не утворюються великі карбіди цементиту. Збільшення відносного подовження після процесу старіння пояснюється мікроструктурою, що складається з відпущеного мартенситу та залишкового аустеніту. Кількість відпущеного первинного мартенситу та інтенсивність його відпуску залежать від вибраних температур гартування та старіння. Сталь 22MnB5 після Q&P, отримана у цьому дослідженні, показала міцність ( $R_m = 1045$  МПа) та подовження ( $A = 10,8$  %) за менших вмістів легувальних елементів. Порівняно з двофазною сталлю DP980, отримана структура мала подібне відносно подовження, але вищу межу міцності на розрив.

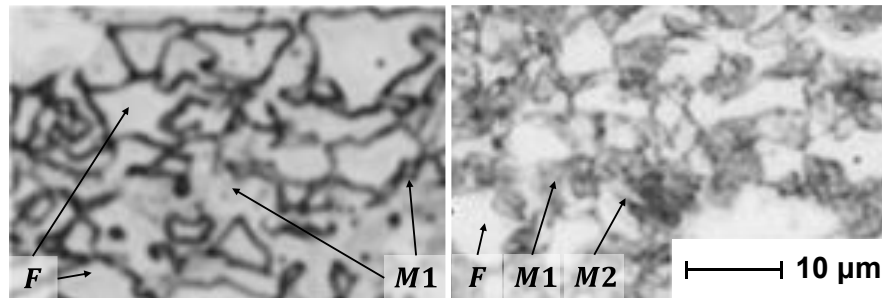


Рисунок 6 – Мікрофотографії після докритичного відпалу при 780 °C протягом 360 с та: а) гартування б) після процесу Q&P з витримкою при 290 °C протягом 240 с: F – ферит; M1 – первинний мартенсит, який сформувався під час швидкого охолодження; M2 – вторинний мартенсит, який сформувався під час остаточного охолодження.

### Висновки

Одноетапний процес загартування з частковим темперуванням значно покращує механічні властивості сталі 22MnB5. Зокрема, досягнуто оптимальну комбінацію міцності ( $R_m = 1046$  МПа) та пластичності ( $A_{50} = 11$  %) порівняно зі звичайними методами термообробки.

Застосування Q&P-процесів забезпечує підвищення здатності до поглинання енергії та збереження високої деформаційної здатності навіть за зниженого вмісту легувальних елементів.

Матриця з відпущеного мартенситу сприяє досягненню високої міцності сталі, тоді як залишковий ферит і аустеніт покращують її пластичність і здатність до енергопоглинання.

Навіть незначні об'ємні частки фериту ( $\approx 6$  %) позитивно впливають на механічні властивості сталі.

Сталь 22MnB5 після Q&P-обробки демонструє кращі властивості міцності й подовження у порівнянні з двофазними сталями типу DP980 та іншими високоміцними сталями за подібних умов термообробки.

Таким чином, використання процесу загартування з частковим темперуванням у поєднанні з адаптованими методами охолодження відкриває перспективи для підвищення ефективності термообробки сталей, забезпечуючи оптимальну комбінацію механічних властивостей і мікроструктури.

### Перелік посилань

- Hwang J.-K. Thermal Behavior of a Rod during Hot Shape Rolling and Its Comparison with a Plate during Flat Rolling. *Processes*. 2020. Т. 8, № 3. С. 327. URL: <https://doi.org/10.3390/pr8030327> (дата звернення: 05.06.2024).
- Hot Deformation Behavior and Dynamic Recrystallization of Ultra High Strength Steel / L. Zhong та ін. *Metals*. 2021. Т. 11, № 8. С. 1239. URL: <https://doi.org/10.3390/met11081239> (дата звернення: 05.06.2024).
- Current Challenges and Opportunities in Microstructure-Related Properties of Advanced High-Strength Steels / D. Raabe та ін. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2020. Т. 51, № 11. С. 5517–5586. URL: <https://doi.org/10.1007/s11661-020-05947-2> (дата звернення: 05.06.2024).
- Design of high-strength steels by microalloying and thermomechanical treatment / A. A. Barani та ін. *Materials Science and Engineering: A*. 2007. Т. 463, № 1-2. С. 138–146. URL: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.08.124> (дата звернення: 05.06.2024).
- Progress on improving strength-toughness of ultra-high strength martensitic steels for aerospace applications: A review / J. Li та ін. *Journal of Materials Research and Technology*. 2023. URL: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.12.177> (дата звернення: 05.06.2024).
- Conductive Heating during Press Hardening by Hot Metal Gas Forming for Curved Complex Part Geometries / M. Bach та ін. *Metals*. 2020. Т. 10, № 8. С. 1104. URL: <https://doi.org/10.3390/met10081104> (дата звернення: 05.06.2024).
- Palmieri M. E., Lorusso V. D., Tricarico L. Investigation of material properties of tailored press hardening parts using numerical and physical simulation. *Procedia Manufacturing*. 2020. Т. 50. С. 104–109. URL: <https://doi.org/10.1016/j.promfg.2020.08.019> (дата звернення: 05.06.2024).
- Blankart C., Wesselmecking S., Krupp U. Influence of Quenching and Partitioning Parameters on Phase Transformations and Mechanical Properties of Medium Manganese Steel for Press-Hardening Application. *Metals*. 2021. Т. 11, № 11. С. 1879. URL: <https://doi.org/10.3390/met11111879> (дата звернення: 05.06.2024).
- Enhancing yield stress and uniform elongation in an ultrathin packaging steel via controlling dislocation density / Y. Z. Li та ін. *International Journal of Plasticity*. 2022. С. 103334. URL: <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2022.103334> (дата звернення: 05.06.2024).
- Optimization of Metal Rolling Control Using Soft Computing Approaches: A Review / Z. Hu та ін. *Archives of Computational Methods in Engineering*. 2019. URL: <https://doi.org/10.1007/s11831-019-09380-6> (дата звернення: 05.06.2024).
- Andrews K. Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures. *J. Iron Steel Inst.* 1965. С. 721–727.
- Soleimani M., Kalhor A., Mirzadeh H. Transformation-induced plasticity (TRIP) in advanced steels: A review. *Materials Science and Engineering: A*. 2020. Т. 795. С. 140023. URL: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140023> (дата звернення: 10.06.2024).

13. Computer system of monitoring the residual resource of equipment of strip mill / I. Y. Prykhodko та ін. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*. 2021. № 35. С. 149–158. URL: <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2021-35-149-158> (дата звернення: 10.06.2024).
14. Spray cooling of extruded EN AW-6082 aluminium alloy sheets: spatial heat transfer coefficients / O. Golovko та ін. *Forschung im Ingenieurwesen*. 2014. Т. 78, № 3-4. С. 131–137. URL: <https://doi.org/10.1007/s10010-014-0181-y> (дата звернення: 10.06.2024).
15. Lee D. L. Conservation laws, gravitational waves, and mass losses in the Dicke-Brans-Jordan theory of gravity. *Physical Review D*. 1974. Т. 10, № 8. С. 2374–2383. URL: <https://doi.org/10.1103/physrevd.10.2374> (дата звернення: 10.06.2024).

### References

1. Hwang, J.-K. (2020). Thermal behavior of a rod during hot shape rolling and its comparison with a plate during flat rolling. *Processes*, 8(3), 327. <https://doi.org/10.3390/pr8030327>
2. Zhong, L. et al. (2021). Hot deformation behavior and dynamic recrystallization of ultra high strength steel. *Metals*, 11(8), 1239. <https://doi.org/10.3390/met11081239>
3. Raabe, D. et al. (2020). Current challenges and opportunities in microstructure-related properties of advanced high-strength steels. *Metallurgical and Materials Transactions A.*, 51(11), 5517–5586. <https://doi.org/10.1007/s11661-020-05947-2>
4. Barani, A. A. et al. (2007). Design of high-strength steels by microalloying and thermomechanical treatment. *Materials Science and Engineering: A*, 463(1-2), 138–146. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.08.124>
5. Li, J. et al. (2023). Progress on improving strength-toughness of ultra-high strength martensitic steels for aerospace applications: A review. *Journal of Materials Research and Technology*. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.12.177>
6. Bach, M. et al. (2020). Conductive heating during press hardening by hot metal gas forming for curved complex part geometries. *Metals*, 10(8), 1104. <https://doi.org/10.3390/met10081104>
7. Palmieri, M. E., Lorusso, V. D., & Tricarico, L. (2020). Investigation of material properties of tailored press hardening parts using numerical and physical simulation. *Procedia Manufacturing*, 50, 104–109. <https://doi.org/10.1016/j.promfg.2020.08.019>
8. Blankart, C., Wesselmecking, S., & Krupp, U. (2021). Influence of quenching and partitioning parameters on phase transformations and mechanical properties of medium manganese steel for press-hardening application. *Metals*, 11(11), 1879. <https://doi.org/10.3390/met11111879>
9. Li, Y. Z. et al. (2022). Enhancing yield stress and uniform elongation in an ultrathin packaging steel via controlling dislocation density. *International Journal of Plasticity*, 103334. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2022.103334>
10. Hu, Z. et al. (2019). Optimization of metal rolling control using soft computing approaches: A review. *Archives of Computational Methods in Engineering*. <https://doi.org/10.1007/s11831-019-09380-6>
11. Andrews, K. (1965). Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures. *J. Iron Steel Inst.*, 721–727.
12. Soleimani, M., Kalhor, A., & Mirzadeh, H. (2020). Transformation-induced plasticity (TRIP) in advanced steels: A review. *Materials Science and Engineering: A*. 795, 140023. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140023>
13. Prykhodko, I. Y. et al. (2021). Computer system of monitoring the residual resource of equipment of strip mill. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 35, 149–158. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2021-35-149-158>
14. Golovko, O. et al. (2014). Spray cooling of extruded EN AW-6082 aluminium alloy sheets: spatial heat transfer coefficients. *Forschung im Ingenieurwesen*, 78(3-4), 131–137. <https://doi.org/10.1007/s10010-014-0181-y>
15. Lee, D. L. (1974). Conservation laws, gravitational waves, and mass losses in the Dicke-Brans-Jordan theory of gravity. *Physical Review D.*, 10(8), 2374–2383. <https://doi.org/10.1103/physrevd.10.2374>

Надійшла до редколегії / Received by the editorial board: 02.09.2024

Прийнята до друку / Accepted for publication: 20.11.2024