

Дьяченко Ю. Г.
Федоров М. М.
Лютый Р. В.

ВПЛИВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ І МІКРОСТРУКТУРУ ДОВЕТЕКТОЇДНОЇ СТАЛІ ДЛЯ ГАРЯЧОЇ ОБРОБКИ ТИСКОМ

Розглянуто процес формування аустенітної структури при безперервному нагріванні доевтектоїдної сталі для гарячої обробки тиском з вихідною ферито-перлітною структурою. Обґрунтовано вибір оптимальної температури гартування залежно від необхідного рівня механічних властивостей у готових виробах. Використано метод пробних гартувань для вивчення процесу формування аустенітної структури, металографічний метод досліджень для виявлення мікроструктур та хімічне травлення. Проведено визначення міцності і ударної в'язкості низьковуглецевої сталі після гартування у воді з температур 700...900 °С. Показано, при нагріві доевтектоїдної сталі перекристалізація початкової ферито-перлітної структури відбувається в інтервалі $A_{c1} - A_{c3}$ у дві стадії. Перша стадія полягає в утворенні зерен аустеніту усередині раніше розташованих зерен перліту. Вона відбувається відразу після досягнення температури A_{c1} . Друга стадія полягає в подрібненні зерен первинного фериту шляхом зародження в них зерен аустеніту і дробленні зерен фериту шляхом проникнення в них зерен аустеніту, що утворилися на першій стадії перекристалізації. Завершується перекристалізація з моменту повного зникнення зерен первинного фериту. Для отримання високого комплексу механічних властивостей з максимальним рівнем ударної в'язкості сталь слід гартувати з температури $A_{c3} - 10$ °С; з максимальним рівнем властивостей міцності, відповідно, з $A_{c3} + 10$ °С. Отримані данні можуть бути використані для режимів термічної обробки доевтектоїдних сталей, що дозволить суттєво підвищити її стійкість в умовах змінного і багаторазового нагрівання і охолодження робочого шару при гарячій обробці тиском.

Ключові слова: доевтектоїдна сталь, гаряча обробка тиском, аустеніт, ферит, перліт, гартування, перекристалізація, мікроструктура, механічні властивості.

Відомо, що в результаті гарячої обробки сталі тиском ряд дефектів литої сталі усувається, однак виникають деякі особливості, що знижують властивості гарячедеформованої сталі [1]. Така сталь часто має крупне зерно, характеризується структурною неоднорідністю [2]. В умовах прискореного охолодження гарячедеформована сталь володіє підвищеною твердістю, у зв'язку з чим погіршується оброблюваність заготовок різанням і зберігаються внутрішні напруження [3].

Для забезпечення структурної однорідності і усунення відзначених особливостей гарячедеформовану сталь піддають попередній термічній обробці з метою подрібнювання зерна, зняття внутрішніх напруг, зниження твердості та поліпшення оброблюваності різанням або використовують сталі зі зниженим вмістом вуглецю і відносно невисокою твердістю [4 – 6].

Подрібнювання зерна в сталях ґрунтується на $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ процесі перекристалізації, тобто обумовлюється алотропічним переходом і утворенням при цьому дрібних зерен. У доевтектоїдних сталях остаточне перетворення $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ відбувається при переході за точки A_{c3} , тобто після повного перетворення всієї структури сталі в аустеніт і виключення фериту. Напевно, отриманий при цьому аустеніт стане дрібнозернистим, і при наступному охолодженні сталь залишиться теж дрібнозернистою. Необхідною умовою для збереження в аустеніті дрібного зерна є правильно підібраний режим термічної обробки [7].

Будь – який режим термічної обробки складається з трьох стадій: нагрів, витримка і охолодження. При нагріві важлива швидкість нагріву, що забезпечує рівномірний розподіл температури по перерізу виробу, виключає утворення тріщин у разі великої різниці температур між поверхнею і серцевиною виробу. Температура нагріву знаходиться відносно критичних точок A_3 і A_1 залежно від видів термічної обробки [8]. Витримка залежить від швидкості фазових перетворень, яка визначається мірою перегрівання вище критичної точки і дисперсністю початкової структури. Стадія охолодження є найбільш важливою для набуття необхідних властивостей в сталях для гарячої обробки тиском. Залежно від швидкості охолодження на третій стадії відбувається безліч структурно – фазових перетворень, які визначають рівень властивостей в сталях для гарячої обробки тиском [9]. Але, загальновідомий принцип вибору

температури нагріву під гартування при $A_{c3} + 30 \dots 50 \text{ }^\circ\text{C}$ для доєвтектоїдних сталей не гарантує отримання дрібнозернистої структури, що обумовлено відсутністю надлишкових фаз, для стримування зростання зерна при нагріванні вище A_{c3} [10]. Тому вибір температури гартування доєвтектоїдних сталей для горячої обробки тиском вимагає уточнення.

Мета роботи: вивчити виникнення аустеніту в доєвтектоїдній сталі і обґрунтувати його вплив на механічні властивості цієї сталі після гартування з відпуском.

Для вивчення процесу формування аустенітної структури при нагріванні використовували метод пробних охолоджень [11]. Зразки мікролегованої сталі з вмістом вуглецю 0,3 відсотка у вигляді пластин $5 \times 5 \times 20 \text{ мм}$ нагрівали в інтервалі $700 \dots 900 \text{ }^\circ\text{C}$ через $20 \text{ }^\circ\text{C}$, витримували при кожній температурі 30 хв., потім проводили термічну обробку, а саме гартування у воді (рис. 1), та високотемпературному відпуску. Далі визначали твердість і піддавали металографічному контролю.

Мікроструктуру зразків вивчали за допомогою металографічного мікроскопу МИМ – 8М і виявлення мікроструктур з використанням хімічного травлення в 4 % розчині HNO_3 в етиловому спирті після технологічних операцій шліфування та полірування. Для вимірювання мікротвердості фаз використовували прилад ПМТ – 3 з використанням навантаження на індентор в 1 Н.

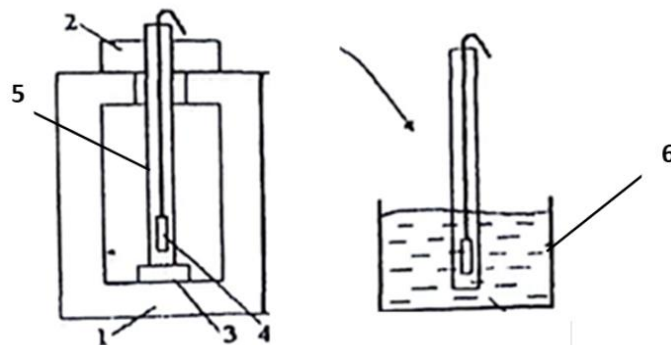


Рис. 1. Схема проведення термічної обробки:

1 – електричний піч (шахтна) лабораторна типу СШОЛ, 2 – кришка печі, 3 – цегла, 4 – сталевий зразок, 5 – металева трубка, 6 – бак металевий із водою.

В результаті проведення досліджень виявлено, що аустеніт, який утворився при нагріві, в результаті гартування перетворювався на мартенсит або інші структури, що відрізняються за травленням від початкової структури. Це дозволяло легко ідентифікувати початкову і структурні складові, що знову утворюються.

Зразки для визначення міцності і ударної в'язкості піддавали гартуванню у воді з температур $700 \dots 900 \text{ }^\circ\text{C}$ і витримці при нагріві – 40 хв.

Після гартування з $700 \text{ }^\circ\text{C}$ структура досліджуваної сталі складається з легованого фериту і перліту і не відрізняється від структури відпаленої сталі (рис. 2). Гартування з температури $720 \text{ }^\circ\text{C}$ в місцях раніше розташованого перліту структура одержує високу твердість $H_{100} = 6500 \text{ МПа}$, характерну для мартенситу гартування, а легований ферит має твердість $H_{100} = 2050 \text{ МПа}$. Оскільки температура $720 \text{ }^\circ\text{C}$ близька до A_{c1} для досліджуваної сталі ($735 \text{ }^\circ\text{C}$), то утворення мартенситу після гартування при цій температурі може бути пов'язане з неоднорідністю термодинамічного потенціалу перлітної структури і можливістю утворення аустеніту при температурі дещо нижче A_{c1} . Можна припустити, що в тих місцях перліту, де запас його вільної енергії вищий, перетворення перліту на аустеніт починатиметься при нижчих температурах. Можливо, це також пов'язано з тим, що при підтриманні в печі температури $720 \text{ }^\circ\text{C}$ має місце перегрівання понад встановлену температуру. Якщо це перегрівання досягає температури A_{c1} , то також можливе перетворення перліту на аустеніт. Обидва ці чинники сприяють появі острівців аустеніту при нагріві і острівців мартенситу при охолодженні, що

викликає підвищення твердості сталі (рис. 3). Мартенсит, що спочатку утворився, погано піддається травленню в 4 % розчині азотної кислоти в етиловому спирті, що вказує на підвищений вміст вуглецю і підтверджує можливість отримання високої твердості.

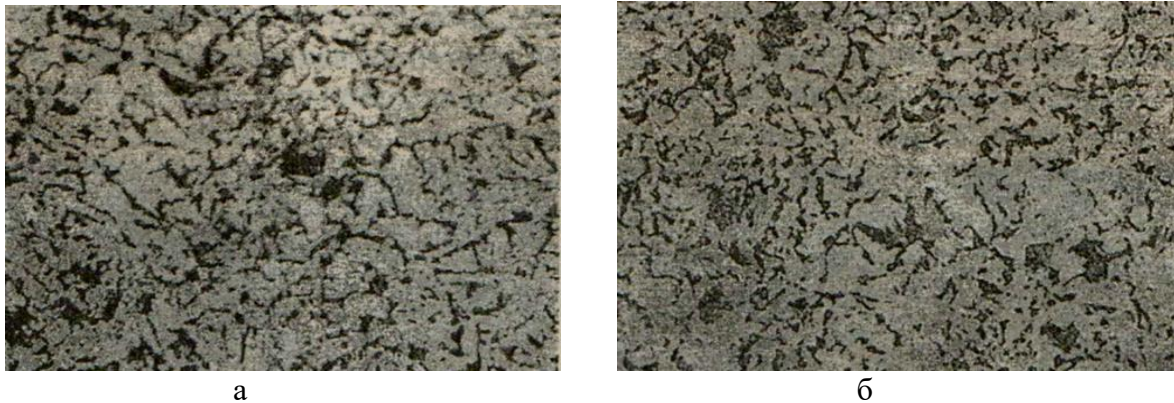


Рис. 2. Мікроструктура доевтектоїдної сталі:
а – після відпалу, х 100, б – після гартування у воді з 700 °С, х 100

Утворення аустеніту усередині перліту можна представити за класичною схемою на межі цементиту з феритом. Оскільки феритні прошарки між цементитними пластинами малі, а перепад концентрацій великий, процес насичення аустеніту вуглецем повинен протікати швидко до концентрації 0,83 %, і такий аустеніт після гартування повинен перетворюватися на високовуглецевий мартенсит. Це підтверджується дослідженнями мікротвердості структури загартованої сталі в місцях раніше розташованих зерен перліту і було помічено раніше в сплавах з Ni [12].

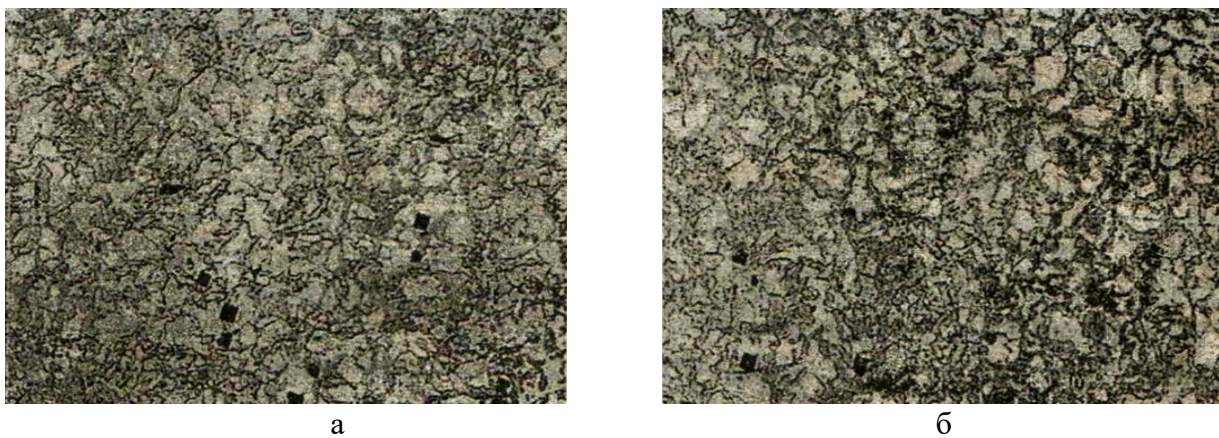


Рис. 3. Мікроструктура доевтектоїдної сталі:
а – після гартування у воді з 720 °С, х 100, після гартування у воді з 740 °С, х 100

По – іншому йде процес утворення аустеніту на межі первинних феритних і перлітних зерен. Аустеніт, що спочатку утворився, має різну концентрацію вуглецю – високу з боку цементиту, що входить до складу перліту, і низьку – з боку зерен фериту. При підвищенні температури за рахунок дифузії менш насичена частина аустеніту збагачується вуглецем і досягнувши концентрації відповідної лінії GS на діаграмі Fe – Fe₃C створюються енергетичні умови для $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення частини фериту. Аустеніт, що знову утворився, при досягненні рівноважної концентрації (GS) знову викликає $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення. Процес триває до тих пір, поки не станеться повна заміна фериту аустенітом. Тут також можна уявити, що процес перебудови гратки Fe _{α} в гратку Fe _{γ} відбувається дифузійно, шляхом орієнтованої перебудови атомів, а енергетичні умови для такого перетворення створюються по мірі досягнення аустенітом рівноважної концентрації по лінії GS.

При підвищенні температури нагріву перлітний аустеніт внаслідок дифузії вуглецю стає неоднорідним, що при подальшому гартуванні призводить до отримання різних структур перетворення, що відрізняються між собою травленням (рис. 4). При нагріві вище A_{c1} утворення аустеніту відбувається також усередині феритних зерен (рис. 5).

Зерна аустеніту, що утворилися усередині фериту, можуть мати трикутну і округлу форму. Подібні зерна аустеніту усередині зерен первинного фериту, відповідно до флуктуаційної теорії, з'являються в місцях скупчення третинного цементиту [10].

Третинний цементит може стати причиною "висипу" після загартування в зернах первинного фериту. Механізм утворення "висипу" можна представити таким чином. При нагріві вище A_{c1} навколо часток третинного цементиту відбувається $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення, внаслідок чого утворюється прошарок γ – фази, яка при гартуванні перетворюється на мартенсит, а після хімічного травлення виглядає темною складовою усередині світлих зерен фериту.



а



б

Рис. 4. Мікроструктура доевтектоїдної сталі:

а – після гартування у воді з 760 °С, х 100, б – після гартування у воді з 760 °С, х 500

Як правило, за даними наших досліджень, мартенситні голки, що утворилися в колишніх зернах аустеніту, паралельні між собою і перпендикулярні частині периметра межі. У зернах, межуючи з первинним феритом, мартенситні голки перпендикулярні межах його зерен. Це, за даними роботи [13], є ознакою когерентності зв'язку між феритом і аустенітом в процесі $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення.



3

2

1

Рис. 5. Мікроструктура доевтектоїдної сталі після гартування у воді з 800 °С, х 500:

1 – висип серед зерен фериту, 2 та 3 – зерна фериту різноманітної форми

В результаті спостереження (рис. 5) також видно, що усередині перліту зароджується невелика кількість зерен аустеніту, зростання яких обмежується після зіткнення між собою і наявності на зовнішніх межах первинного фериту, що узгоджується з даними роботи [13], у якій вказується, що за певних умов після зародження кристалів аустеніту процес розвивається шляхом зростання зародків, що вже утворилися, при практично повній відсутності зародження нових центрів.

Дослідження показали, що дрібне зерно після гартування зберігається до тих пір, поки в структурі сталі по межах зерен аустеніту знаходиться первинний ферит, тобто при температурі гартування близької до A_{c3} .

Таким чином, проведені дослідження показують, що зерна аустеніту при нагріві доєвтектоїдної сталі для гарячої обробки тиском зароджуються усередині перліту, усередині зерен первинного фериту і на межах між первинним феритом і перлітом. Цим забезпечується перекристалізація, оскільки розмір нових зерен менший, ніж розмір початкових. Результати дослідження мікроструктури дозволяють пояснити характер зміни механічних властивостей залежно від температури гартування досліджуваної сталі.

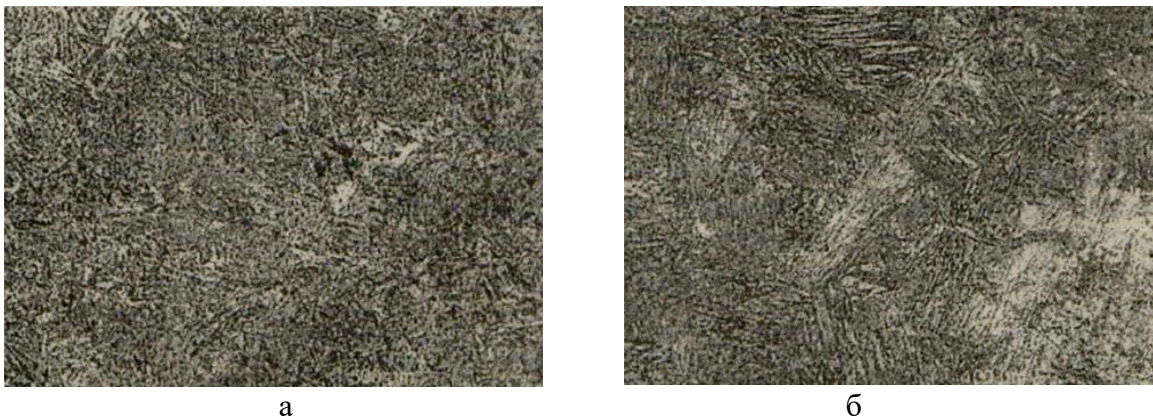


Рис. 6. Мікроструктура доєвтектоїдної сталі після гартування у воді з $900\text{ }^{\circ}\text{C}$:
а – $\times 100$, б – $\times 500$

З підвищенням температури гартування від $720\text{ }^{\circ}\text{C}$ до $880\text{ }^{\circ}\text{C}$ твердість сталі збільшується. Найбільш суттєве збільшення твердості спостерігається після гартування в інтервалі температур від $720\text{ }^{\circ}\text{C}$ до $820\text{ }^{\circ}\text{C}$, тобто в інтервалі міжкритичних температур. Вплив температури гартування на інші властивості сталі після загартування з відпуском узгоджуються з характером зміни мікроструктури. Безпосередньо після гартування з $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ і $720\text{ }^{\circ}\text{C}$ значення властивостей визначається структурно фазовим станом сталі при нагріві нижче A_{c1} . Характерною рисою для цих властивостей є низька твердість, це обумовлено наявністю ферито – перлітної структури. Значна різниця між межею плинності і межею міцності – високі значення відносного подовження і відносного звуження – обумовлена наявністю великої частини фериту. Низька ударна в'язкість пов'язана з крупнозернистістю сталі після відпалу.

З підвищенням температури гартування до $820\text{ }^{\circ}\text{C}$ твердість сталі різко збільшується, що пов'язано з безперервним зростанням кількості продуктів розпаду аустеніту і зменшенням кількості фериту. Після гартування від $820\text{ }^{\circ}\text{C}$ до $880\text{ }^{\circ}\text{C}$ твердість не підвищується, що можна пояснити максимальною насиченістю аустеніту вуглецем. Після гартування від температури $920\text{ }^{\circ}\text{C}$ до $940\text{ }^{\circ}\text{C}$ незначне зниження твердості обумовлено збільшенням зерна за класичною теорією (рис. 6).

Межа міцності і плинності підвищується при нагріві від $840\text{ }^{\circ}\text{C}$, що пов'язано зі збільшенням долі продуктів розпаду аустеніту. Ударна в'язкість підвищується при нагріві під гартування до $800\text{ }^{\circ}\text{C}$, що пов'язано з подрібненням зерна в результаті утворення аустеніту і наявністю певної частини фериту, як чинника, що уповільнює швидкість поширення тріщини в процесі випробувань на ударну в'язкість (табл. 1).

Різде зменшення ударної в'язкості після гартування в інтервалі $820\text{...}840\text{ }^{\circ}\text{C}$ викликане укрупненням зерна після зникнення в структурі частини фериту, як чинника, стримуючого зростання зерен аустеніту.

Після гартування з температури $840\text{--}900\text{ }^{\circ}\text{C}$ в'язкість практично не змінюється, що пов'язано з крупнозернистою структурою досліджуваної сталі. Відносне подовження, з підвищенням температури гартування, несуттєво знижується, що пов'язано зі збільшенням долі про-

дуктів розпаду аустеніту і зменшенням частини фериту після гартування до 800 °С і укрупненням зерна після гартування в інтервалі 800–900 °С. Відносне звуження, яке в основному залежить від чистоти металу і, у меншій мірі, від інших чинників, мало змінюється залежно від температури гартування 720–900 °С (табл. 1).

Таблиця 1

Експериментальні дані зміни властивостей загартованої доевтектоїдної сталі після відпуску при 640 °С

Температура гартування, °С	Властивості				
	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	Ψ , %	КСУ, Дж/см ²
700	280	500	30	68	165
720	325	505	30	73	230
760	450	600	25	75	275
800	45	675	22	73	300
820	645	725	21	72	270
840	680	760	20	72	245
900	680	775	19	70	245

ВИСНОВКИ

Показано, що при нагріві доевтектоїдної сталі перекристалізація початкової ферито-перлітної структури відбувається в інтервалі $A_{c1} - A_{c3}$ у дві стадії. Перша стадія полягає в утворенні зерен аустеніту усередині раніше розташованих зерен перліту. Вона відбувається відразу після досягнення температури A_{c1} . Друга стадія полягає в подрібненні зерен первинного фериту шляхом зародження в них зерен аустеніту і дробленні зерен фериту шляхом проникнення в них зерен аустеніту, що утворилися на першій стадії перекристалізації. Завершується перекристалізація з моменту повного зникнення зерен первинного фериту.

Встановлено, що для отримання високого комплексу механічних властивостей з максимальним рівнем ударної в'язкості доевтектоїдну сталь для гарячої деформації металу слід гартувати з температури $A_{c3} - 10$ °С; з максимальним рівнем властивостей міцності, відповідно, з $A_{c3} + 10$ °С.

Отримані данні є підставою для розроблення режимів термічної обробки доевтектоїдних сталей, що дозволить суттєво підвищити її міцність, зносостійкість та термін експлуатації в умовах змінного і багаторазового нагрівання і охолодження робочого шару при гарячій обробці тиском.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. Бобирь С. В., Левченко Г. В. Низьковуглецеві сталі для інструменту гарячої деформації металу. *Металознавство та обробка металів*. 2019. 1. С. 39 – 47.
2. Левченко Г. В., Бобирь С. В., Дёмина Е.Г. Влияние микролегирования на структуру и термоциклическую стойкость низколегированных штамповых сталей *Металознавство та обробка металів*. 2008. 1. С. 51 – 57.
3. Бобирь С. В., Левченко Г. В., Дёмина Е.Г. Перспективы применения низкоуглеродистых микролегированных сталей для изготовления штампов горячего деформирования. *Інноваційні ресурсозбережені матеріали та зміцнювальні технології: матеріали Міжнар. наук. – практ. конф. 6-08.06.12. Маріуполь*. 2012. С. 60 – 62.
4. Левченко Г. В., Бобирь С. В., Дёмина Е.Г. Влияние комплексного легирования на структуру и стойкость низколегированных штамповых сталей *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии: сб. научн. тр. Днепропетровск: ИЧМ НАН Украины*. 2010. 22. С. 213 – 220.
5. Левченко Г. В., Бобирь С. В., Дёмина Е.Г. Оптимизация химического состава и микролегирования низкоуглеродистых сталей для изготовления штампов горячего деформирования *Ресурсозберігаючі технології виробництва та обробки тиском матеріалів у машинобудуванні*. 2012. 1 (13). С. 160 – 167.
6. Бобирь С. В., Дёмина Е.Г., Липатов И. Ю. Влияние термической обработки на структуру и свойства низколегированных штамповых сталей. *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2012. 4. С. 69 – 73.
7. Бобирь С. В., Левченко Г. В., Дёмина Е.Г. Особенности фазово – структурных превращений при отпуске низколегированных сталей для штампов горячего деформирования. *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии: сб. научн. тр. Днепропетровск: ИЧМ НАН Украины*. 2012. 26. С. 209 – 217.

8. Дьяченко Ю.Г., Федоров М.М. Особенности зміцнюючої термічної обробки низьковуглецевої сталі для одержання оптимального комплексу механічних властивостей. *Нові матеріали і технології в машинобудуванні – 2021: матеріали XIII Міжнародної науково – технічної конференції 28-29.04.21.* Київ: НТТУ «КПІ». 2021. С. 81 – 83.
9. Дьяченко Ю.Г. Особенности охолодження конструкційної сталі у псевдотвердому середовищі. *Нейромережні технології та їх застосування НМЕіЗ – 2019: матеріали вісімнадцятої Міжнародної наукової конференції 11-12.12.19.* Краматорськ : ДДМА, 2019. С. 111.
10. Зельдович В. И., Хамская И. В., Ринкевич О. С. Образование аустенита в низкоуглеродистых железоникелевых сплавах. *ФММ.* 1992. 2. С. 5–28.
11. Заблоцкий В.К., Клец Ю.Н. Влияние термической обработки на структуру и свойства валковой стали 9Х2МФ. *Металлознавство та обробка металів.* 1981. 4. С. 13 – 15.
12. Дьяченко С. С. Образование аустенита в железо-углеродистых сплавах. Москва : Металлургия. 1982. 128 с.
13. Дейнеко Л.Н. Влияние процессов структурообразования на изменение механических свойств термически упрочненных малоуглеродистых сталей при отпуске. *Строительство, материаловедение, машиностроение: сб. научн. тр. Днепропетровск: ГВУЗ.* 2011. 58. С. 232 – 261.

REFERENCES

1. Bobyr S.V., Levchenko G.V. Low-carbon steels for hot metal deformation tool. *Metal science and metal processing.* 2019. 1, pp. 39 – 47. (in Ukrainian).
2. Levchenko G.V., Bobyr S.V., Demina E.G. Influence of microalloying on the structure and thermocyclic resistance of low-alloyed die steels. *Metalconscience and metal clogging.* 2008. 1, pp. 51 – 57. (in Russian).
3. Bobyr S.V., Levchenko G.V., Demina E.G. Prospects for the use of low-carbon microalloyed steels for the manufacture of hot deformation dies. *Innovatsi resource saving materials and zmitsnyuvalni tehnologii: materials of Muzhnar. sciences. - pract. conf. 6-08.06.12.* Mariupol. 2012, pp. 60-62. (in Russian).
4. Levchenko G.V., Bobyr S.V., Demina E.G. Influence of complex alloying on the structure and resistance of low-alloyed die steels. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy: collection of scientific papers.* Dnepropetrovsk: ICHM NAS of Ukraine. 2010. 22, pp. 213-220. (in Russian).
5. Levchenko G.V., Bobyr S.V., Demina E.G. Optimization of the chemical composition and microalloying of low-carbon steels for the manufacture of hot deformation dies. *Resource-saving technologies of production and processing of materials pressure in mechanical engineering.* 2012. 1 (13), pp. 160-167. (in Russian).
6. Bobyr S.V., Demina E.G., Lipatov I. Yu. Influence of heat treatment on the structure and properties of low-alloy die steels. *Metallurgical and mining industries.* 2012. 4, pp. 69-73. (in Russian).
7. Bobyr S.V., Levchenko G.V., Demina E.G. Features of phase - structural transformations during tempering of low-alloy steels for hot deformation dies. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy: collection of scientific papers.* Dnepropetrovsk: ICHM NAS of Ukraine. 2012. 26, pp. 209-217. (in Russian).
8. Dyachenko Yu.G., Fedorov M.M. Features of strengthening heat treatment of low-carbon steel for obtaining the optimal complex of mechanical properties. *New materials and technologies in mechanical engineering - 2021: materials of the XIII International Scientific and Technical Conference of 28-29.04.21.* Kyiv: NTU "KPI." 2021, pp. 81 - 83. (in Ukrainian).
9. Dyachenko Yu.G. Features of cooling of structural steel in a pseudo-solid environment. *Neural network technologies and their application NMEiZ - 2019: materials of the eighteenth International Scientific Conference 11-12.12.19.* Kramatorsk: DDMA, 2019, p. 111. (in Ukrainian).
10. Zeldovich V.I., Khamskaya I.V., Rinkevich O.S. Formation of austenite in low-carbon iron-nickel alloys. *FMM.* 1992. 2, pp. 5-28. (in Russian).
11. Zablotsky V.K., Klets Yu.N. Influence of heat treatment on the structure and properties of 9Х2МФ roll steel. *Metal consciousness and metal clogging.* 1981. 4, pp. 13-15. (in Russian).
12. Dyachenko S.S. Formation of austenite in iron - carbonaceous alloys. Moscow: Metallurgy. 1982. 128 p. (in Russian).
13. Deineko L.N. Influence of structure formation processes on change of mechanical properties of thermally strengthened low-carbon steels during tempering. *Construction, materials science, mechanical engineering: collection of scientific papers.* Dnepropetrovsk: GVUZ. 2011. 58. pp. 232-261. (in Russian).

Dyachenko Yu., Fedorov M., Liutyi R. Influence of heat treatment on mechanical properties and microstructure of pre-eutectoid steel for hot pressure treatment.

The process of formation of austenitic structure at continuous heating of pre-eutectoid steel for combustible treatment with pressure with initial ferrite-perlite structure is considered. The choice of optimal quenching temperature depending on the required level of mechanical properties in finished products is substantiated. The method of trial quenching to study the process of formation of austenitic structure, metallographic method of microstructure detection research and chemical etching were used. Determination of strength and impact toughness of low-carbon steel after quenching in water from temperatures 700...900°C. Has been carried out. It is shown that during heating of low-carbon steel recrystallisation of the initial ferrite-perlite structure occurs in the interval $Ac_1 - Ac_3$ in two stages. The first stage consists in the formation of austenite grains inside the previously located pearlite grains. It occurs immediately after the

temperature A_{c1} is reached. The second stage consists of crushing of primary ferrite grains by nucleation of austenite grains in them and crushing of ferrite grains by penetration of austenite grains formed at the first stage of recrystallisation. Recrystallisation is completed when the primary ferrite grains disappear completely. To obtain a high complex of mechanical properties with the maximum level of impact toughness steel should be quenched from the temperature $A_{c3} - 10^{\circ}\text{C}$; with the maximum level of strength properties, respectively, with $A_{c3} + 10^{\circ}\text{C}$. The obtained data can be used for thermal treatment of pre-eutectoid steels, which will significantly increase its stability under conditions of variable and multiple heating and cooling of the working layer under hot pressure treatment.

Keywords: pre-eutectoid steel, hot pressure treatment, austenite, ferrite, pearlite, quenching, recrystallisation, microstructure, mechanical properties.

Дьяченко Юрій Григорійович – канд. техн. наук, доц. ДДМА
Diachenko Yurii – Candidate of Technical Science, Associate Professor, DSEA
E-mail: dyachenko.yuriy.1978@gmail.com
ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-0711-8354>

Федоров Микола Миколайович – канд. техн. наук, доц. ДДМА
Fedorov Mykola – Candidate of Technical Science, Associate Professor, DSEA
E-mail: nikolay.fedorov@gmail.com
ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-2149-5861>

Лютый Ростислав Володимирович – канд. техн. наук, доц. НТУУ «КПІ»
Liutyi Rostislav – Candidate of Technical Science, Associate Professor, NTUU «KPI»
E-mail: rvl2005@ukr.net
ORCID: <http://orcid.org/0000-0001-6655-6499>

ДДМА – Донбаська державна машинобудівна академія, м. Краматорськ-Тернопіль.
DSEA – Donbass State Engineering Academy, Kramatorsk-Ternopil.

НТУУ «КПІ» – Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського», Київ
” NTUU “KPI” – National Technical University of Ukraine “Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute, Kyiv

Стаття надійшла до редакції 12.06.24 р.