

М. А. ПОГРІБНИЙ, О. М. РЕБРОВА, С. М. ШЕВЧЕНКО, В. А. РЯБОШТАН

ДОСЛІДЖЕННЯ СТРУКТУРИ І ВЛАСТИВОСТЕЙ НАПЛАВЛЕНОГО МЕТАЛУ ІЗ ВИСОКОХРОМИСТИХ СТАЛЕЙ ТА ВПЛИВУ НА НЬОГО ШВИДКІСНОГО НАГРІВУ ПІД ЧАС ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ

Наплавлення є одним із поширених та економічно вигідних способів відновлення зношених чи пошкоджених деталей машин та механізмів. Завдяки своїй універсальності технологія наплавлення дозволяє відновлювати геометрію складних та сильно зношених елементів конструкцій. Характерною особливістю цього процесу є те, що після наплавлення структура та властивості наплавочних матеріалів суттєво змінюються в порівнянні з вихідним станом, у зв'язку з чим актуальною стає потреба кожного разу детального вивчення структури і властивостей наплавленого металу та, в разі необхідності, розробки технологій поліпшення структурно-механічного стану металу в зоні наплавлення. В роботі проведено дослідження мікроструктури наплавленого металу високохромистих сталей, що містять 0,1-0,3% вуглецю, виявлено його фазовий склад та визначені властивості. Встановлена роль фаз δ-фериту та аустеніту в зниженні твердості сталей після використання їх в якості наплавочних. Показано позитивний вплив збільшення швидкості нагрівання на характеристики механічних властивостей наплавленого металу. Існує інтервал температур відпуску зі швидкісним нагрівом, після обробки в якому наплавлений метал отримує таке поєднання показників міцності і пластичності, яке не може бути досягнуте під час традиційного відпуску в печі. Виявлені особливості впливу швидкісного нагріву на тонку структуру наплавленого металу високохромистих сталей, в першу чергу, на розміри блоків α-фази, викривлення II роду, щільність дислокацій, а також на дисперсність карбідної фази. Показана перспективність використання термічної обробки зі швидкісним індукційним нагрівом для забезпечення необхідних показників конструктивної міцності відновлених наплавленням сильно зношених деталей машин і механізмів.

Ключові слова: високохромиста сталь, наплавлення, швидкісний індукційний нагрів, фази, структура, властивості, твердість, температура відпуску

M. POGRIBNIY, O. REBROVA, S. SHEVCHENKO, V. RIABOSTAN

RESEARCH ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF THE WELDED METAL FROM HIGH-CHROME STEELS AND THE INFLUENCE OF RAPID HEATING DURING HEAT TREATMENT

Surfacing is one of the most common and economically advantageous methods of restoring worn or damaged parts of machines and mechanisms. Due to its versatility, surfacing technology allows restoring the geometry of complex and heavily worn structural elements. A characteristic feature of this process is that after surfacing, the structure and properties of surfacing materials change significantly compared to the initial state, which is why the need for a detailed study of the structure and properties of the surfacing metal and, if necessary, the development of technologies for improving the structural and mechanical state of the metal in the surfacing zone becomes relevant every time. The work conducted a study of the microstructure of the surfacing metal of high-chromium steels containing 0.1-0.3% carbon, revealed its phase composition and determined properties. The role of δ-ferrite and austenite phases in reducing the hardness of steels after using them as surfacing materials was established. The positive effect of increasing the heating rate on the characteristics of the mechanical properties of the surfacing metal was shown. There is a range of tempering temperatures with rapid heating, after processing in which the deposited metal receives such a combination of strength and ductility indicators that cannot be achieved during traditional tempering in a furnace. The peculiarities of the influence of rapid heating on the fine structure of the deposited metal of high-chromium steels have been revealed, primarily on the size of the α-phase blocks, type II distortion, dislocation density, and also on the dispersion of the carbide phase. The prospects of using heat treatment with rapid induction heating to ensure the necessary indicators of the structural strength of heavily worn parts of machines and mechanisms restored by welding have been shown.

Keywords: high-chromium steel, surfacing, high-speed induction heating, phases, structure, properties, hardness, tempering temperature

Вступ. Актуальність задачі. Швидкісний нагрів (індукційний або електронагрів) має цілу низку переваг над традиційним повільним (пічним) нагрівом. Він досить широко використовується для проведення різних операцій термічної обробки виробів, при чому, не тільки в режимі поверхневого зміцнення, але й для об'ємного нагрівання [1-5]. Виходячи з цього, значну зацікавленість становить перспектива використання такого нагріву для поліпшення властивостей металу зі специфічною структурою, наприклад, для виробів після зварювання або відновлювального наплавлення, коли в металі зварного шва (наплавленому металі) формується структура, яка відповідає литому стану матеріалу.

Особливі умови кристалізації наплавленого металу обумовлюють значні зміни його фізико-механічних характеристик, в результаті як безпосередньо після наплавлення, так і після традиційної термічної обробки, якість наплавленого металу практично завжди поступається якості основного металу виробу, який попередньо був

деформаційно зміцнений, наприклад, шляхом ковки, штамповки чи прокатки [6, 7].

В умовах виробництва чи експлуатації в залежності від ступеню зношуваності виробу, може використовуватися або поверхневе, як правило, одношарове наплавлення, або об'ємне (багатшарове) наплавлення, коли зношування значне і при відновлюванні формуються великі об'єми наплавленого металу. При цьому, в залежності від призначення наплавлення, характер та величина його впливу на працездатність елементів конструкції, які відновлюються, буде суттєво відрізнятися [8, 9]. У випадку поверхневого наплавлення, яке застосовується для покращення поверхневих властивостей матеріалів (наприклад, зносостійкості, корозійної та термостійкості), найбільші експлуатаційні навантаження зазнає лише поверхня наплавленого шару, тому будь-які, навіть негативні, зміни механічних властивостей металу в зоні наплавлення нездатні вчинити шкід-

© М. А. Погрібний, О. М. Реброва,
С. М. Шевченко, В. А. Рябоштан, 2025

ливий вплив на конструкційну міцність відновлюваного виробу. На відміну від поверхневого наплавлення у виробках з об'ємним наплавленням всі характерні ділянки з'єднання – наплавлений метал, межа сплавлення, зона термічного впливу – разом з основним металом сприймають ідентичний вплив зовнішніх зусиль і, таким чином, стають рівною мірою відповідальними за показники конструкційної міцності після наплавлення.

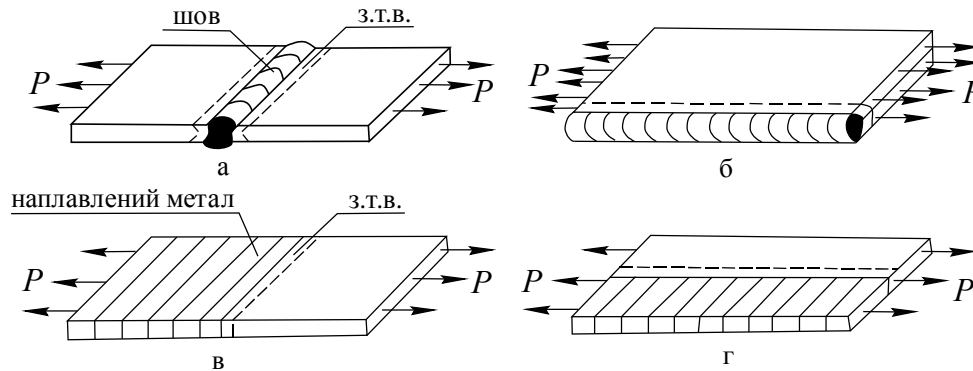


Рисунок 1 – Порівняльні схеми впливу зовнішніх навантажень на зварні (а, б) і об'ємно наплавлені (в, г) елементи конструкції

В таких об'ємно наплавлених з'єднаннях під дією експлуатаційних напружень різного характеру будуть знаходитись всі ділянки в зоні наплавлення, включаючи наплавлений метал, що значно збільшує ризики передчасного руйнування відновлених виробів. Можна очікувати, що саме в таких випадках, в першу чергу, буде доцільним застосування після об'ємного наплавлення термічної обробки з ефектом позитивного впливу швидкісного нагріву.

Зважаючи на це, метою даного дослідження було вивчення структури та властивостей наплавного металу з високохромистих сталей, які у процесі наплавлення гартуються, та впливу на нього швидкісного нагріву під час наступної термічної обробки.

Експериментальна частина. В якості матеріалів дослідження були обрані 12% хромисті сталі, які широко використовуються в сучасному енергетичному машинобудуванні, в тому числі, при виготовленні та ремонті відповідальних елементів конструкцій шляхом зварювання чи наплавлення.

Зразки зі сталі 15X11МФ наплавлялися аргонодуговим методом близькими за хімічним складом сталями 12X13, 20X13, 30X13, а також сталлю 15X11МФ. Після наплавлення частина зразків була термічно оброблена в режимі відпуску. Нагрів здійснювався або в термічній печі ($V_{\text{нагр.}} \sim 0,1^{\circ}\text{C/c}$), або індукційним методом ($V_{\text{нагр.}} \sim 150^{\circ}\text{C/c}$).

Для дослідження структури і властивостей наплавного металу використовувалися металографічний та дюрOMETричний методи, а також здійснювалися механічні випробовування. Фазовий склад наплавки із різних сталей визначався за допомогою рентгеноструктурного і магнітного методів. Дослідження тонкої кристалічної структури

Напевно, найбільш суттєвий вплив на працездатність виробів об'ємне наплавлення має в разі відновлення сильно зношених деталей, в яких частка наплавного металу буде значною. Очевидно, елементи конструкції з великою кількістю наплавного металу можна розглядати як специфічне зварне з'єднання, однією частиною якого є наплавлений метал, а іншою – основний метал (рис. 1).

проводилося з використанням методики рентгенографічного аналізу.

Металографічний аналіз зразків після наплавлення дозволив виявити, що в процесі наплавлення в наплавному металі сталей, що містять 12% хрому й 0,1-0,3% вуглецю, формується двофазна мікроструктура, яка є поєднанням матриці з властивою для мартенситу рельєфною будовою та включеннями світлої складової, яка не піддається травленню (рис. 2). Остання, в залежності від хімічного складу наплавного матеріалу, відрізняється як за формою, величиною, характером розподілу, так і за загальною кількістю в об'ємі наплавного металу.

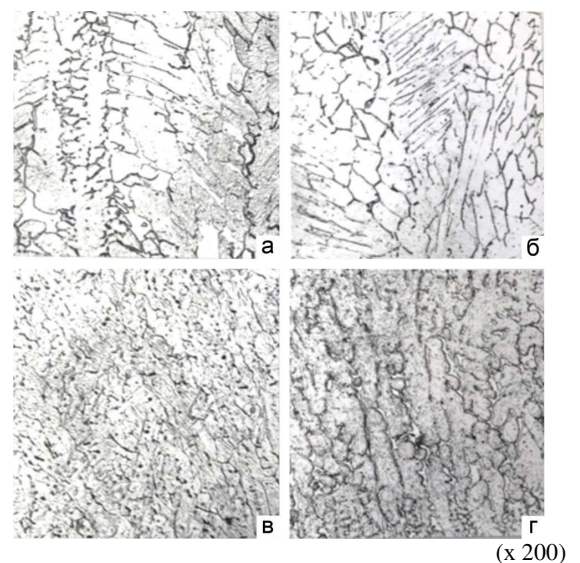


Рисунок 2 – Мікроструктура наплавного металу високохромистих сталей:
а – сталь 12X13; б – сталь 15X11МФ, в – сталь 20X13, г – сталь 30X13

Як видно з рис. 2 а, світла структурна складова в наплавленому металі сталі 12Х13 має переважно компакту форму з характерними голчастими розгалуженнями та прожилками. Незважаючи на те, що будова світлої фази, яка належить сталям 12Х13 і 15Х11МФ, має деякі загальні риси, її кількість в наплавленому металі 15Х11МФ значно менша й розташована вона переважно у вигляді візерункової сітки з достатньо тонким поперечним перерізом (рис. 2, б).

Структурна складова, яка не травиться, в наплавленому металі сталі 20Х13 спостерігається в незначній кількості, рівномірно розташовуючись у вигляді точкових включень або дуже тонких прожилок по границях окремих зерен (рис. 2, в).

Будова світлої складової, яка знаходиться в наплавленому металі сталі 30Х13, достатньо суттєво відрізняється від розглянутих раніше сталей. У даному випадку світла фаза має вигляд розгалужених ланцюжків, які витягнуті в певних напрямках, і за своїм складом нагадує дендрити (рис. 2, з).

Для встановлення природи виявлених фаз проводився рентгеноструктурний і магнітний аналізи шліфів наплавок, вимірювалася їх твердість, а також мікротвердість окремих структурних складових. Висока мікротвердість матриці (для сталі 12Х13 ~ 440 HV, 15Х11МФ ~ 500 HV, 20Х13 ~ 520 HV, 30Х13 ~ 580 HV), а також специфічна її будова свідчать про те, що основною структурною складовою наплавленого металу всіх досліджуваних сталей є мартенсит.

Отримані дані знаходяться в повній відповідності з відомими уявленнями, згідно з якими 12% хромисті сталі, які мають загальмовану кінетику фазових перетворень, можуть, навіть, при повільному охолодженні на повітрі, зберігати переохолоджений аустеніт до температур початку мартенситного перетворення й, відповідно, вже у процесі самої наплавки здатні загартуватися [10, 11].

Виходячи з відомих закономірностей формування структури литих високохромистих сплавів, а також, враховуючи особливості фазових і структурних перетворень у сплаві при його охолодженні в реальних умовах наплавки, можна вважати, що металографічно фіксована в наплавленому металі сталей 12Х13 і 15Х11МФ світла структурна складова є високотемпературною фазою δ-феритом [12].

Це підтверджують також заміри мікротвердості феритної фази: отримані значення – 125-150 HV – відповідають значенням мікротвердості δ-фериту в литих 12% Cr-Mo-W-V сталях.

Розрахунки, які були виконані з використанням методів кількісної металографії, показали, що в поверхневих шарах наплавленого металу сталі 12Х13 містить до 17-20%, а в сталі 15Х11МФ до 5-8% високотемпературного δ-фериту.

За допомогою рентгеноструктурного аналізу в поверхневих шарах наплавленого металу сталі 30Х13 виявлена деяка кількість (10-15%) аустеніту, який, як показали результати магнітних досліджень,

знаходиться у структурі металу у вигляді світлих включень дендритного типу. Мікротвердість включень аустенітної фази достатньо висока та сягає 400-550 HV.

Хоча в наплавленому металі сталі 20Х13 металографічно фіксується також деяка кількість світлої структурної складової, експериментально встановити її природу не вдалося, оскільки ні рентгеноструктурний, ні магнітний методи дослідження аустенітної або феритної фази не виявляють. Порівнюючи хімічний склад експериментальних сталей, можна припустити, що в наплавленому металі сталі 20Х13 в дуже обмеженій кількості присутні обидві з виявлених фаз – δ-ферит і аустеніт.

Таким чином, результати досліджень свідчать про те, що безпосередньо в процесі наплавки в наплавленому металі 12% хромистих сталей формується змішана структура, в якій поряд з мартенситом містяться різноманітні за природою та властивостями фази: в сталях 12Х13 і 15Х11МФ – високотемпературний δ-ферит, в сталі 30Х13 – аустеніт, а в сталі 20Х13 – обидві вказані фази.

Характерно, що при однакових умовах охолодження процеси структуроутворення в наплавленому металі знаходяться в прямій залежності від хімічного складу наплавочних матеріалів, головним чином, від вмісту в них вуглецю. При цьому, досить незначна – в межах 0,1-0,2% – зміна концентрації вуглецю суттєвим чином впливає на фазовий склад та структуру наплавленого металу, змінюючи її від феритно-мартенситної до мартенситно-аустенітної.

Установлено, що наявність у наплавленому металі фаз δ-фериту і аустеніту, так само, як і зміна кількості вуглецю, суттєво впливає на властивості наплавленого металу з досліджуваних сталей.

У табл. 1 наведені результати порівняння твердості власне мартенситної матриці наплавленого металу різних сталей та його твердості в цілому.

Таблиця 1 – Твердість наплавленого металу з двофазною структурою та окремо його мартенситної матриці після наплавлення високохромистих сталей

Сталь, яка наплавляється	Твердість HV, кгс/мм ²		
	Твердість мартенситної матриці	Твердість наплавленого металу в цілому	Різниця твердості: «наплавлений метал – матриця»
12Х13	440	332	108 (25%)
15Х11МФ	500	427	73 (15%)
20Х13	520	477	43 (9%)
30Х13	580	563	13 (3%)

Аналіз наведених даних свідчить про те, що наплавлений метал, структура якого складається з мартенситу та додаткових фаз (δ-фериту і аустеніту) має твердість помітно нижчу в порівнянні з твердістю його мартенситної матриці. Крім того, зі збільшенням в сталях кількості вуглецю виявлена різниця має тенденцію до помітного зменшення. Так, поява в наплавленому металі сталі 12Х13 досить значної кількості δ-фериту – м'якої фази –

спричиняє зниження його твердості приблизно на 25% (див. табл. 1); у наплавленому металі сталі 15X11МФ кількість δ -фериту зменшується, а, отже, спостерігається менша різниця між твердістю мартенситної матриці наплавленого металу та його твердістю в цілому ($\sim 15\%$); у наплавленому металі сталі 20X13, де присутні обидві із виявлених фаз – δ -фериту і аустеніт, але в незначній кількості, різниця твердості буде ще менш вагомим ($\sim 9\%$).

Найменша різниця твердості спостерігається в наплавленому металі сталі 30X13 (всього 3%), де кількість додаткової аустенітної фази незначна і, до того ж, вона має твердість значно вищу порівняно з твердістю високотемпературного δ -фериту, і тому її вплив буде менш відчутним.

Проведені дослідження свідчать також про те, що однією з особливостей процесу наплавки високохромистих сталей є формування структурної неоднорідності за глибиною шару самого наплавленого металу. Як видно з рис. 3, мікроструктура в різних областях наплавленого металу досліджуваних сталей, навіть після одношарової наплавки, виявляється неоднаковою: найбільш щільне виділення фаз (δ -фериту або аустеніту), зазвичай, спостерігається біля поверхні наплавленого шару; у напрямку до межі сплавлення кількість цих фаз зменшується. Такий нерівномірний розподіл фериту та аустеніту за глибиною шару наплавленого металу можна пояснити, головним чином, неоднаковою швидкістю охолодження різних його областей: максимальною – зі сторони основного металу і мінімальною – біля поверхні.

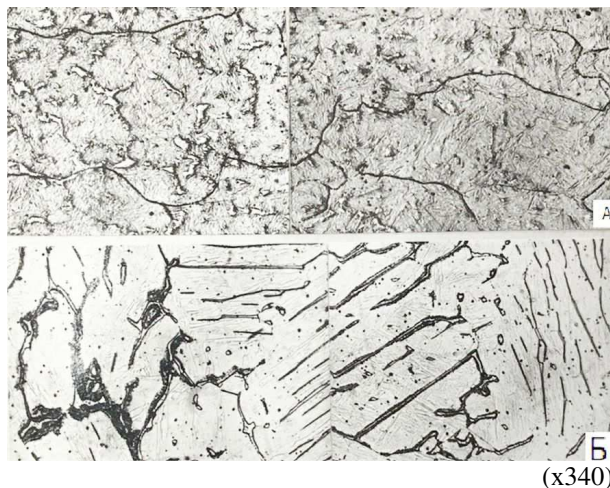


Рисунок 3 – Мікроструктура за глибиною шару наплавленого металу сталей: а – 30X13; б – 12X13

Слід відмітити, що у випадку багатшарової наплавки умови формування фазового складу і структури наплавленого металу будуть суттєво відрізнятися від умов, які притаманні одношаровій наплавці, перш за все, через повторний нагрів нижчезасташованих шарів наплавленого металу при накладанні кожного подальшого шару. Повторний термічний вплив посилює нерівномірність структурних перетворень, внаслідок чого спостерігається багатократне чергування областей металу з різноманітною кількістю і щільністю фаз.

Формування в наплавленому металі високохромистих сталей мартенситної структури із включеннями δ -фериту або аустеніту однозначно буде сприяти зниженню опору крихкому руйнуванню матеріалу виробу, для відновлення якого використовується об'ємне наплавлення.

Як відомо [8], у таких випадках, для усунення негативного впливу наплавлення (зварювання) на структурно-механічний стан металу рекомендується обов'язкове використання термічної обробки, перш за все, відпуску.

Із метою визначення оптимальних параметрів режимів відпуску проводилися дослідження структури та властивостей наплавки із 12% хромистих сталей після відпуску з різними швидкостями нагріву ($0,1^\circ\text{C}/\text{с}$ – нагрів у печі; $150^\circ\text{C}/\text{с}$ – індукційний нагрів).

Установлено, що незважаючи на однаковий характер зміни твердості при швидкісному та повільному нагріві, її значення після індукційного відпуску виявляються значно вищими, ніж значення твердості, які досягаються при такій самій температурі нагріву в печі (рис. 4). Характерно, що при швидкісному нагріві зниження твердості починається при більш високих температурах; при цьому наплавлений метал не досягає того максимального знеміцнення, яке можливе в результаті повільного пічного нагріву.

Аналіз кривих твердості свідчить також про те, що для отримання однакового рівня твердості у випадку індукційного відпуску необхідно застосовувати нагрів до більш високих температур. При цьому, інтервал оптимальних температур відпуску (для зниження твердості до 24–29 HRC) в разі використання швидкісного нагріву також зміщується до області підвищених температур, наприклад, для сталі 12X13 з $600\text{--}630^\circ\text{C}$ при пічному нагріві до $680\text{--}750^\circ\text{C}$ в разі індукційного нагріву; для сталі 30X13, відповідно, з $660\text{--}680^\circ\text{C}$ до $780\text{--}800^\circ\text{C}$ (див. рис. 4).

На рис. 5 наведені результати випробувань на розтяг зразків із власне наплавленого металу сталі 20X13. Видно, що після індукційного нагріву характеристики міцності при всіх температурах відпуску виявляються вище (на $150\text{--}200\text{ МПа}$), ніж після нагріву в печі. При цьому існує такий інтервал температур відпуску зі швидкісним нагрівом, після обробки в якому наплавлений метал отримує не тільки високу міцність, а й набуває підвищену пластичність. Так, із наведених на рис. 5 даних слідує, що відпуск в печі наплавленого металу сталі 20X13 при оптимальній для неї температурі ($\sim 650^\circ\text{C}$) дозволяє отримати показник пластичності – відносне подовження (δ) – на рівні 10%, а показники міцності $\sigma_b = 800\text{ МПа}$ і $\sigma_{0,2} = 630\text{ МПа}$; в той же час при індукційному відпуску вказаний рівень міцності забезпечується вже при температурі відпуску 800°C , але відносне подовження при цьому сягає 17%, що майже у 2 рази перевищує даний показник пластичності наплавленого металу після відпуску в печі.

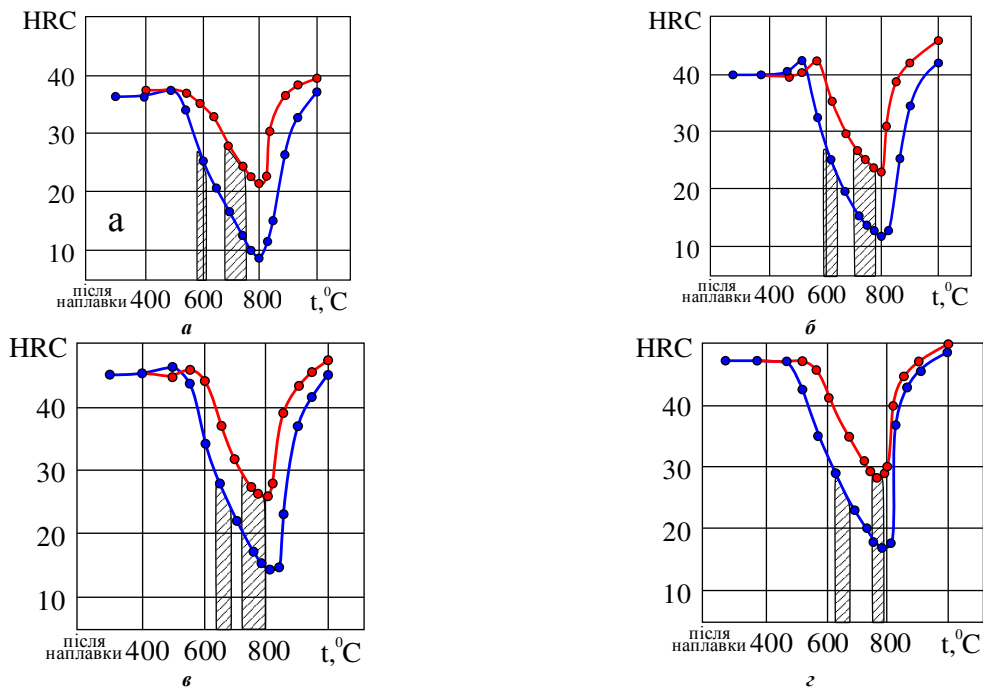


Рисунок 4 – Вплив швидкості і температури нагріву на твердість наплавляного металу 12% хромистих сталей: а – 12X12; б – 15X11МФ, в – 20X13; г – 30X13;

● – нагрів в печі, $V_{\text{нагр.}} = 0,1^\circ\text{C/s}$, $\tau_{\text{витр.}} = 2$ год; ● – індукційний нагрів, $V_{\text{нагр.}} = 150^\circ\text{C/s}$, без витримки

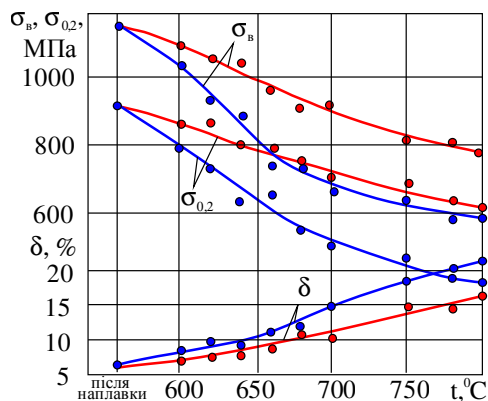


Рисунок 5 – Зміна механічних властивостей наплавляного металу сталі 20X13 в залежності від умов нагріву при відпуску:

● – нагрів в печі, $V_{\text{нагр.}} = 0,1^\circ\text{C/s}$, $\tau_{\text{витр.}} = 2$ год;
● – індукційний нагрів, $V_{\text{нагр.}} = 150^\circ\text{C/s}$, без витримки

Для установлення природи позитивного впливу швидкісного нагріву на механічні властивості наплавляного металу проводилися його рентгенографічні та електронно-мікроскопічні дослідження.

Результати рентгеновських досліджень тонкої структури наплавляного металу сталі 20X13, які представлені на рис. 6, свідчать про те, що зміна блочної структури фериту й викривлень II роду мають при індукційному відпуску той же самий характер, що й при відпуску в печі, але рівень вказаних величин, який досягається при однаковій температурі звичайного та швидкісного відпуску, виявляється неоднаковим. З рис. 6 видно, що швидкий нагрів наплавляного металу призводить до затримки процесів релаксації викривлень II роду

та процесу укрупнення блоків α -фази порівняно з відпуском в печі.

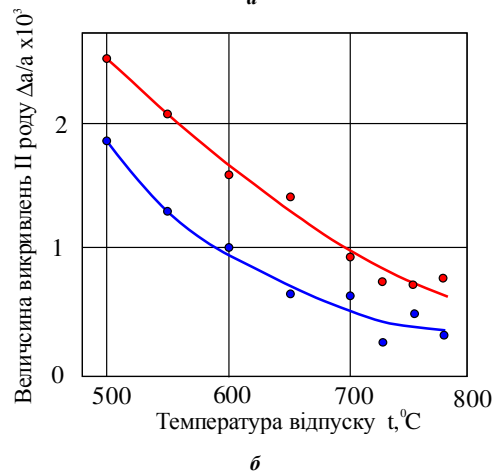
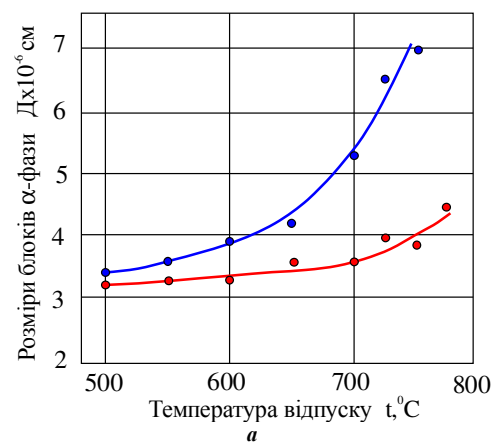


Рисунок 6 – Зміна розмірів блоків α -фази (а) і викривлень II роду (б) в наплавляному металі сталі 20X13 при відпуску з повільним (●) та швидкісним (●) нагрівом

Крім того, у процесі швидкісного відпуску формується тонка структура наплавленого металу сталі 20X13, яка за ступенем дефектності кристалічної будови суттєво відрізняється від тонкої структури наплавленого металу після пічного відпуску та характеризується підвищеною щільністю дислокацій (табл. 2).

Наведені дані свідчать щодо суттєвої відмінності розмірів карбідних часток, які були отримані після звичайного та швидкісного відпуску. Як видно з рис. 6, вже при нагріві до температури 660°C карбідна фаза в наплавленому металі при індукційному відпуску суттєво поступається за величиною карбідам, які проявляються у структурі наплавленого металу після його відпуску при такій самій температурі в печі. Подальше збільшення температури при повільному нагріві викликає інтенсивне укрупнення карбідних часток, тоді як при

швидкому нагріві їх розміри з підвищенням температури практично не змінюються. У зв'язку з цим, при більш високих температурах різниця між величиною карбідів, які утворилися у процесі звичайного та швидкісного відпусків, виявляється ще більш суттєвою (див. рис. 7).

Таблиця 2 – Вплив швидкості нагріву при відпуску на щільність дислокацій в наплавленому металі сталі 20X13

Температура відпуску, °C	$\rho \times 10^{-14}, \text{м}^{-2}$	
	$V_{\text{нагр.}} = 0,1^\circ\text{C/c}$	$V_{\text{нагр.}} = 150^\circ\text{C/c}$
500	7,5	14,0
550	3,8	8,7
600	2,0	5,3
650	0,8	4,4
700	0,8	2,0
725	0,2	1,2
750	0,5	1,0
775	0,3	1,2

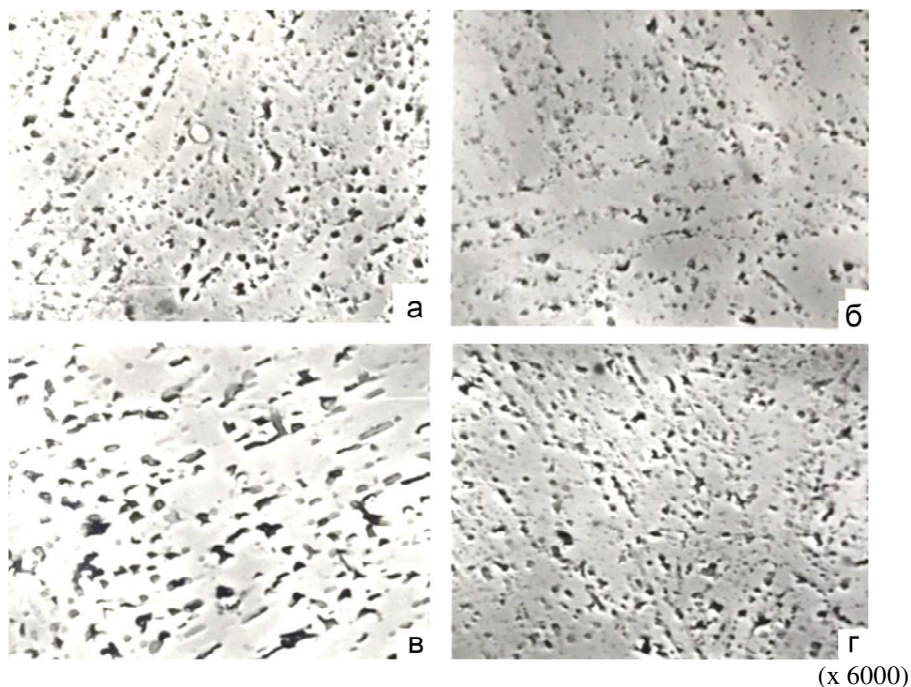


Рисунок 7 – Мікроструктура наплавленого металу сталі 20X13 після відпуску на різних режимах:

а – $t_{\text{нагр.}} = 660^\circ\text{C}$; $V_{\text{нагр.}} = 0,1^\circ\text{C/c}$; б – $t_{\text{нагр.}} = 660^\circ\text{C}$; $V_{\text{нагр.}} = 150^\circ\text{C/c}$;
в – $t_{\text{нагр.}} = 780^\circ\text{C}$; $V_{\text{нагр.}} = 0,1^\circ\text{C/c}$; г – $t_{\text{нагр.}} = 780^\circ\text{C}$; $V_{\text{нагр.}} = 150^\circ\text{C/c}$

Виходячи з даних електронно-мікроскопічного аналізу, можна констатувати, що збільшення швидкості нагріву різко загальмовує ріст зміцнюючої фази у структурі наплавленого металу при збільшенні температури його відпуску. В умовах швидкого нагріву процеси коагуляції не отримують суттєвого розвитку, що дозволяє зберегти карбідні частки в найбільш дисперсному виді практично в усьому інтервалі температур відпуску.

Висновки

1. Показано, що в процесі наплавлення в наплавленому металі високохромистих сталей, що містять 0,1-0,3% вуглецю, формується змішана двофазна мікроструктура, яка складається з мартенситної матриці і включень δ -фериту та

аустеніту різної кількості і конфігурації. Поява фаз δ -фериту та аустеніту призводить до зниження твердості сталі після наплавлення від 3 до 25%, в залежності від концентрації вуглецю.

2. Установлено, що визначальним для забезпечення високого комплексу механічних властивостей наплавленого металу є не тільки температура, а й швидкість нагрівання. Існує інтервал температур відпуску зі швидкісним нагрівом, після обробки в якому наплавлений метал отримує таке поєднання показників міцності і пластичності, яке не може бути досягнуте під час відпуску в печі.

3. Виявлено, що швидкісне нагрівання має суттєвий вплив на структурний стан наплавленого металу. Після індукційного відпуску наплавлений

метал 12% хромистих сталей володіє більш високими викривленнями II роду, меншими розмірами блоків α -фази, має більшу щільність дислокацій та більш дисперсні карбіди, ніж метал після звичайного відпуску в печі. Така структура сприяє отриманню значно кращого поєднання показників міцності та пластичності наплавленого металу, що дозволяє значною мірою компенсувати недоліки, характерні для литого стану матеріалу.

4. Отримані результати свідчать про перспективність використання швидкісного індукційного нагріву у процесі термічної обробки для забезпечення необхідної конструкційної міцності відновлених об'ємним наплавленням виробів.

Список літератури

1. Погрібний М.А., Вуєць О.Є., Дослідження впливу термічної обробки з різними швидкостями нагрівання на зносостійкість сталі 15X11MF. *Металознавство та обробка металів*. 2014. № 4. с. 20-24.
2. Lucia O., Maussion P., Dede E. J., Burdío J. Induction Heating Technology and Its Applications: Past Developments, Current Technology, and Future Challenges. *IEEE Transactions on Industrial Electronics* 2013, Vol. 61 (№5). pp. 2509–2520. 10.1109/TIE.2013.2281162.
3. Aswad, M. F., Mohammed, A. J., & Faraj, S. R. (2021, August). Induction Surface Hardening: A review. In *Journal of Physics: Conference Series* (Vol. 1973, No. 1, p. 012087). IOP Publishing.
4. Mohammad, J. H. A., Afify, R. M., Mansour, E. H., & Gaafer, A. M. (2019). Effect of heat treatment of steel AISI X 210 Cr 12 on surface roughness quality during turning operation. *Engineering Research Journal*, 1(39), pp. 6-11.
5. Pogribniy M. Rebrova O., Shevchenko S., Vasilchenko A. Improving the quality of heat treatment using microwave heating of products with a complex profile of hardened surfaces / M. Pogribniy, O. // *Solid state phenomena*. 2024. Vol. 364. pp. 39–45.
6. Єфіменко М.Г., Радзівілова Н.О. *Металознавство і термічна обробка зварних з'єднань*. Підручник для студентів вищих навальних закладів. Х.: 2003. 488 р.
7. Каховський Н.І. Зварювання високолегованих сталей. К.: «Техніка». 2005. 376 с.
8. Кальченко В.І., Кальченко В.В., Венжега В.І. Відновлення деталей автомобілів: Навчальний посібник. Чернівці: ЧНТУ. 2013. 192 с.
9. Сідашенко О.І., Науменко А.О., Скобло Т.С., Тихонов О.В. та ін. *Ремонт машин та обладнання*. Підручник: К.: Агроосвіта. 2014. 665 с.
10. Афтанділянц Є.Г., Зазимко О.В., Лопатко К.Г. *Матеріалознавство*: К: Вища освіта. 2012. 548 с.
11. Таран Ю.М., Калінушкін Є.П., Куцова В.З. та ін. *Металознавство і термічна обробка металів і сплавів*. Д.: Дніпрокнига. 2002. 260 с.
12. Куцова В.З., Ковзель М.А., Носко О.А. *Леговані сталі та сплави з особливими властивостями*. Підручник. Д.: НМетАУ. 2008. 348 с.

References (transliterated)

1. Pohribnyi M.A., Vuets O.Ye, Doslidzhennia vplyvu termichnoi obrobky z riznymy shvydkostiamy nahrivannia na znosostiikist stali 15Kh11MF. *Metaloznavstvo ta obrobka metaliv*. – 2014. – № 4. – s. 20-24.
2. Lucia O., Maussion P., Dede E. J., Burdio J. Induction Heating Technology and Its Applications: Past Developments, Current Technology, and Future Challenges. *IEEE Transactions on Industrial Electronics* – 2013, Vol. 61 (№5) – pp. 2509–2520. 10.1109/TIE.2013.2281162.
3. Aswad, M. F., Mohammed, A. J., & Faraj, S. R. (2021, August). Induction Surface Hardening: A review. In *Journal of Physics: Conference Series* (Vol. 1973, No. 1, p. 012087). IOP Publishing.
4. Mohammad, J. H. A., Afify, R. M., Mansour, E. H., & Gaafer, A. M. (2019). Effect of heat treatment of steel AISI X 210 Cr 12 on surface roughness quality during turning operation. *Engineering Research Journal*, 1(39), pp. 6-11.
5. Pogribniy M. Rebrova O., Shevchenko S., Vasilchenko A. Improving the quality of heat treatment using microwave heating of products with a complex profile of hardened surfaces / M. Pogribniy, O. // *Solid state phenomena*. 2024. Vol. 364. pp. 39–45.
6. Yefimenko M.H., Radzivilova N.O. *Metaloznavstvo i termichna obrobka zvaarnykh z'iednan*. *Pidruchnyk dlia studentiv vyshchyykh navalnykh zakladiv*. Kh.: 2003. 488 r.
7. Kakhovskiy N.I. *Zvariuvannia vysokolegovanykh stalei*. K.: «Tekhnika». 2005. 376 s.
8. Kalchenko V.I., Kalchenko V.V., Venzheha V.I. *Vidnovlennia detalei avtomobiliv: Navchalnyi posibnyk*. Cherniv: ChNTU. 2013. 192 s.
9. Sidashenko O.I., Naumenko A.O., Skoblo T.S., Tykhonov O.V. ta in. *Remont mashyn ta obladnannia*. *Pidruchnyk*: K.: Ahroosvita. 2014. 665 s.
10. Aftandiliants Ye.H., Zazymko O.V., Lopatko K.H. *Materialoznavstvo*: K: Vyshcha osvita. 2012. 548 s.
11. Taran Yu.M., Kalinushkin Ye.P., Kutsova V.Z. ta in. *Metaloznavstvo i termichna obrobka metaliv i splaviv*. D.: Dniproknyha. 2002. 260 s.
12. Kutsova V.Z., Kovzel M.A., Nosko O.A. *Lehovani stali ta splavy z osoblyvymy vlastyvostiamy*. *Pidruchnyk*. D.: NMetAU. 2008. 348 s.

Надійшла (received) 20.05.2025

Відомості про авторів /About the Authors

Погрібний Микола Андрійович / Pogribniy Mykola – кандидат технічних наук, доцент, Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут», професор кафедри «Матеріалознавство»; м. Харків, Україна; ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1689-3830>; e-mail: Mykola.Pohribnyi@khpi.edu.ua

Реброва Олена Михайлівна / Rebrova Olena – кандидат технічних наук, доцент, Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут», доцент кафедри «Матеріалознавство», м. Харків, Україна; ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-2315-7003>; e-mail: Olena.Rebrova@khpi.edu.ua

Шевченко Світлана Михайлівна / Shevchenko Svitlana – кандидат технічних наук, Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут», доцент кафедри «Матеріалознавство», м. Харків, Україна; ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-2315-7003>; e-mail: Svitlana.Shevchenko@khpi.edu.ua

Рябоштан Валентин Анатолійович / Riaboshtan Valentyn – кандидат технічних наук (PhD), Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут», старший викладач кафедри «Матеріалознавство», м. Харків, Україна; ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-5826-5085>; e-mail: Valentyn.Riaboshtan@mit.khpi.edu.ua