

УДК 669-155.3:539.378.6

ЗМІНА СТРУКТУРНОГО СТАНУ В СТАЛІ АУСТЕНИТНОГО КЛАСУ ПІД ВПЛИВОМ НАГРІВАННЯ³

Шпеньович А.В., ст. гр. МС-31-20, ХНАДУ

***Анотація.** Метою досліджень є визначення впливу технологічних параметрів старіння на структуру і властивості зразків нержавіючої сталі марок 12X18H10T та 08X18H10T. У процесі роботи проведений комплекс механічних досліджень зразків нержавіючої сталі марок 12X18H10T та 08X18H10T в вихідному стані і після різних режимів відпалу і на основі аналізу механічних досліджень вивчені структурні зміни, що відбуваються в зразках нержавіючої сталі марок 12X18H10T та 08X18H10T в результаті термічного старіння.*

***Ключові слова:** зразки нержавіючої сталі марки 12X18H10T, 08X18H10T, корозія, відпал, механічні властивості, твердість, структура, старіння*

CHANGE OF STRUCTURAL STATE IN AUSTENITE STEEL UNDER THE INFLUENCE OF HEATING

Shpenovich A.V., st. of gr. МС-31-20, KhNAHU

***Abstrac.** The purpose of the research is to determine the influence of aging technological parameters on the structure and properties of samples of stainless steel grades 12X18N10T and 08X18N10T. In the course of work, a set of mechanical studies of 12X18N10T and 08X18N10T stainless steel samples was carried out in the initial state and after various annealing regimes, and based on the analysis of mechanical studies, structural changes occurring in 12X18N10T and 08X18N10T stainless steel samples as a result of thermal aging were studied.*

***Key words:** samples of stainless steel 12X18N10T, 08X18N10T, corrosion, annealing, mechanical properties, hardness, structure, aging*

Вступ

Нержавіючі і корозійностійкі сталі знаходять широке використання в хімічній промисловості при виготовленні хімічної апаратури, у нафто-вій промисловості – у трубчатках крекінг установок, апаратурі переробки нафти. У металургійній і машинобудівній промисловості жаростійкі сталі і сплави використовуються при виготовленні елементів пічного устаткування.

Експлуатаційна надійність хімічної апаратури, виготовленої з нержавіючих кислототривких сталей, особливо корозійна стійкість зварних з'єднань, визначається якістю самих сталей і технологією виготовлення апаратури.

Сучасна енергетика, газотурбобудування, нафтопереробна промисловість і промисловість виробництва органічних і синтетичних матеріалів широко використовують нержавіючі сталі, що мають більш високі механічні властивості при підвищених температурах.

Особливо широке використання нержавіючі сталі, одержали в газотурбінних установках при виготовленні камер згоряння, корпусів турбін, реактивних сопел, лопаток і дисків осьових компресорів. У цих випадках їх використовують головним чином у якості жаростійкого і жароміцного матеріалу.

Поєднання корозійної стійкості і необхідних механічних властивостей при кімнатних температурах, гарна зварюваність і досить високі міцність і пластичність зварних з'єднань пос-

³ Робота виконана під керівництвом доцента Протасенко Т.О.

лужили основою до широкого використання хромонікелевих сталей і сплавів у різних галузях промисловості [1].

Аналіз публікацій

Сталь, стійку проти газової корозії при високих температурах (понад 550 °С), називають окалиностійкою (жаростійкою). Сталі, стійкі проти електрохімічної корозії, називають корозійностійкими (нержавіючими) сталями. Підвищення стійкості сталі проти корозії досягається введенням у неї елементів, що утворюють на поверхні захисні плівки, міцно зв'язані з основним металом, і які запобігають контакту між сталлю і зовнішнім агресивним середовищем, а також підвищують електрохімічний потенціал сталі в різних агресивних середовищах [2].

Нержавіючими сталями традиційно називають сталі, що мають високу корозійну стійкість у вологій атмосфері і слабоагресивних водяних розчинах [3].

Нержавіючі сталі використовуються, з одного боку, при звичайних умовах, коли потрібна стійкість по відношенню до сухого і вологого повітря, водяних розчинів, річкової і питної води, до хлористих розчинів і морської води, а з іншого боку, при контакті із сильноагресивними середовищами, такими як неорганічні й органічні кислоти, луги, коли необхідна хімічна стійкість. З огляду на умови роботи, нержавіючі сталі повинні містити не менш 12 % хрому. Вибір легуючих елементів залежить від необхідних експлуатаційних властивостей.

Вимоги до механічних властивостей, насамперед, спрямовані на міцність і в'язкість при звичайних умовах навантаження, тобто при статичному, циклічному чи ударному навантаженні в нормальних умовах, а також при низьких і підвищених температурах.

До найважливіших властивостей нержавіючих і кислотостійких сталей, що визначають вибір сталі для конкретного використання, варто віднести:

- 1) корозійну стійкість у газах, водяних розчинах і кислотах;
- 2) достатню міцність і в'язкість, у тому числі і при термічному впливі.
- 3) деформуємість у холодному і гарячому стані й оброблюваність різанням;
- 4) зварюваність [4].

Найбільше використання в промисловості серед нержавіючих сталей одержали хромонікелеві сталі марок 12X18H10T і 08X12H10T, що розрізняються між собою вмістом вуглецю і відношенням титана до вуглецю.

Сталі марок 12X18H10T і 08X12H10T використовують як корозійностійкий, жаростійкий і жароміцний матеріал. Сталі використовують у зварних конструкціях, що працюють у контакті з азотною кислотою й іншими середовищами окисного характеру; деяких органічних кислотах середніх концентрацій, органічних розчинниках, атмосферних умовах і т.д. Хімічний склад цих сталей наведений у табл. 1.

Таблиця 1 – Хімічний склад сталей марок 12X18H10T і 08X12H10T

Марка сталі	Хімічний склад, %							
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Ti	S	P
08X12H10T	≤0,08	0,8	1–2	17–19	9–11	Ti ≥ 5,5	≤ 0,02	≤ 0,035
12X18H10T	≤ 0,12					(C–0,02)		

Агресивні середовища (азотна кислота) викликають міжкристалітну корозію навіть у тих випадках, коли сталь загартована на аустеніт, а вміст вуглецю не більш 0,02 % [6].

Міжкристалітна корозія полягає у швидкому вибіркового розчиненні границь зерен металу, що супроводжується втратою міцності і пластичності. Цей вид корозії виникає в процесі служби тих матеріалів, що мають високу корозійну стійкість в даному середовищі [4].

За допомогою добавок кремнію можна цілеспрямовано підвищити стійкість сталі до корозії у визначених умовах. Так кремній помітно зменшує рівномірну корозію в концентрованій азотній кислоті.

Для запобігання інтеркристалітної корозії, що викликається утворенням карбідів і нітридів хрому на границях зерен, вуглець і азот зв'язують у стабільні карбіди і нітриди титана. Кількість титана, необхідна для запобігання міжкристалітної корозії в сталі, повинна бути в 5,5 рази більше вмісту ефективного вуглецю, тобто вуглецю, що бере участь в утворенні карбідів, яке визначається вирахуванням 0,02 % із загального вмісту вуглецю, обумовленого хімічним аналізом.

Для поліпшення оброблюваності різанням у деякі нержавіючі сталі, як і в автоматні сталі, додають 0,25 % S. При цьому необхідно урахувати зниження корозійної стійкості. Добавки селену не використовуються через токсичну дію цього елемента.

Умовою корозійної стійкості сталі, поряд із правильним хімічним складом, є, можливо, більш однорідна структура. Дефекти структури, такі як інтерметалідні фази, чи сульфіди оксиди з електрохімічними потенціалами, що відрізняються від матриці, викликають, як правило, селективну корозію.

Найважливіший легуючий елемент нержавіючих сталей – хром – звужує γ -ділянку на діаграмі стану Fe – Cr. Сталі, що містять 13–50 % Cr і до 0,1 % C, при кімнатній температурі мають феритну структуру з ОЦК-решіткою.

Хром відноситься до металів, що легко пасивуються в окисних середовищах зі зміною негативного потенціалу на позитивний.

Корозійна стійкість хромистих сталей залежить від вмісту хрому і вуглецю, режимів термічної обробки і складу корозійного середовища.

Молібден і кремній також є елементами, що розширюють α -ділянку діаграми, тобто є ферритоутворюючими. Карбідо-, нітридоутворюючі елементи – V, W, Ti, Nb – стабілізують феритний твердий розчин двояким чином: з одного боку, вони самі беруть участь в утворенні феритного твердого розчину, а з іншого, зв'язуючи в стійкі з'єднання вуглець і азот, ці елементи знижують їх аустенітоутворюючу дію.

Нікель утворює із залізом безперевний ряд твердих ГЦК-розчинів і тому виявляє себе сильним аустенітоутворюючим елементом. У сталях з досить великим вмістом елементів, що стабілізують аустеніт (Mn, C, N), γ -ділянка діаграми розширена, а температура $A_3 \gamma \rightarrow \alpha$ перетворення знижена настільки, що аустенітна структура зберігається до кімнатної температури і навіть до більш низьких температур. Такі сталі містять 8–30 % Ni, причому в кожній з них збалансований вміст хрому й інших феритоутворюючих елементів [1].

Титан відноситься до феритоутворюючих елементів, і щоб не допустити появи двофазності ($\gamma + \alpha$) необхідно мати в сталі трохи підвищений вміст нікелю (порядку 10 %).

Присадка титана до хромонікелевих аустенітних сталей усуває їхню схильність до міжкристалітної корозії, але трохи погіршує їхню корозійну стійкість у киплячій азотній кислоті і середовищах, що містять її [1].

У виробництві нержавіючих і кислотостійких сталей титан використовується як карбідоутворюючий елемент із метою запобігання схильності цих сталей до міжкристалітної корозії. Уводять титан у сталь для підвищення жароміцності.

Характерною рисою мікроструктури аустеніту в хромонікелевих сталях для штампів гарячого штампування є наявність двійників, що у литому стані звичайно не виявляються. Двійники з'являються після деформації і рекристалізації, а іноді і при охолодженні виливки в результаті виникнення термічних напружень.

У цілком аустенітному стані хромонікелеві сталі виявляють максимальну корозійну стійкість і в'язкість. Унаслідок високого вмісту хрому невелика кількість вуглецю може привести до виділення по границях зерен карбіду хрому $Me_{23}C_6$, особливо при повільному охолодженні і після повторного нагрівання в інтервалі температур 450–800 °C. Дуже тривале повторне нагрівання теж сприяє виділенню часток усередині зерен. Поряд з появою карбіду на границях аустенітного зерна в результаті короткочасного нагрівання, наприклад, при зварюванні,

звичайно відбувається місцеве зниження змісту хрому, що може викликати схильність до міжкристалітної корозії.

Вплив карбїду хрому починається після повторного нагрівання протягом 100 г при 600 °С. В оптичному мікроскопі карбїд, що виділився, виявляється у виді часток по границях аустенітних зерен. Іноді виділення спостерігаються на границях двійників, переважно по некогерентних поверхнях розділу. Карбїд $Me_{23}C_6$, у більшості випадків утворюється у виді прямокутних чи трикутних часток.

Зниження вмісту хрому по границях зерен унаслідок виділення карбїду хрому $Me_{23}C_6$ можна спостерігати в оптичному мікроскопі при травленні мікрошліфа в 4 % розчині пікрінової кислоти, у яку додають трохи крапель соляної кислоти. Цей розчин впливає на границі зерен з частками, що виділилися, у той час як аустеніт, вільний від виділень карбїду, не протравлюється навіть після тривалої витримки [8].

Розчинення карбїдів $Me_{23}C_6$, відбувається в інтервалі 1000–1100 °С, а карбїдів Ti – при більш високих температурах.

Будучи сильним карбїдоутворюючим елементом, титан раніше інших елементів утворює дуже стійкі карбїди Ti. При цьому корисний для підвищення корозійної стійкості хром не приймає участі в утворенні карбїдів і залишається у твердому розчині. Титан вводиться в хромонікелеву сталь у кількості в 4–5,5 рази більшому, ніж вміст вуглецю.

Застосовуючи на практиці аустенітні хромонікелеві сталі, необхідно враховувати їхню низьку теплопровідність. Однак, при високих температурах різниця між теплопровідністю аустенітної хромонікелевої сталі і сталі феритного класу зменшується.

Мала теплопровідність і високий коефіцієнт лінійного розширення є несприятливими властивостями аустенітних сталей, тому що при місцевих перегрівках може створитися концентрація напруг, що приводить до короблення чи розтріскування деталей. Уникнути цих явищ можна при створенні рівномірного нагрівання і прийнятті відповідних конструктивних заходів (компенсуючі зазори, фланці і т. п.).

Аустенітні хромонікелеві сталі мають ряд особливостей, обумовлених їх структурою:

- 1) немагнітність;
- 2) несприйнятливості до загартування;
- 3) підвищену жароміцність;
- 4) прекрасну зварюваність.

Несприйнятливості до загартування розуміють у тім смислі, що хромонікелеві сталі, на противагу вуглецевим і низьколегованим, не гартуються в загальноприйнятому значенні цього слова, тобто при швидкому охолодженні з високим температур не здобувають високої твердості і міцності.

Міцневі характеристики хромонікелевих сталей можна збільшити наклепом (холодною прокаткою, волочінням, штампуванням у холодному стані); при цьому межа міцності може бути збільшений до 1200 МПа для листа чи стрічки і 1800–2600 МПа для дроту.

Одночасно трохи зменшуються пластичні властивості: подовження зменшується до 15–8 %. Однак холоднодеформована хромонікелева аустенітна сталь зберігає достатній запас пластичності, що дозволяє при виготовленні робити гнбку, профілювання і штампування деталей. З'єднання частин з успіхом проводиться електрозварюванням опором [9].

У залежності від співвідношення хрому і нікелю сталь 12X18H10T може мати при нагріванні під гарячу пластичну деформацію чи загартування або аустенітну, або аустенітоферитну структуру. Крім вмісту основних легуючих елементів, необхідно враховувати в сталі присутність таких елементів, як кремній, титан, алюміній, які ефективно сприяють утворенню δ -фериту.

Утворення δ -фериту в сталях знижує технологічність при гарячій пластичній деформації. При нагріванні в інтервалі 1150–1200 °С і несприятливому співвідношенні феритоутворюючих і аустенітоутворюючих елементів сталь 12X18H10 може містити до 20–25 % δ -фериту. Крім названих складових, сталь містить первинні карбонітриди титана, кількість яких залежить від вмісту в сталі вуглецю й азоту. При високотемпературному нагріванні карбонітриди титана

мають тенденцію до розчинення, але навіть при 1300 °С частина їхньої залишається нерозчинною.

При нагріванні сталі в інтервалі 500–800 °С відбувається виділення карбідів.

При нагріванні сталі в інтервалі 500–600 °С основною фазою, що виділяється, є карбід $Cr_{23}C_6$. При 700 °С спостерігається одночасне випадання карбідів хрому і карбідів титана. При 800 °С основною фазою є карбіди титана.

Стабілізація сталі 12X18H10T значно зменшує схильність до міжкристалітної корозії. При температурах мінімальної стійкості (≈ 650 °С) міжкристалітна корозія не виникає навіть після витримки протягом 20 ч.

Листи і труби сталей 08X18H10T і 12X18H10T після холодної прокатки чи волочіння піддають рекристалізаційному відпалу. Холоднодеформований аустеніт знеміцнюється подібно фериту. Деяка відмінність полягає в тому, що в першому випадку роль полігонізації дуже незначна. Аустеніт, що має малу енергію дефектів упакування, знеміцнюється в основному за рахунок протікання первинної рекристалізації. При цьому твердість і міцність сталі знижуються, а пластичність збільшується. У процесі відпалу такої сталі як 08X12H10T, при збільшенні часу витримки до 25 г і більш в інтервалі температур 400–450 °С спостерігається аномальне підвищення твердості, до значень, що відповідають твердості мартенситу.

Дійсно, якщо в процесі холодної деформації не встигло пройти, або тільки почалося мартенситне перетворення, воно можливе при температурах 400–450 °С. Потім при подальшому підвищенні температури спостерігається зворотне $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення, після чого розвивається рекристалізація аустеніту.

Розмір зерен певного бала досягається в результаті підбора часу витримки. Як у кремністому фериті, у холоднокатаному аустеніті збірна рекристалізація гальмується, що пояснюється малою рухливістю границь після первинної рекристалізації внаслідок текстури рекристалізації і наявності на границях дисперсних часток виділень. На цьому етапі границі зерен вирівнюються, у результаті чого зменшується їхня сумарна довжина. Зерна ростуть на стадії вторинної рекристалізації. Спочатку з'являються окремі великі зерна, оточені дрібнозернистою структурою. Потім дрібні зерна поглинаються великими в процесі міграції зерен. Особливістю вторинної рекристалізації аустеніту є розщеплення границь зерен.

У процесі вивчення розвитку рекристалізації сталей аустенітного класу 12X18H10T, 12X18H12T і ін. спостерігається повторне подрібнення зерен, що проходить після завершення первинної і вторинної рекристалізації і не зв'язане з додатковою деформацією – друга рекристалізація. Витримка сталі при високих температурах 1150–1200 °С протягом 4–6 г приводить до утворення в грубозернистій структурі нових дрібних зерен, що з'являються спочатку в потрійних стиках зерен, а потім поступово охоплюють об'єм окремих зерен і всього зразка. При збільшенні часу витримки нові дрібні зерна ростуть до визначеного розміру, потім здрібнювання зерна повторюється. Середній розмір зерен протягом відпалу постійно змінюється. Процес здрібнювання зерен носить циклічний характер. Інтервали між циклами і їхньою тривалістю залежать від хімічного складу сталі. [10]

Механічні властивості сталей 12X18H10T і 08X12H10T при 20 °С наведені в табл. 2.

Таблиця 2 – Механічні властивості сталей 12X18H10T і 08X12H10T при 20 °С за ГОСТ 7350-77

Марка сталі	Полуфабрикат	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа
08X18H10T	Лист	509	206
12X18H10T	товстий	530	216(230)

Механічні властивості в залежності від ступеня пластичної деформації сталі 12X18H10T наведені в табл. 3.

Сталь 08X12H10T за структурою, технологічними властивостями, службовим і фізичним характеристикам близька до сталі 12X18H10T від зазначеної марки вона трохи відрізняється кращою стійкістю зварних з'єднань проти ножової і міжкристалітної корозії.

Сталі 12X18H10T и 08X12H10T мають досить високу жаростійкість при 600–800 °С. Вивчення жароміцних властивостей сталей типу 12X18H10T дозволило установити, що жароміцність і пластичність сильно залежать від величини зерна. При 650 °С и вище найкраща жаростійкість спостерігається при великому зерні, що забезпечується загартуванням з температур 1040–1100 °С. При більш низьких робочих температурах рекомендується застосовувати дрібнозернистий матеріал [6].

Найкраще сполучення властивостей сталь типу 12X18H10T одержує після загартування на твердий розчин по нижній межі температур 1040 °С.

Жароміцні властивості мало залежать від відношення титана до вуглецю в сталі, але маються вказівки, що сталь з відношенням $Ti : C = 3,8$ показує більшу жароміцність, чим сталь з відношенням $Ti : C = 5,3$ і $9,4$.

Таблиця 3 – Механічні властивості в залежності від ступеня пластичної деформації сталі 12X18H10T

Ступінь обтиску	$t_{досп}, °C$	$\sigma_b, МПа$	$\sigma_{0,2}, МПа$
0	20	660	290
30	20	950	900
60	– 20	1330	1200
60	– 70	1450	1390
60	– 196	1770	1530
60	– 253	1880	1530
70	20	1750	1150

Однак, якщо сталь 12X18H10T під час роботи при високих температурах чи при охолодженні піддається впливу агресивних середовищ, необхідно мати більш високе відношення титана до вуглецю.

Спостерігається менша жароміцність сталі 12X18H10 із присадками титана в зразках з дрібнозернистою структурою й у тих випадках, коли в процесі випробувань в сталях утвориться δ -фаза чи відбувається виділення фериту. Підвищення вмісту алюмінію, як правило, не контролюваного хімічним аналізом, може бути причиною підвищення схильності сталі до утворення δ -фази і погіршенню жароміцності, якщо при її виплавці не проводилось рафінування бором.

Жароміцні властивості цих сталей у сильному ступені залежать від технології виплавлення сталі, наявності шкідливих домішок і умов гарячої обробки.

У роботі [1] вивчений вплив величини зерна на тривалу міцність, і пластичність сталі 12X18H10T при різному вмісті титана до вуглецю. Установлено, що зі збільшенням надлишку титана стосовно вуглецю понад чотирьох разів збільшується негативний вплив величини зерна на пластичність, яка визначається при тривалих випробуваннях на жароміцність. При відношенні $Ti : C$ більш 5–6 кратного надлишковий титан виділяється по границях зерен у виді інтерметалідного з'єднання.

Сталі 12X18H10T и 08X12H10T мають добру технологічність при гарячій пластичній деформації. Однак при гарячій обробці сталей необхідно урахувати конкретний хімічний склад даної плавки, маючи у виді вміст δ -фериту. Особливі запобіжні заходи варто приймати при деформації литого металу. Щоб уникнути утворення непоправних дефектів – рванин, рекомендуються злитки сталей 12X18H10T і 08X12H10T при вмісті 20 % δ -фериту і більш нагрівати не вище 1240–1250 °С, при вмісті 16–19 % – не вище 1255 °С і при вмісті до 16 % – до 1270 °С. Температурний інтервал обробки тиском деформованого металу складає 1180–850 °С. Швидкість нагрівання й охолодження не лімітується.

У холодному стані обидві сталі допускають високі ступені пластичної деформації.

При використанні сталей 12X18H10T і 08X12H10T як корозійностійких матеріалів у криогенній техніці обидва матеріали гартують з 1000–1070 °С у воді чи на повітрі. Для зняття

напружень і поліпшення стійкості зварених з'єднань, крім загартування, зварні конструкції піддають стабілізуючому відпалу при 600–800 °С.

Результати досліджень та їх обговорення

Для сталей 08X18H10T и 12X18H10T було проведено загартування від температури 1050 °С, час видержки 5 хвилин. Зразки охолоджувалися у воді. Потім зразки були відпалені від температур 600, 700, 800 °С з часом видержки 5 ч, 10 ч, 15 ч і охолодженням на повітрі.

На фотографіях наведені мікроструктури зразків у вихідному стані – це структура після загартування. При розгляді сталей 08X18H10T і 12X18H10T у вихідному стані (рис. 1) спостерігається текстурованість структури. Це пояснюється тим, що температура нагрівання під загартування була обрана по нижній границі, а час видержки, очевидно, був недостатній для усунення деформаційного впливу на структуру аустеніту.

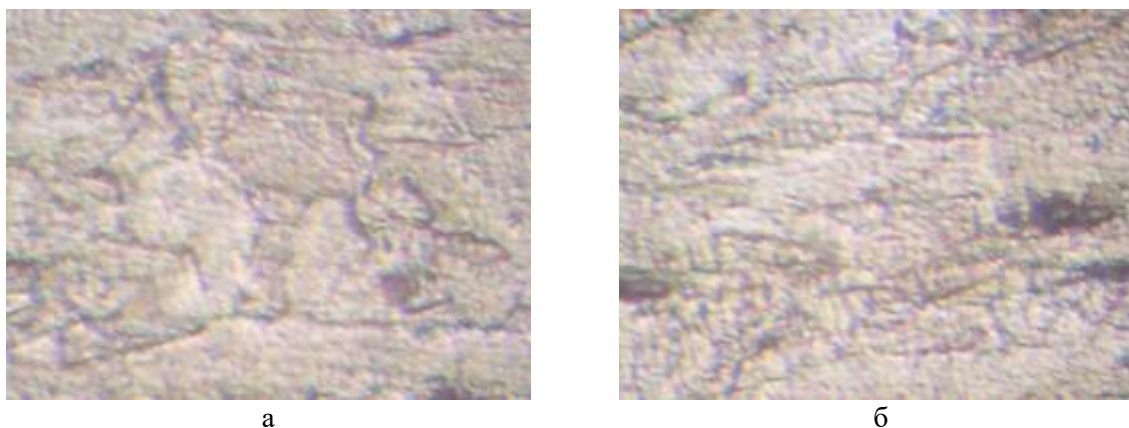


Рис. 1. Мікроструктура сталі у вихідному стані (після загартування), х 500
а - 08X18H10T; б - 12X18H10T

При розгляді наступних фотографій мікроструктури, видно, що невелика текстурованість зберігається при всіх температурах відпалу. Сталь 08X18H10T схильна до рекристалізації зі збереженням невеликої кількості двійників на відміну від сталі 12X18H10T).

Наявність часток другої фази в невеликій кількості спостерігається в структурі сталі 08X18H10T тільки після максимальної температури нагрівання (рис. 2).

Аналогічно змінюється структура для сталі 12X18H10T але якщо зіставити її з мікроструктурою низьковуглецевої сталі, видно, що в сталі з підвищеним вмістом вуглецю часток другої фази спостерігається значно більше і вони мають правильне огранювання. Високі температури відпалу і велика його тривалість призводять до протікання процесів первинної рекристалізації, що характеризується утворенням текстури рекристалізації і наявністю на границях дисперсних часток виділень, що можуть виявлятися оптичним мікроскопом [6]. Таким чином, у сталях 08X18H10T і 12X18H10T при всіх температурах нагрівання і видержки структура являє собою легований аустеніт, зерна якого мають неравісну орієнтовану форму і містять невелику кількість двійників. Металографічно виявлена наявність часток другої фази, яку можна вважати карбідами титана і хрому (див. рис. 2).

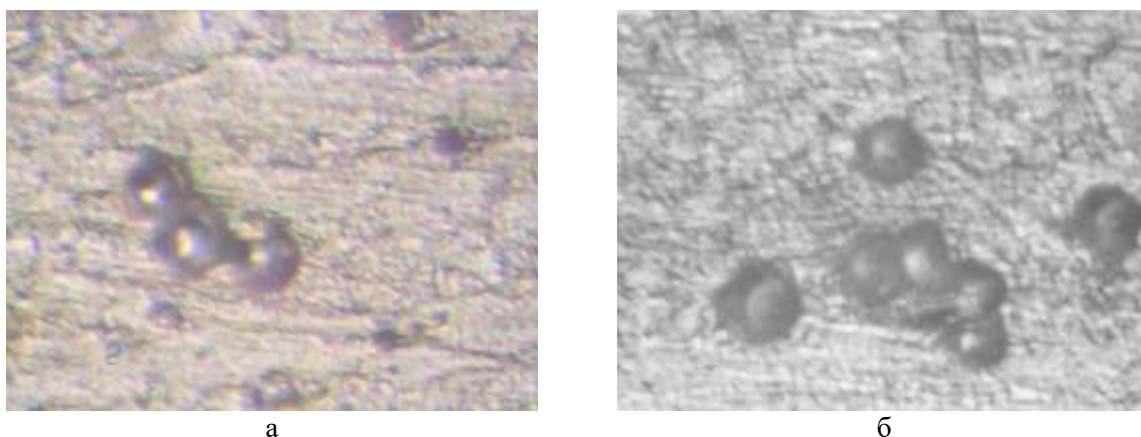


Рис. 2. Мікроструктура сталі після відпалу, $t_{\text{від}} = 800 \text{ } ^\circ\text{C}$, $\tau_{\text{від}} = 15 \text{ г}$, $\times 500$
а - 08X18H10T; б - 12X18H10T

У результаті термічної обробки сталей 08X18H10T і 12X18H10T спостерігається розходження в їхніх властивостях. Для порівняння міцневих властивостей були побудовані графіки зміни твердості в залежності від часу видержки. Вимірювання твердості по шкалі В на приладі Роквелла проводилося на зразках, очищених від окалини, після загартування і після відпалів при зміні часу видержки від 0 до 15 г через кожні 5 годин.

Сталь 08X18H10T, як видно з графіків, представлених на рис. 3, 4 практично не змінює твердість при всіх температурах і витримках, тобто не зміцнюється внаслідок процесів старіння.

При самому низькотемпературному відпалі ($600 \text{ } ^\circ\text{C}$) спостерігається незначне (4–5 %) підвищення твердості. Більш високі температури нагрівання (700 і $800 \text{ } ^\circ\text{C}$) призводять до невеликого зменшення сталі, можливо за рахунок рекристалізаційних процесів.

Сталь 12X18H10T при всіх температурах має піки дисперсійного твердіння, причому чим вище температура нагрівання, тим швидше ця сталь досягає свого максимального значення твердості і тем швидше відбувається зменшення (перестарювання). Температура відпалу $t_{\text{від}} = 600 \text{ } ^\circ\text{C}$ дає пік дисперсійного твердіння в проміжку 10–15 годин часу видержки. Природження твердості при цьому складає $\sim 1/3$ від вихідної величини. У порівнянні з вихідним станом відпал при $t_{\text{від}} = 700 \text{ } ^\circ\text{C}$ і $\tau_{\text{від}} = 10$ годин збільшує твердість сталі майже на 30 %, а подальше зростання часу видержки призведе до зменшення і твердість падає до майже початкового рівня.

При $t_{\text{від}} = 800 \text{ } ^\circ\text{C}$ сталь має саму високу твердість після п'яти годин видержки, однак при цій температурі ефект старіння невеликий (збільшення твердості складає $\sim 15 \%$), можливо через швидку коагуляцію часток, хоча металографічно це слабо виявляється, також можливе протікання процесу розчинення первинних карбонітридів титана, однак здатність їхній до розчинення при цій температурі не дуже велика.

Таким чином, на графіках (див. рис. 3, 4) для сталі 12X18H10T спостерігаються піки дисперсійного твердіння, що змінюють свою величину і положення в залежності від температури відпалу.

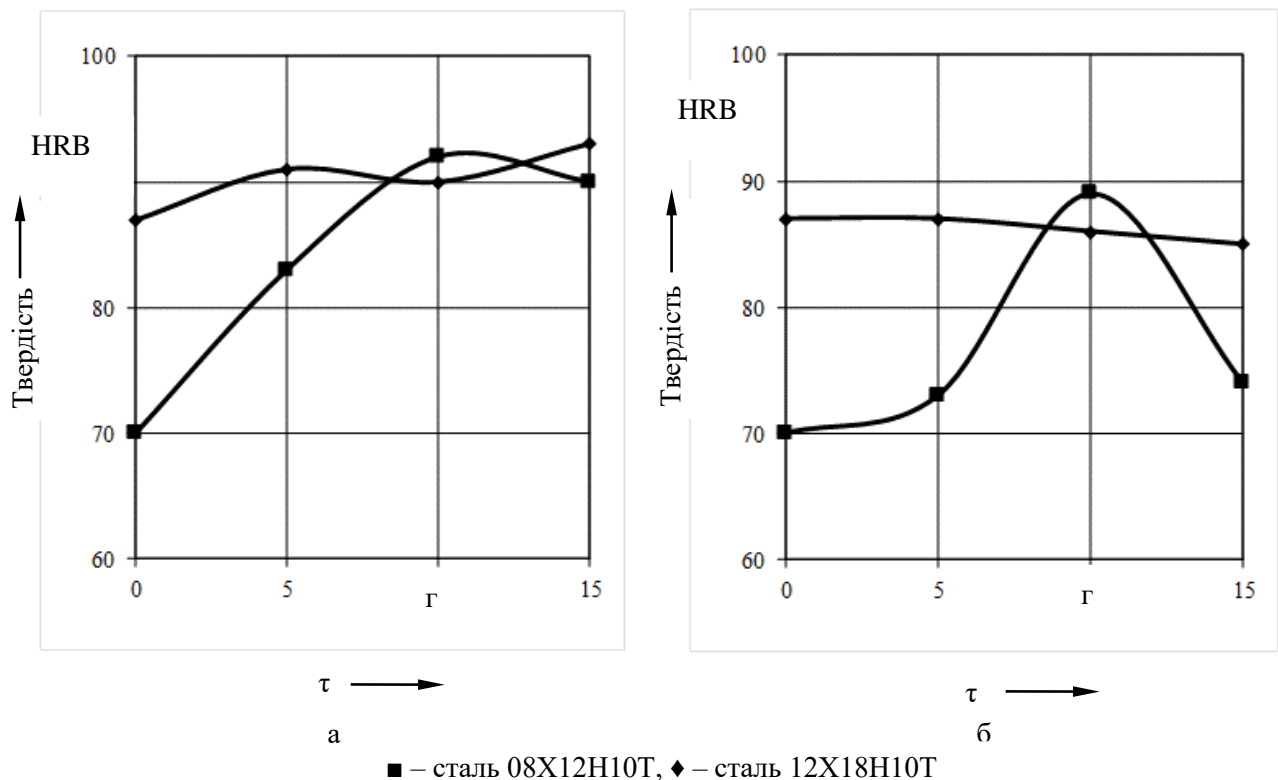
У літературі [6] вказується, що при нагріванні хромонікелевих сталей з добавками титана в інтервалі температур 500 – $600 \text{ } ^\circ\text{C}$ основною фазою, що виділяється, є карбіди Cr_{23}C_6 . При $t_{\text{від}} = 700 \text{ } ^\circ\text{C}$ спостерігається одночасне випадання карбідів хрому і титана. При $t_{\text{від}} = 800 \text{ } ^\circ\text{C}$ – основною фазою є карбіди титана.

Таким чином, із графіків видно, що сталь 12X18H10T в процесі термічної обробки значно зміцнюється, тоді як для сталі 08X18H10T такого ефекту не спостерігається. У загартованій сталі 12X18H10T в ході подальшого нагрівання при відпалі відбуваються процеси старіння. Сталь 08X18H10T не схильна до дисперсійного твердіння.

Для багатьох сталей і сплавів процес старіння впливає на структуру і властивості. Процес старіння ототожнюється зі значним збільшенням твердості і міцності, а значить з одночасним збільшенням крихкості і зменшенням пластичності.

У нашому випадку, на сталі 08X18H10T і 12X18H10T процес старіння впливає негативно, тому що в ході процесу старіння відбувається розпад твердого розчину (легованого аустеніту) й утворення другої фази (карбідів), тобто структура сплаву стає неоднорідною. А для сталей даного класу важливою вимогою є наявність однорідності структури. Поява карбідів з однієї сторони зміцнює сталь, але з іншого боку – зменшує її здатність протистояти корозійному руйнуванню.

У металі з неоднорідною структурою поряд з місцевою (локальною) корозією може спостерігатися міжкристалітна корозія, що поширюється по границях зерен унаслідок більш низького їхнього електрохімічного потенціалу.



■ – сталь 08X18H10T, ◆ – сталь 12X18H10T
Рис. 3. Зміна твердості сталей 08X18H10T і 12X18H10T
а - після відпалу, $t_{\text{від}} = 600 \text{ } ^\circ\text{C}$; б - після відпалу, $t_{\text{від}} = 700 \text{ } ^\circ\text{C}$

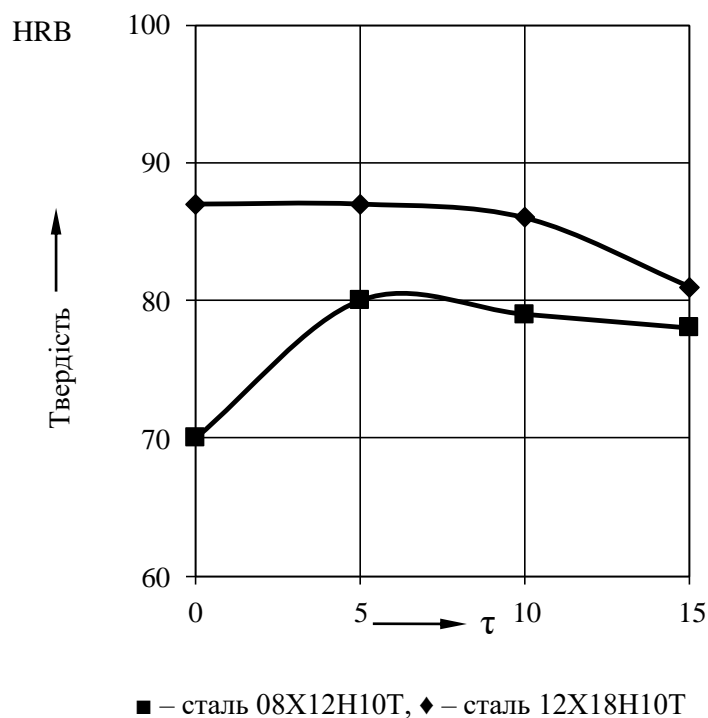


Рис. 4. Зміна твердості сталей 08X18Н10Т і 12Х18Н10Т після відпалу, $t_{\text{від}} = 800 \text{ } ^\circ\text{C}$

Таким чином, можна зробити висновок, що сталь 12Х18Н10Т, що виявляє схильність до старіння, буде мати більш низьку корозійну стійкість у порівнянні зі сталлю 08Х18Н10Т. Підвищений вміст вуглецю негативно позначається на властивостях нержавіючих сталей і знижує їхню стійкість проти окислювання.

Висновки

Проаналізувавши отримані експериментальні результати дослідження впливу параметрів відпалу на структуру і властивості сталей 08Х12Н10Т и 12Х18Н10Т, можна зробити наступні висновки:

1. Процес старіння негативно впливає на властивості нержавіючих сталей. У процесі термічної обробки сталь 12Х18Н10Т, на відміну від сталі 08Х18Н10Т, виявляє здатність до штучного старіння, тим самим знижуючи свої корозійні властивості.

2. Збільшення концентрації вуглецю в нержавіючих сталях знижує їх здатність протистояти корозійному руйнуванню.

3. Збільшення температури відпалу прискорює процес зміцнення хромонікелевих сталей, але прирощення твердості при цьому зменшується.

Результати досліджень можуть бути використані на виробництві та у науково-дослідних роботах.

Література

1. Борисенко Ю. В. Матеріали сучасної техніки та захист від руйнування : навч. посіб. Київ : КНУТД, 2016. 111 с.
2. Стоєв П. І., Литовченко С. В., Гірка І. О., Грицина В. Т. Хімічна корозія та захист металів : навч. посіб. / Харків : ХНУ імені В. Н. Каразіна, 2019. 216 с.

3. Большанина С. Б. Корозія металів та захист від неї : конспект лекцій для студ. спец. 7.090220 - обладнання хімічних виробництв і підприємств заочної форми навчання. Суми : СумДУ, 2012. 54 с.

4. Маховський В. О. Конспект лекцій з дисципліни «Захист обладнання від корозії» для здобувачів вищої освіти першого (бакалаврського) рівня зі спеціальності 161 «Хімічні технології та інженерія». Кам'янське : ДДТУ, 2018. 44 с.

5. Нестеренко С. В. Конспект лекцій з дисциплін «Електрохімія і захист від корозії» для студентів 3–5 курсів денної і заочної форм навчання за напрямами підготовки 6.060101 – Будівництво, 6.060103 – Гідротехніка (водні ресурси) (фахові спрямування «Водопостачання та водовідведення», «Теплопостачання та вентиляція»); Харків. нац. ун-т міськ. госп-ва ім. О. М. Бекетова. Харків : ХНУМГ ім. О. М. Бекетова, 2017. 104 с.

6. Нестеренко С. В. Конспект лекцій з курсу «Захист від корозії» (для студентів 2 курсу денної та 1-2 курсів заочної форм навчання за напрямом підготовки (0921) 6.060101 «Будівництво» та слухачів другої вищої освіти спеціальності 7.092108, 7.06010107 «Теплогазопостачання та вентиляція»); Харк. нац. акад. міськ. госп-ва. Харків : ХНАМГ, 2012. 123 с.