

«Метастабільний аустеніт»

(Шифр)

Деформаційне мартенситне перетворення в цементованих
конструкційних сталях

АНОТАЦІЯ

У роботі досліджено вплив режимів термічної обробки на структуру, метастабільність залишкового аустеніту в насичених шарах та властивості цементованих конструкційних сталей.

При виконанні роботи застосовувалися наступні методи досліджень: металографічний (якісний та кількісний), рентгеноструктурний аналізи, виміри твердості, мікротвердості, випробування на зношування сухим тертям (метал по металу).

Особливістю досліджуваних сталей є метастабільність залишкового аустеніту в науглецьованих шарах та деформаційне мартенситне $\gamma_{\text{зал.}} \rightarrow \alpha'$ перетворення при випробуваннях, що суттєво впливає на їх механічні та експлуатаційні властивості.

У роботі показано, що регулюючи температуру загартування і відпуску можна управляти фазовим складом, мірою метастабільності аустеніту і механічними властивостями цементованих сталей.

ЗМІСТ

Вступ.....	4
1. Аналітичний огляд.....	5
2. Матеріал і методика дослідження.....	7
3. Результати досліджень та їх обговорення.....	10
3.1. Вплив температури гартування на структуру і властивості сталі 12X2H4MA.....	10
3.2. Вплив температури відпуску після гартування на мікроструктуру і механічні властивості цементованої сталі 18X2H4MA.....	16
3.3. Вивчення зміни фазово-структурного складу при зношуванні цементованих сталей 12X2H4MA і 18X2H4MA	21
Висновки.....	30
Перелік посилань.....	30

ВСТУП

Порушення в роботі машин, зумовлені зламами і зносом деталей, лімітують тривалість нормальної їх експлуатації, викликають простої і вимагають додаткових витрат на виготовлення запасних частин і ремонт. Експлуатаційна надійність та довговічність багатьох деталей машин знаходиться в прямій залежності від їх міцності, зносостійкості, термічної і корозійної стійкості [1].

Для підвищення твердості поверхневих шарів, межі витривалості і опору зношуванню багато деталей машин піддають поверхневому зміцненню. Існує три основні методи поверхневого зміцнення: поверхнєве гартування, хіміко-термічна обробка і зміцнення пластичним деформуванням [2].

В даний час все більшого значення набувають процеси хіміко-термічної обробки (ХТО) металів і сплавів. Одним з поширених методів ХТО є цементация. Вона дозволяє створювати на робочій поверхні деталі шар, що володіє високою твердістю після гартування, зносостійкістю, ерозійною стійкістю, контактної витривалістю і втомної міцністю при вигині. Ці властивості забезпечуються при відносно м'якою і в'язкою серцевині, що надає деталі необхідну конструктивну міцність.

У даній роботі досліджено можливість отримання залишкового аустеніту за допомогою різних режимів термообробок та вплив мікроструктури та його метастабільності на зносостійкість цементованих конструкційних сталей.

Особливістю досліджуваних сталей після цементації та термічної обробки є деформаційне мартенситне $\gamma_{\text{зал.}} \rightarrow \alpha'$ перетворення при випробуваннях, що впливає на їх механічні та експлуатаційні властивості.

Регулюючи температуру гартування і відпуску можна управляти фазовим складом, ступенем метастабільності аустеніту і механічними властивостями цементованих сталей.

1 АНАЛІТИЧНИЙ ОГЛЯД

При термічній обробці виробів після цементації необхідно враховувати відмінності в ході перетворення зовнішньої зони і серцевини, що визначаються різницею в змісті вуглецю, а також мати на увазі вплив легування, причому часто, щоб встановити оптимальну термічну обробку обох шарів, потрібно вишукувати компромісні шляхи.

При цементації можна виконувати гартування наступних видів:

- безпосереднє (пряме) з цементаційного ящика або з печі;
- одинарне (просте) з новим нагріванням після цементації;
- подвійне;
- ізотермічне.

Безпосереднє гартування - процес, при якому відразу після цементації, з цієї ж температури слідує гартування у відповідному середовищі - в маслі або воді .

Одинарне гартування - викликає менше короблення, є економічним і скорочує виробничий цикл. Однак одинарне гартування не дозволяє використовувати одночасно всі найкращі властивості серцевини і шару.

Подвійне гартування сприяє отриманню хороших властивостей серцевини і поверхневого шару. Перше загартування виробляють при температурі трохи вище точки A_{c3} , а при новому нагріванні для другого гартування температура складає трохи вище точки A_{c1} . Після цієї обробки серцевина загартовується незначно, але має дрібнозернисту структуру; цементований шар загартований повністю і має дрібне зерно при максимальній твердості. При наявності товстого шару тільки його перехідна зона буває трохи більше крупнозернистою.

Ізотермічне загартування застосовують в тих випадках, коли цементований шар гартується на мартенсит безпосередньо після цементації або нового нагрівання. Необхідно знати температуру початку мартенситного

перетворення при охолодженні (M_s) науглецьованого шару і положення найвіддаленішого кінця кривої початку розпаду.

Останнім часом багатьма вченими доведено позитивний вплив залишкового аустеніту ($A_{\text{зал.}}$), отриманого в поверхневому шарі, і ефекту самозагартування при навантаженні на зносостійкість і втомну міцність [3].

Одним з найважливіших напрямків сучасного матеріалознавства є створення сплавів з метастабільною структурою, здатною під впливом зовнішніх факторів до самоорганізації, що дозволяє їм адаптуватися до умов навантаження і мати істотно більш високі властивості. Початком робіт в цьому напрямку можна вважати дослідження, виконані в середині минулого століття І.М. Богачовим та Р.І. Минцем. Ними була висловлена і реалізована надзвичайно плідна ідея, суть якої полягала у використанні мартенситних перетворень при навантаженні в процесі випробувань механічних властивостей і експлуатації спеціальних сталей.

Сплави з метастабільним аустенітом мають підвищену зносостійкість при гідроабразивному зношуванні, абразивному, ударно-абразивному впливу, сухому терті і втомному навантаженні. У цих сплавах може бути отриманий високий рівень механічних властивостей. Це обумовлено тим, що на розвиток мартенситних перетворень, що протікають при навантаженні, витрачається значна частина енергії зовнішнього впливу і, відповідно, менша частка йде на руйнування. В процесі розвитку мартенситних перетворень відбувається не тільки зміцнення, а й релаксація мікронапруг, внаслідок чого підвищується працездатність мікрооб'ємів сплавів. Цьому сприяє також динамічне деформаційне старіння. В процесі навантаження протікають також такі структурні зміни як утворення дефектів упаковки, збільшення щільності дислокацій, двійникування і ін. [4].

Існує велика кількість способів підвищення властивостей сталей і чавунів шляхом отримання в них гетерофазних структур з метастабільним аустенітом за рахунок застосування різних способів обробки [3-5].

2 МАТЕРІАЛ І МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕННЯ

Як матеріал для дослідження обрані зразки сталей 12Х2Н4МА і 18Х2Н4МА, хімічний склад яких наведено в таблиці 2.1.

Таблиця 2.1 - Хімічний склад досліджуваних сталей

Марка сталі	Зміст елементів, ваг. %								
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu
12Х2Н4МА	0,09-0,15	0,17-0,37	0,30-0,60	≤0,025	≤0,025	1,25-1,65	3,25-3,65	0,30-0,40	≤0,30
18Х2Н4МА	0,14-0,20	0,17-0,37	0,25-0,55	≤0,025	≤0,025	1,35-1,65	4,00-4,40	0,30-0,40	≤0,30

Зразки сталей 12Х2Н4МА і 18Х2Н4МА розміром 10х10х27 мм піддавалися звичайної цементації в твердому карбюризаторі, в камерній печі, в умовах термічної лабораторії ДВНЗ «ПДТУ» при температурах 950 °С і 930 °С тривалістю 3-4 і 10-12 год. з охолодженням в коробі. Після цементації для сталі 12Х2Н4МА проводилося гартування з різних температур і низький відпуск при температурі 200 °С. Цементовані зразки сталі 18Х2Н4МА – піддавалися гартуванню з підвищеної температури 1100 °С і відпуску при різних температурах від 200 до 600 °С. Час витримки при загартуванні становило 20 хвилин, охолодження проводилося в масло, потім проводився відпуск з витримкою 1 годину і охолодженням на повітрі [5].

Режими термічних обробок наведені на рисунку 2.1 і 2.2.

Металографічні дослідження проводили з використанням мікроскопа "Neophot - 21" з приставкою аналізу зображення за допомогою персонального комп'ютера зі збільшенням в 100-800 разів і на мікроскопі "Axiovert-40MAT" підключеного до програмно-апаратного комплексу

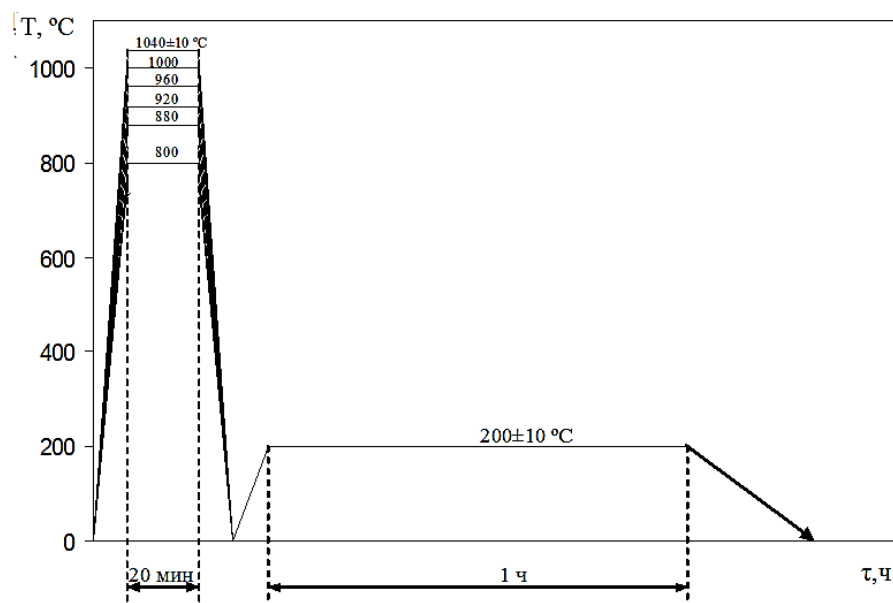


Рисунок 2.1 - Графік режиму термообробки сталі 12X2H4MA:
гартування з температур від 800 °C до 1040 °C, витримка 20 хвилин
(охолодження в масло) і відпуск з температури 200 °C, витримка 1 годину
(охолодження на повітрі)

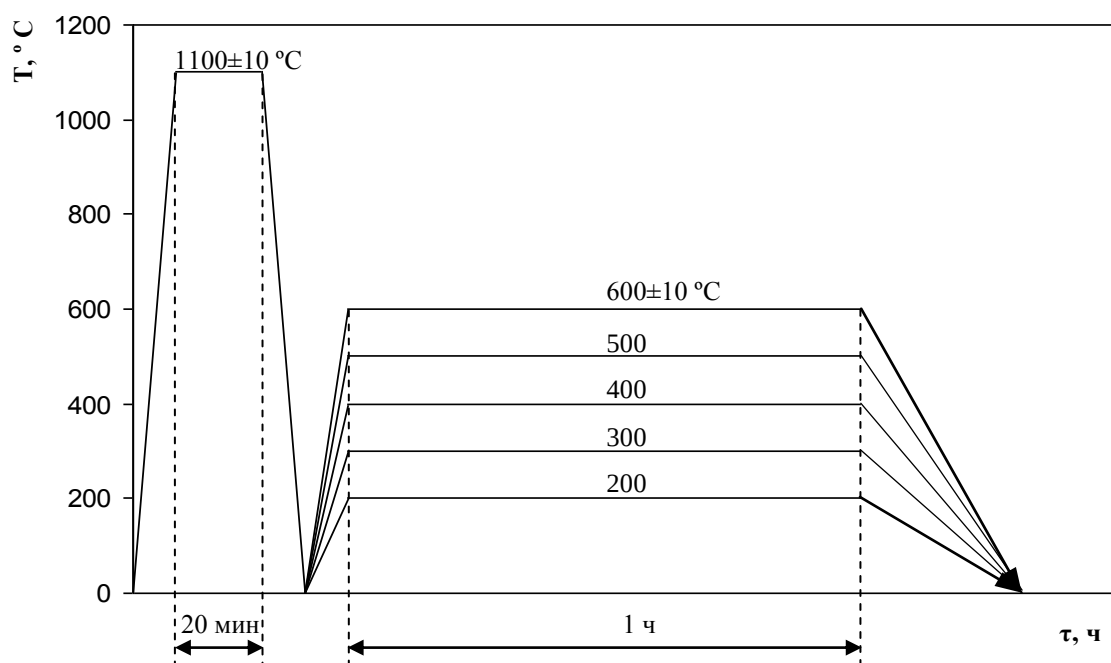


Рисунок 2.2- Графік режиму термообробки сталі 18X2H4MA:
гартування з температури 1100 °C, витримка 20 хвилин (охолодження в
маслі) і відпуск при температурах від 200 до 600 °C, витримка 1 годину
(охолодження на повітрі)

"Thixomet PRO". Здійснювали панорамну зйомку мікроструктури від поверхні до серцевини зразка.

Проводився рентгеноструктурний фазовий аналіз зразків до- та після випробувань на зношування в K_{α} монохроматичному випромінюванні мідного анода на дифрактометрі Ultima IV.

Вимірювання мікротвердості структурних складових здійснювали на приладі NOVOTEST ТЗ-МКВ1 і PMT-3 по ГОСТ 22761-77. Як індентор при вимірюванні мікротвердості використовувалася правильна чотиригранна алмазна піраміда з кутом при вершині 136° при навантаженні 50 г.

Випробування зносостійкості проводили на приладі МІ-1М за схемою колодка (випробуваний зразок) - ролик (контрольне тіло зі загартованої сталі). Час зношування становило: між кожними двома зважуваннями - 3 хвилини, загальний час зношування 21 хвилина. Зразки для зношування мали розміри 10x10x27 мм. Твердість ролика дорівнювала 45 HRC.

Відносну зносостійкість визначали за формулою:

$$\varepsilon = \frac{\Delta m_{\text{э}}}{\Delta m_{\text{зраз}}}; \quad (1.1)$$

де, $\Delta m_{\text{э}}$, $\Delta m_{\text{зраз}}$ - втрати маси еталона і зразка за однаковий час зношування (21 хв.).

Як еталон використовувалася сталь 45 в відпаленого стані з твердістю 160 - 180 HB. За результатами випробування будувалася крива зношування.

З РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Одним з ефективних способів підвищення зносостійкості і міцності деталей машин і конструкцій залишається цементация як один з методів хіміко-термічної обробки.

Рівень механічних і службових властивостей досліджуваних сталей можна в широких межах змінювати за допомогою термічної обробки, що дозволяє регулювати як фазовий склад, так і ступінь метастабільності аустеніту.

Цементация підвищує межу витривалості сталі. Пояснюється це, виникненням в шарі залишкових стискаючих напружень в зв'язку з неоднаковим зміною об'єму шару і серцевини сталі в процесі цементации і гартування. Вибір оптимального режиму термообробки після цементации дозволяє виправити структуру і змінити зерно серцевини і цементованого шару, неминуче перегріваючих під час тривалої витримки при високій температурі цементации; отримати високу твердість в цементованому шарі; усунути карбідну сітку в цементованому шарі, яка може виникнути при пересиченні його вуглецем [2].

3.1 Вплив температури гартування на структуру і властивості сталі 12X2H4MA

Для вивчення впливу хіміко-термічної і термічної обробок на структуру і властивості сталі 12X2H4MA проводили цементацию при температурах 930 - 950°C, і подальше загартування в діапазоні 800-1080 °C (відпуск 200 °C). Графіки термічної обробки наведені на рисунку 2.1.

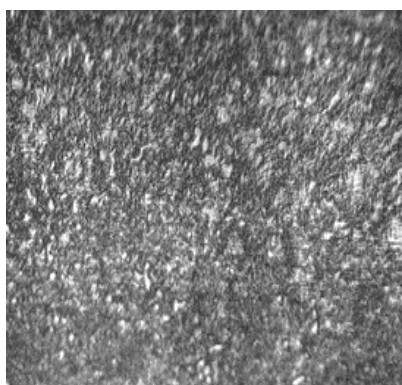
На практиці найчастіше застосовується температура нагрівання під загартування 780-810 °C. У даній роботі цей діапазон був значно розширений, для регулювання кількості залишкового аустеніту.

Після цементації товщина науглецьованого шару сталі 12Х2Н4МА склала 1,2-1,3 мм. На рисунку 3.1 представлені мікроструктури цементованої сталі 12Х2Н4МА після гартування з різних температур і низького відпуску.

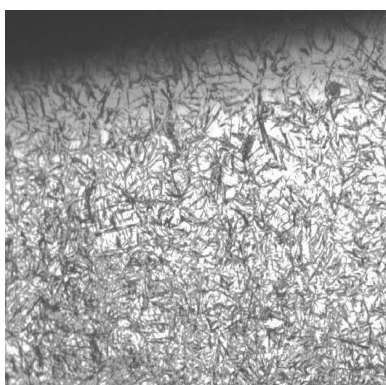
За допомогою зміни температури гартування, можна управляти кількістю $A_{\text{зал.}}$ і отримувати структуру від мартенситно-карбідної (рис. 3.1, а) до майже повністю аустенітної (60-80% $A_{\text{зал.}}$) (рис 3.1, е). Завдяки тому, що в сталі міститься Ni, який є стабілізатором аустеніту і сприяє утворенню $A_{\text{зал.}}$, навіть при невисоких температурах гартування (≈ 800 °С) в структурі спостерігається $\approx 30\%$ $A_{\text{зал.}}$. З підвищенням температури гартування підвищується вміст $A_{\text{зал.}}$ в поверхневому шарі [6].

Після гартування сталей з максимальних температур обраного діапазону 800 – 1040 °С структура поверхневого шару складається з дрібноігольчатого мартенситу, рівнорозподілених карбідів що не розчинилися і підвищеної кількості залишкового аустеніту.

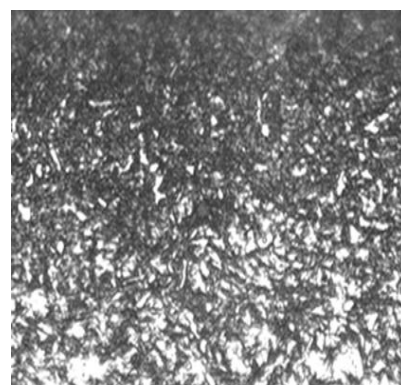
Найбільша кількість залишкового аустеніту спостерігається у поверхні. При подальшому видаленні всередину його кількість зменшується, а в міру наближення до серцевини зникає зовсім і структура серцевини являє собою маловуглецьований мартенсит. У міру підвищення температури нагріву під загартування кількість залишкового аустеніту в поверхневому шарі зростає, а кількість мартенситу гартування і карбідів зменшується. Підвищення кількості залишкового аустеніту призводить до зниження рівня твердості (рис. 3.2).



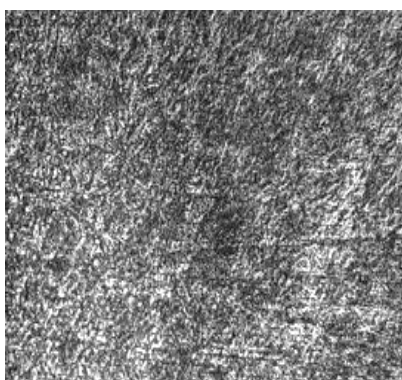
Поверхневий шар



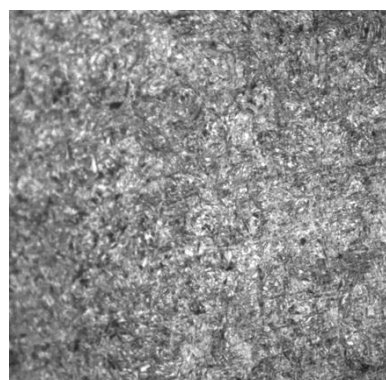
Поверхневий шар



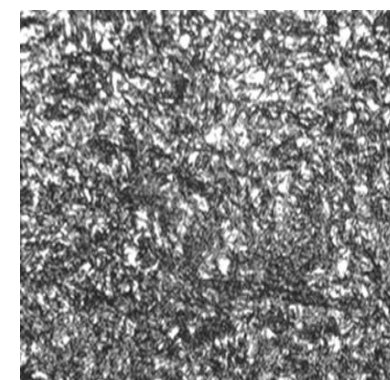
Поверхневий шар



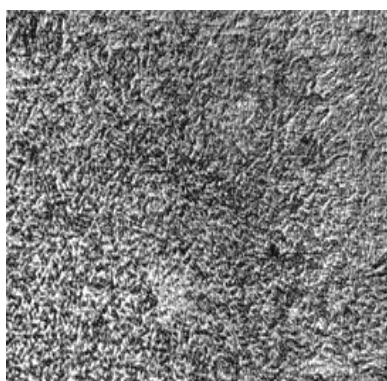
Перехідна зона



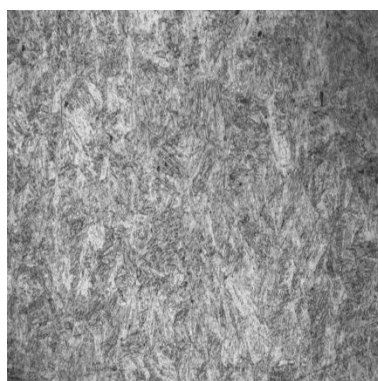
Перехідна зона



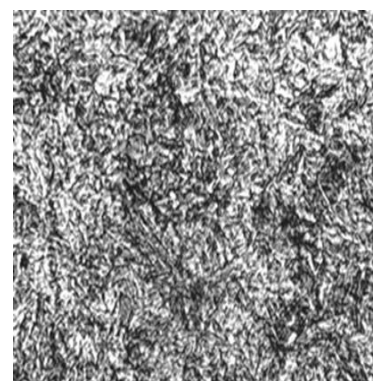
Перехідна зона



Серцевина



Серцевина



Серцевина

а)

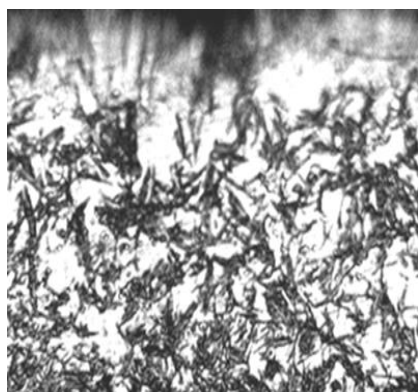
б)

в)

а) 800 °C; б) 880 °C; в) 920 °C; г) 960 °C; д) 1000 °C; е) 1040 °C и
відпуску при температурі 200 °C, x200

Рисунок 3.1 - Мікроструктура сталі 12X2H4MA після цементації та
гартування з різних температур (відпуск при 200 °C)

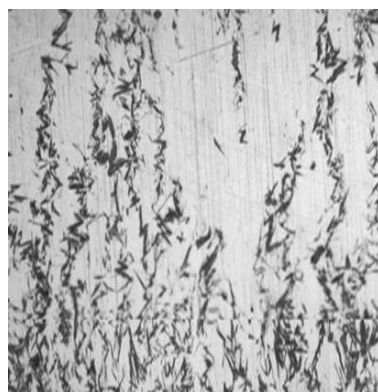
Продовження рисунка 3.1



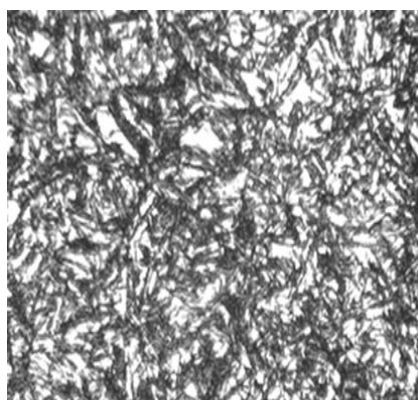
Поверхневий шар



Поверхневий шар



Поверхневий шар



Перехідна зона



Перехідна зона



Перехідна зона



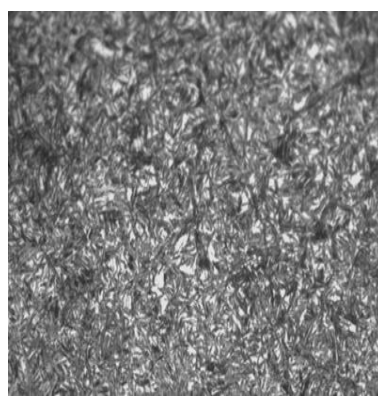
Серцевина

г)



Серцевина

д)



Серцевина

е)

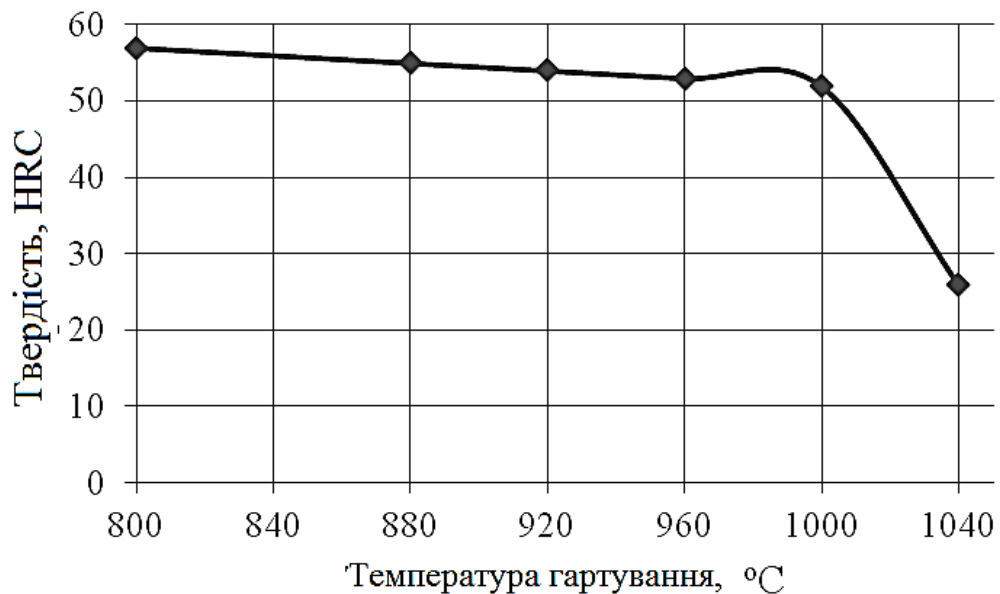


Рисунок 3.2 - Зміна твердості в поверхневому цементованому шарі сталі 12X2H4MA в залежності від температури загартування

При цьому відбувається збільшення розмірів зерна, як в цементованому шарі, так і в серцевині.

При вивченні впливу температури нагріву під загартування на мікротвердість цементованої сталі 12X2H4MA на поверхні зразків при температурі гартування 880-920 °C спостерігалось найбільше її значення, що пов'язано з присутністю мартенситу гартування і великої кількості дрібнодисперсних карбідів. При підвищенні температури нагріву під загартування рівень мікротвердості знижується через все більш повне розчинення карбідів в аустеніті при нагріванні і збільшення в структурі змісту залишкового аустеніту (рис. 3.3), що пов'язано зі зниженням мартенситної точки M_s [5].

Вивчалася зміна зносостійкості при сухому терті (метал по металу) цементованої сталі 12X2H4MA в залежності від температури загартування.

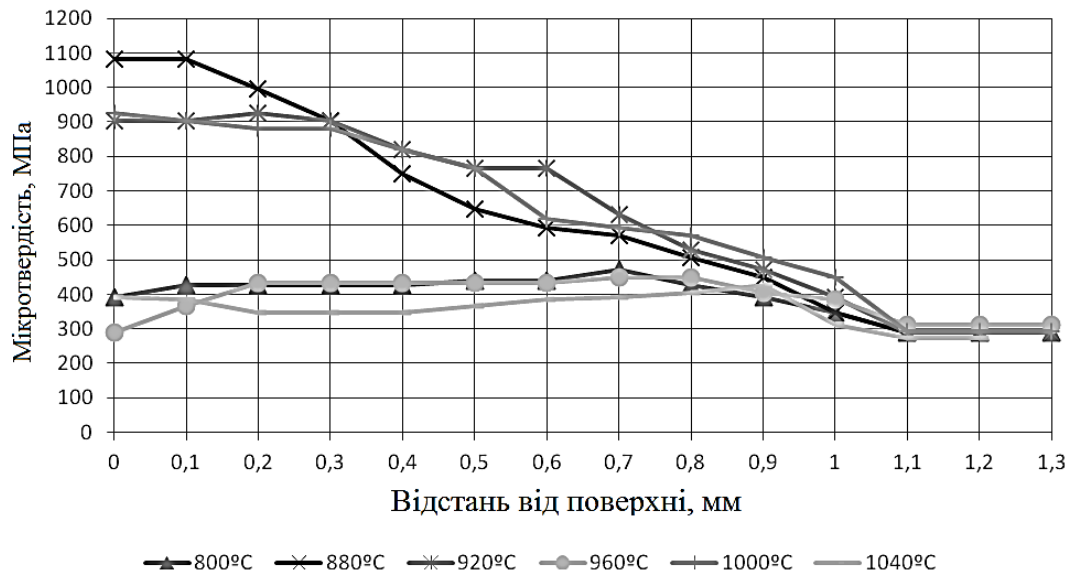


Рисунок 3.3 - Зміна мікротвердості по глибині цементованого шару сталі 12Х2Н4МА в залежності від температури загартування

Найбільш високі значення зносостійкості при сухому терті $\varepsilon = 2,36$ і $\varepsilon = 2,50$ відповідають температурам нагрівання 800 і 1040 °С при гартуванні (рис. 3.4).

Зі збільшенням часу зношування зростають втрати маси піддослідних зразків.

У першому випадку високий показник зносостійкості можна пояснити високою твердістю (HRC 57) і фазово-мікроструктурним складом, який складається з високовуглецевого мартенситу, карбідів і невеликої кількості залишкового аустеніту.

У другому випадку при збільшенні температури під загартування до 1040 °С зносостійкість досягає максимального значення ($\varepsilon = 2,5$) за рахунок підвищеного вмісту залишкового аустеніту в поверхневому шарі (див. рис. 3.1) здатного до деформаційного мартенситного $\gamma_{\text{зал.}} \rightarrow \alpha'$ перетворення при зношуванні (ДМПЗ).

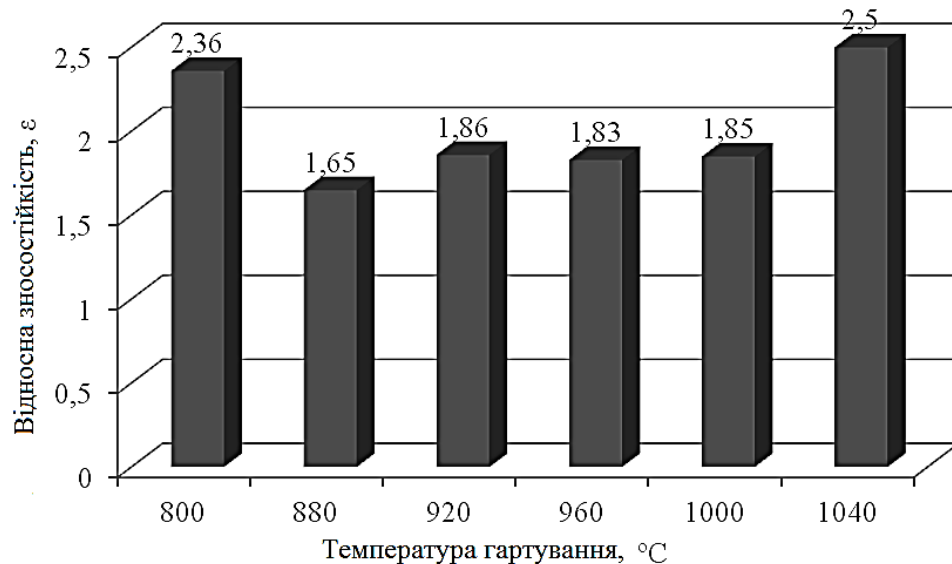


Рисунок 3.4 - Залежність відносної зносостійкості при зношуванні тертям ковзанням (метал по металу) зразків з цементованої сталі 12X2H4MA від температури загартування (відпуск 200 °C)

3.2 Вплив температури відпуску після гартування на мікроструктуру і механічні властивості цементованої сталі 18X2H4MA

Вивчена можливість підвищення зносостійкості легованої цементованої сталі 18X2H4MA за рахунок регулювання ступеня метастабільності $A_{\text{зал.}}$ і оптимізації кінетики $\gamma_{\text{ост}} \rightarrow \alpha'$ ДМПЗ за рахунок варіювання температури відпуску після високотемпературного гартування.

Відпуск при температурах ~300-600 °C зазвичай призводить до виділення карбідів певного складу в обсязі і по кордонах зерен. Виділення карбідів з аустеніту призводить до зниження ступеня його стабільності - чим більше виділяється карбідів, тим вище метастабільність аустеніту і тим більше його схильність до деформаційного зміцнення за рахунок ДМПЗ [7].

Термічна обробка сталі 18X2H4MA проводилася по режимам, представленим на рисунку 2.2.

Після цементації при температурі 930 °С, 10-12 годин науглецьований шар склав ~1,1 мм. Зміст вуглецю в поверхневому шарі зазвичай становить ~ 0,9 - 1,1%.

Мікроструктура цементованої сталі 18Х2Н4МА після гартування з 1100 °С і відпуску при різних температурах представлена на рисунку 3.5.

Після цементації, загартування з температури 1100 °С і відпуску при температурі 300 °С в робочій частині досліджених зразків спостерігався переважно $A_{\text{зал.}}$ (до 45-50%) і мартенсит гартування (рис. 3.5 а). Завдяки попереднього гартування з підвищеної температури, в мікроструктурі на поверхні всіх зразків спостерігається велика кількість $A_{\text{зал.}}$, причому, структура по товщині цементованого шару градієнто переходить з практично повністю аустенітної в мартенситну. Подальший відпуск при температурі 400 °С призводить до часткового розпаду аустеніту, пов'язаного з виділенням цементиту і частковим перетворенням в мартенсит відпуску. При підвищенні температури відпуску до 500-600 °С відбувається зростання і сфероїдизація цементиту, спостерігається виділення безлічі карбідів ((Fe, Cr)₃C і Mo₂C), сфероїдизації та коалесценції (рис. 3.5, б, в) [7].

Залишковий аустеніт в мікроструктурі поверхневих шарів цементованих деталей, всупереч сформованій думці більшості дослідників і фахівців може бути корисною складовою. Він характеризує ступінь насичення поверхневого шару вуглецем, а по глибині його розподілу можна судити про товщину найбільш насиченою вуглецем зони, яка в значній мірі визначає працездатність деталей [8].

У зв'язку з цим підходом є формування в мікроструктурі цементованих деталей (перш за все важко навантажених зубчастих коліс) повинно міститися більше, ніж це прийнято в даний час, кількість залишкового аустеніту [9]. Після цементації оптимальний його зміст складає 30-50%.

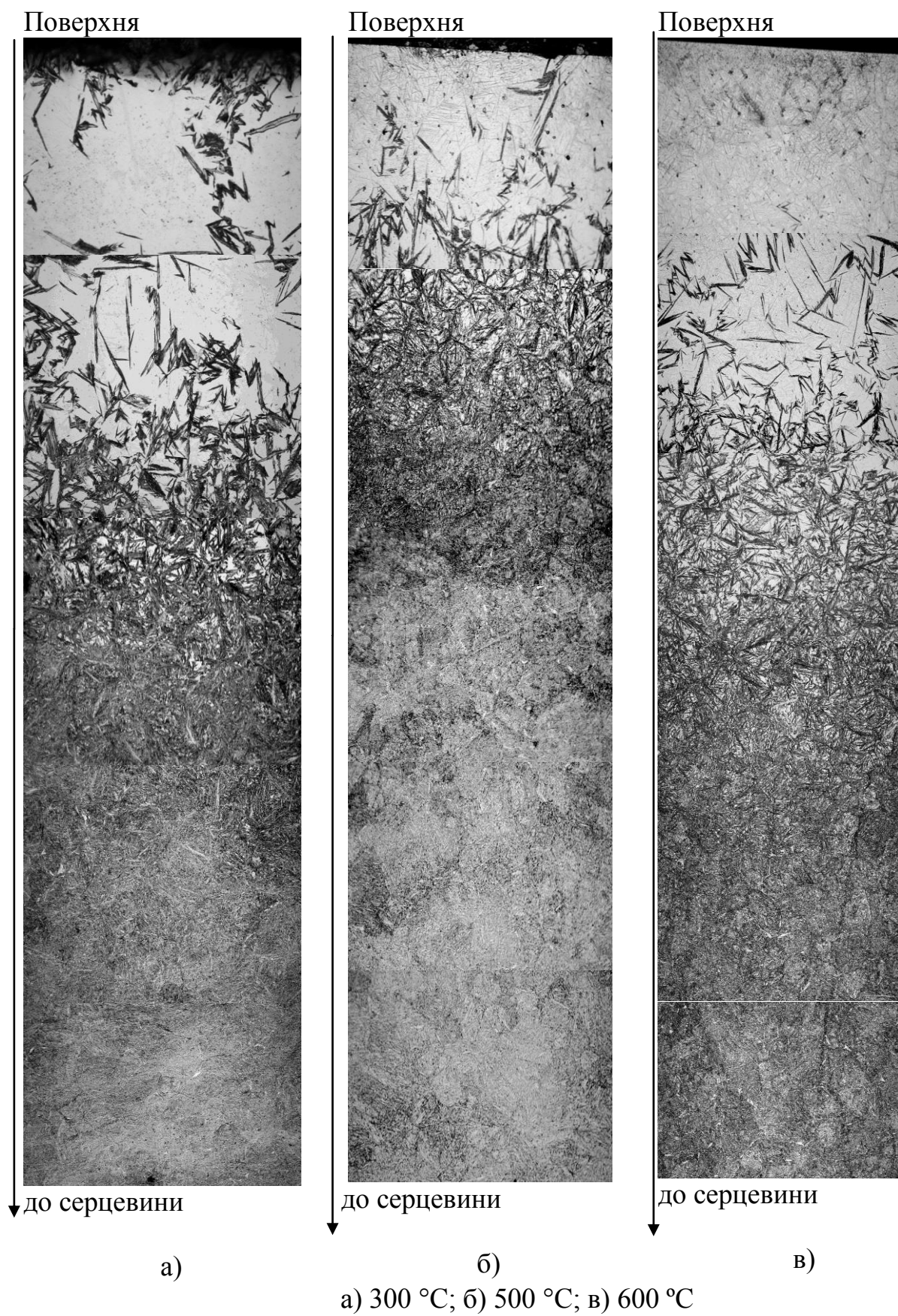


Рисунок 3.5 - Мікроструктура сталі 18X2H4MA після гартування з 1100 °C при різних температурах відпуску, x200

Зі збільшенням температури відпуску від 300 до 600 °С в наслідок дестабілізації аустеніту активується розвиток $\gamma_{\text{зал.}} \rightarrow \alpha'$ ДМПЗ. Причому якщо після відпуску при температурі 400 °С в робочій частині випробовуваних зразків внаслідок ДМПЗ утворюється переважно мартенсит деформації, то після дестабілізуючого відпуску при 600 °С спостерігається виділення карбідів одночасно з утворенням прихованокрісталічного мартенситу деформації [7].

Це супроводжується підвищенням твердості до HRC 56-59 (рис. 3.6).

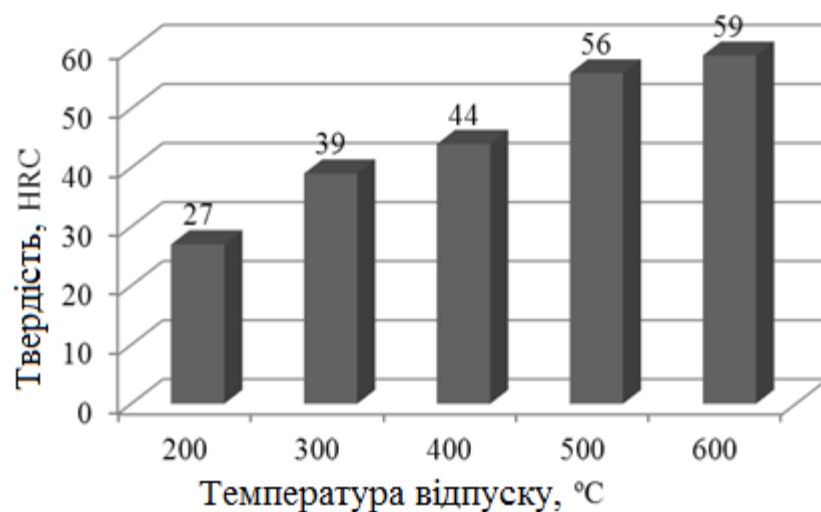


Рисунок 3.6 - Зміна твердості поверхневого шару цементованої і загартованої з 1100 °С сталі 18X2H4MA в залежності від температури відпуску

Мікротвердість по глибині цементованого шару змінюється наступним чином. Після гартування з температурі 1100 °С і відпуску при 300 °С у поверхні мікротвердість дорівнює 500-550 HV, потім на відстані 0,2-0,3 мм від поверхні вона знижується до 300 HV (рис. 3.7). Це пояснюється тим, що у поверхні мікроструктура переважно аустенітна, потім, на відстані 0,7-0,8 мм вона переходить в мартенситно-аустенітну, внаслідок чого мікротвердість підвищується до 600-630 HV. Причиною такої зміни структури є зниження вмісту вуглецю, підвищення точки M_s і утворення мартенситу гартування [10].

Після відпуску при температурах 500 °C і 600 °C мікротвердість у поверхні на відстані 0,05-0,2 мм має максимальні значення 700-750 HV, потім плавно знижується. Це пояснюється вторинним твердінням і структурами що утворилися в результаті дестабілізуючого відпуску.

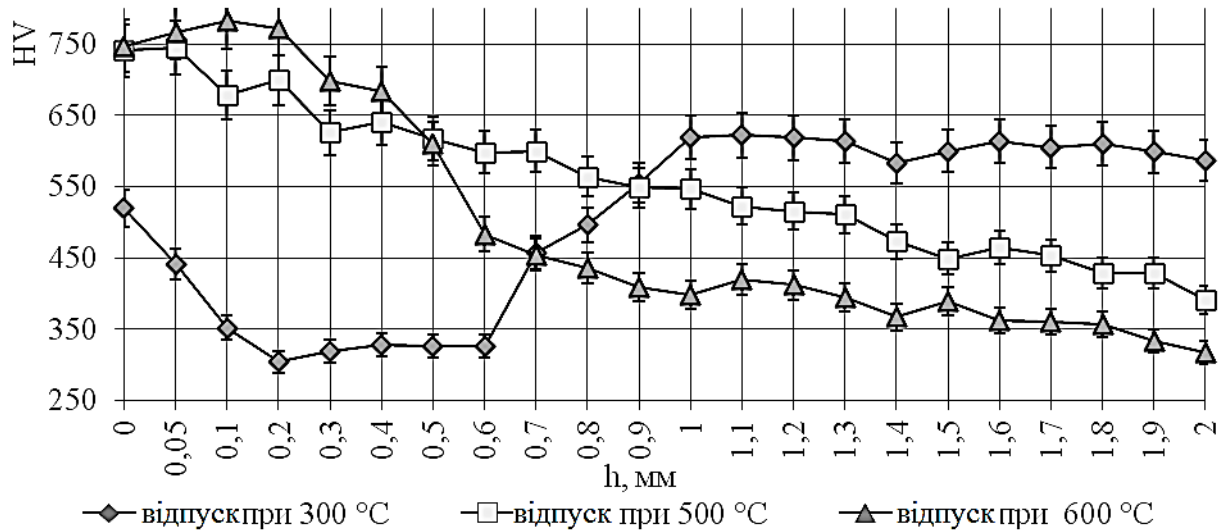


Рисунок 3.7 – Мікротвердість сталі 18Х2Н4МА після гартування при 1100 °C і відпуску при температурах 300 °C, 500 °C і 600 °C

При температурах відпуску 500 – 600 °C в аустенітній матриці виявляється виділення безлічі дисперсних карбідів ((Fe,Cr)₃C і Mo₂C). В результаті відбувається дестабілізація аустеніту, підвищення змісту мартенситу гартування (ефект вторинного твердіння), а $\gamma_{\text{зал.}} \rightarrow \alpha'$ ДМПЗ розвивається інтенсивніше, в результаті чого досягаються найвищі показники відносної зносостійкості (рис. 3.8). Це можна пояснити утворенням в зоні тертя великої кількості мартенситу деформації - більше високодисперсного і твердого з високої щільністю дислокацій та рівнем мікронупружень ніж у мартенситу гартування [3-7].

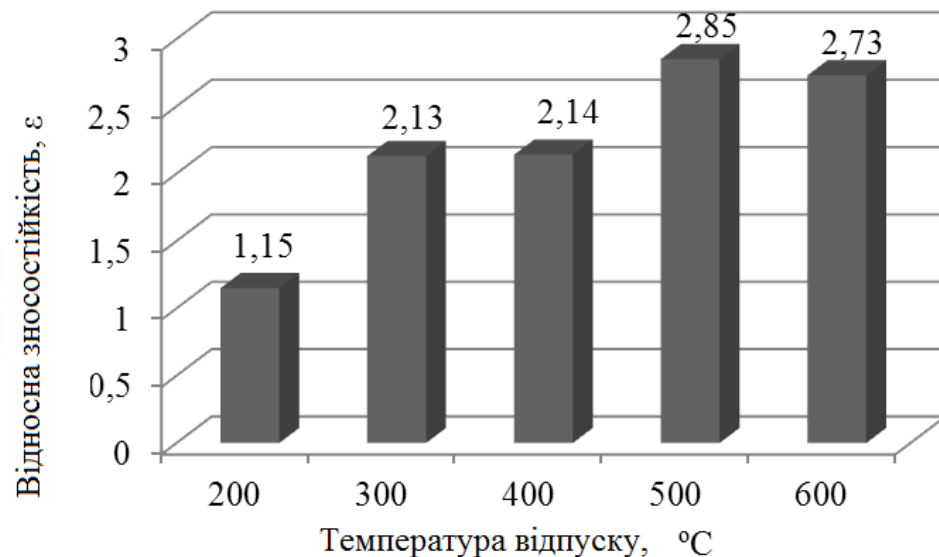


Рисунок 3.8 - Залежність відносної зносостійкості при зношуванні сухим тертям ковзанням (метал по металу) зразків з цементованої і загартованої з 1100°C сталі 18X2H4MA від температури відпуску

В процесі зношування сухим тертям метал по металу відбувається локальна мікрODEформація в поверхневому шарі під дією тертя ковзання металевого ролика і це викликає $\gamma \rightarrow \alpha'$ ДМПЗ, в результаті якого підвищується опір до зношування[11].

У міру зношування цього зміцненого шару за рахунок $\gamma \rightarrow \alpha'$ ДМПЗ, фронт цього перетворення постійно просувається по товщині цементованого шару вглиб деталі, що так само викликає підвищення опору зношування.

3.3 Вивчення зміни фазово-структурного складу при зношуванні цементованих сталей 12X2H4MA і 18X2H4MA

Для оцінки вкладу метастабільності залишкового аустеніту та протікання $\gamma_{\text{зал.}} \rightarrow \alpha'$ ДМПЗ були проведені металографічні дослідження мікроструктури на мікроскопі "Axiovert-40MAT" підключеного до програмно-апаратного комплексу "Thixomet PRO". Вивчалася структура поверхневого шару зразків до і після зношування (рис. 3.9-3.10). Було

встановлено, що після зношування кількість мартенситу в поверхневому цементованому шарі більше, ніж до зношування. Отже, можна припустити, що метастабільний залишковий аустеніт, який був присутній в цементованому поверхневому шарі сталі, при випробуваннях перетворився в мартенсит деформації (МД). Зміна кількості мартенситу до і після випробувань наведено на рисунку 3.11 і в таблицях 3.1 і 3.2

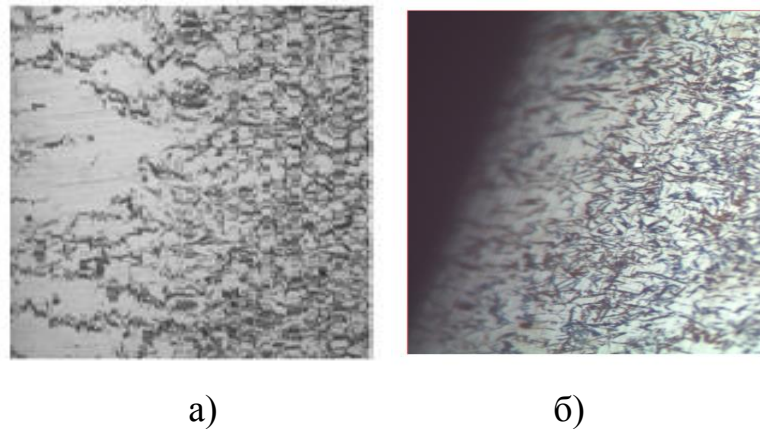


Рисунок 3.9 - Мікроструктура науглецьованого шару зразку сталі 12X2H4MA після гартування з 1040 °C і відпуску при 200 °C до (а), та після випробування на зношування (б) x200

Таблиця 3.1 - Зміна кількості структурних складових поверхневого шару цементованої сталі 12X2H4MA загартованої з різних температур (відпуск 200 °C) до і після випробувань зносостійкості

Температура гартування, °C	Мартенсит, %			A _{зал.} , %	
	до випробування	після випробування	Приріст при випробуваннях	до випробування	після випробування
800	71	86	15	29	14
880	67,5	80	12,5	32,5	20
920	60	75	15	40	25
960	40,5	51	10,5	59,5	49
1000	31	46	15	69	54
1040	20	37	17	80	63

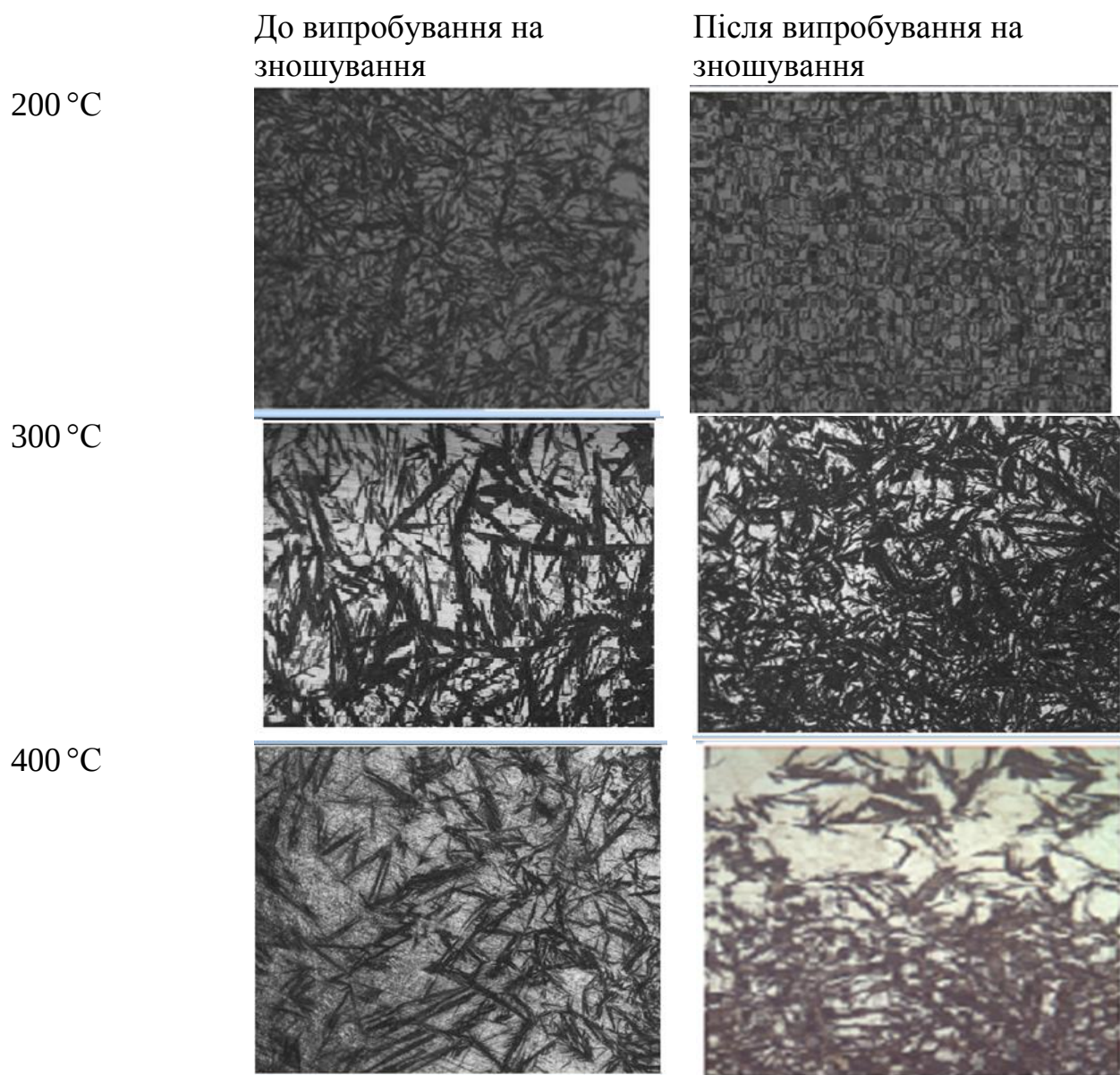


Рисунок 3.10 – Мікроструктура поверхневого шару зразків цементованої сталі 18X2H4MA після гартування з 1100 °C і різних температур відпуску, x200

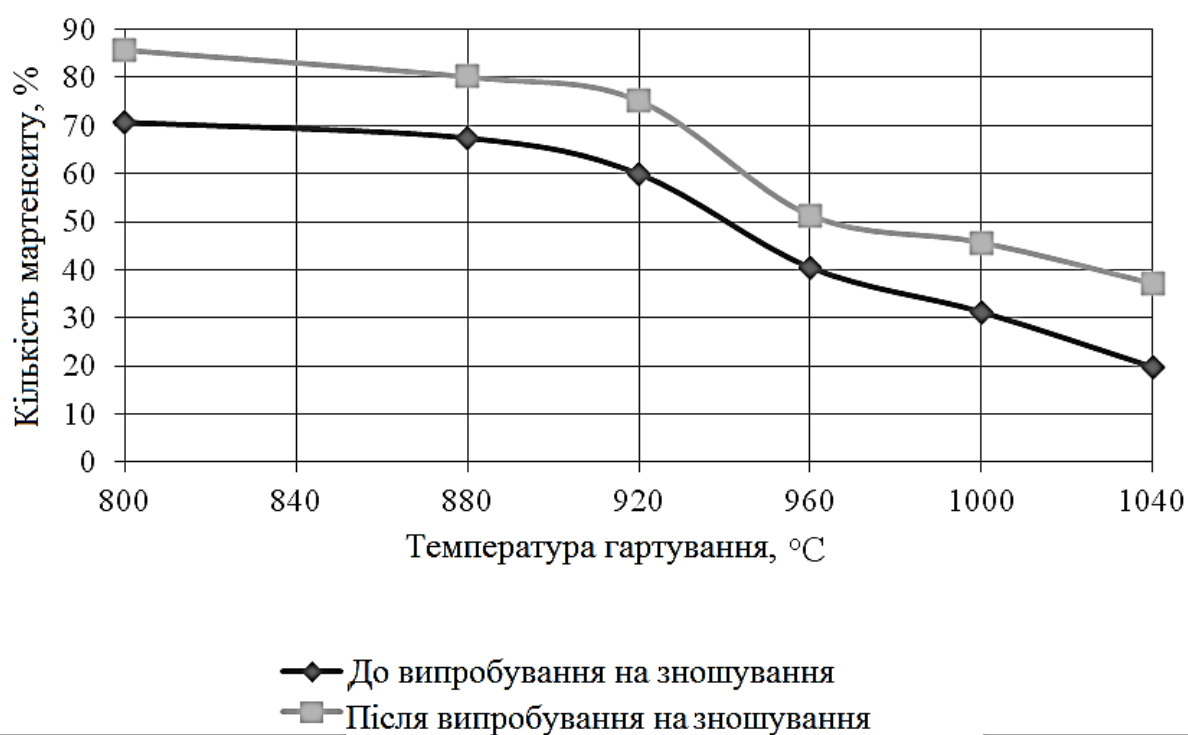
Таблиця 3.2 - Зміна кількості структурних складових в поверхневому шарі зразків цементованої сталі 18X2H4MA після гартування при 1100 °С і різних температур відпуску до і після випробування зносостійкості

Температура відпуску, °С	Мартенсит, %			А _{зал.} , %	
	До випробування	Після випробування	Приріст при випробуваннях	До випробування	Після випробування
200	66	71	5	34	29
300	59	61	2	41	39
400	47	53	6	53	47
500	46	64	18	54	36
600	41,5	79,5	38	58,5	20,5

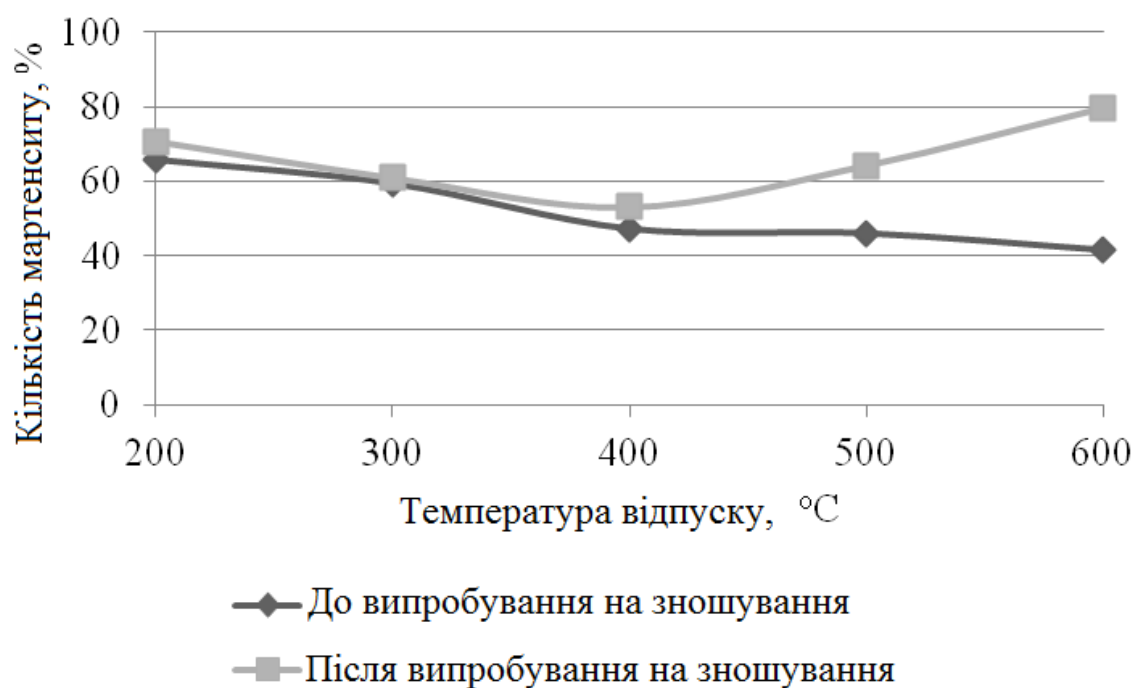
Зміна кількості мартенситу на поверхні зразків цементованих сталей після проведених режимів термічної обробки до і після проведення випробувань на зношування приведено на рис. 3.11.

З підвищенням температури гартування від 800 до 1040 °С приріст кількості мартенситу деформації в процесі випробувань на зношування в сталі 12X2H4MA зростає з 12 до 17 %, а з підвищенням температури відпуску з 200 до 600 °С після високотемпературного гартування в поверхневому шарі зразків сталі 18X2H4MA зростає з 2-5 % до 38 %.

Позитивна роль $\gamma_{\text{зал.}} \rightarrow \alpha'$ ДМПЗ, полягає в тому, що воно поглинає частину механічної енергії зовнішнього впливу тертям і зменшує її частку, що залишається на руйнування [6]. Це збільшує енергоємність зношування цементованих зразків досліджуваних сталей. При утворенні мартенситу деформації, а також в результаті викликаного локальної деформацією динамічного деформаційного старіння, збільшується спотворення кристалічної решітки, що так само має підвищувати його опір руйнуванню.



а)



б)

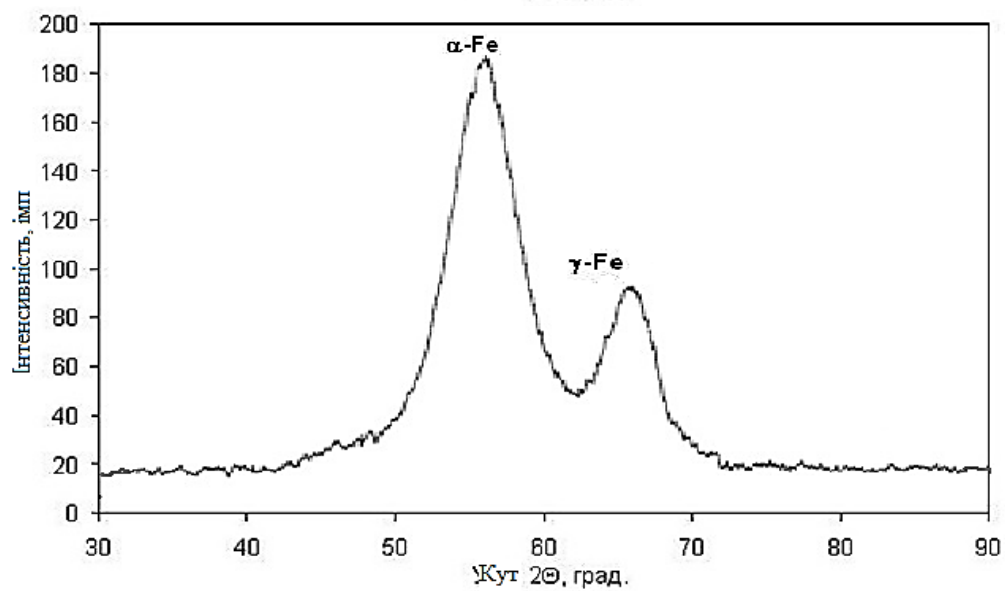
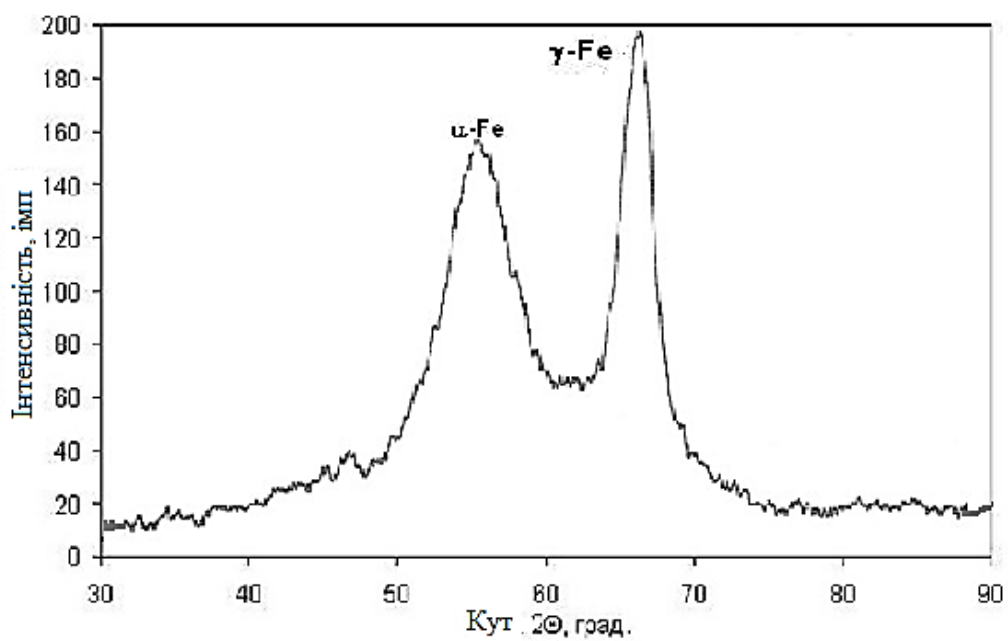
Рисунок 3.11 – Змінення кількості мартенситу гартування та матртенситу деформації в залежності від параметрів термічної обробки в поверхневому шарі зразків сталі 12X2H4MA (а) і 18X2H4MA (б), до і після проведення випробувань на зношування сухим тертям ковзанням

Крім того деформаційне мартенситне перетворення є не тільки механізмом само зміцнення, а й механізмом релаксації мікрона пруг [3], що при оптимальній кінетики його протікання має підвищувати працездатність мікрооб'ємів сталі. З цього випливає, що для підвищення опору зношуванню при сухому терті - ковзанні цементованих сталей подальша термообробка повинна бути спрямована на отримання в поверхневому шарі переважно структури мартенситу гартування з оптимальної кількості метастабільного аустеніту (див. рис. 3.9 - 3.10) [3-8, 11]. Позитивна його роль в формуванні стискаючих залишкових напруг контактної втоми кочення в сталі AISI 8620 [12].

Так само на зразках, які показали найкращі результати при випробуваннях на зношування, були проведені рентгенівські дослідження фазово-структурного складу та його змін в процесі випробувань.

Приріст кількості мартенситу деформації в поверхневому шарі в наслідок $\gamma_{\text{зал.}} \rightarrow \alpha'$ ДМПЗ після загартування цементованої сталі 12X2H4MA з температури 1000 °C і відпуску при 200 °C досягає $\approx 23\%$ (рис. 3.12). У цементованої сталі 18X2H4MA після гартування при 1100 °C і відпуску при 200 °C приріст кількості мартенситу деформації в поверхневому шарі становить 15% (рис. 3.14), а після гартування при 1100 °C і відпуску при 500 °C приріст мартенситу деформації сягає 37% (рис. 3.14).

З рентгенівських дифрактограм, наведених на рис. 3.12 - 3.14, видно, що співвідношення інтенсивностей рентгенівських ліній аустеніту (γ -фази) і мартенситу (α -фази) при зношуванні змінюється на користь мартенситу.

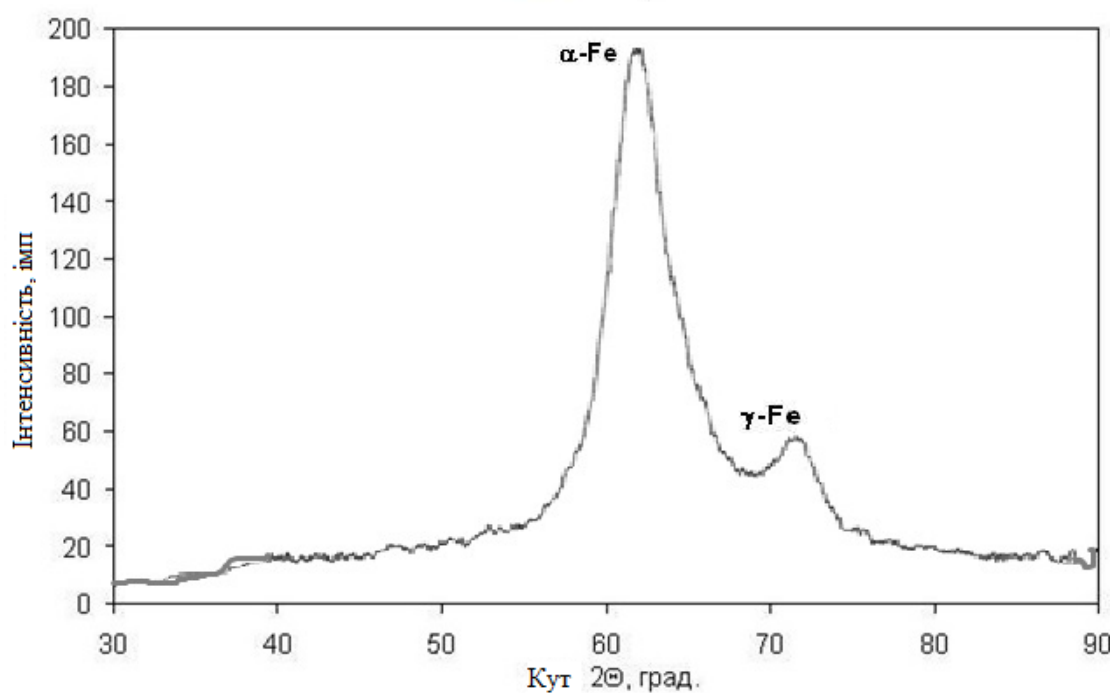
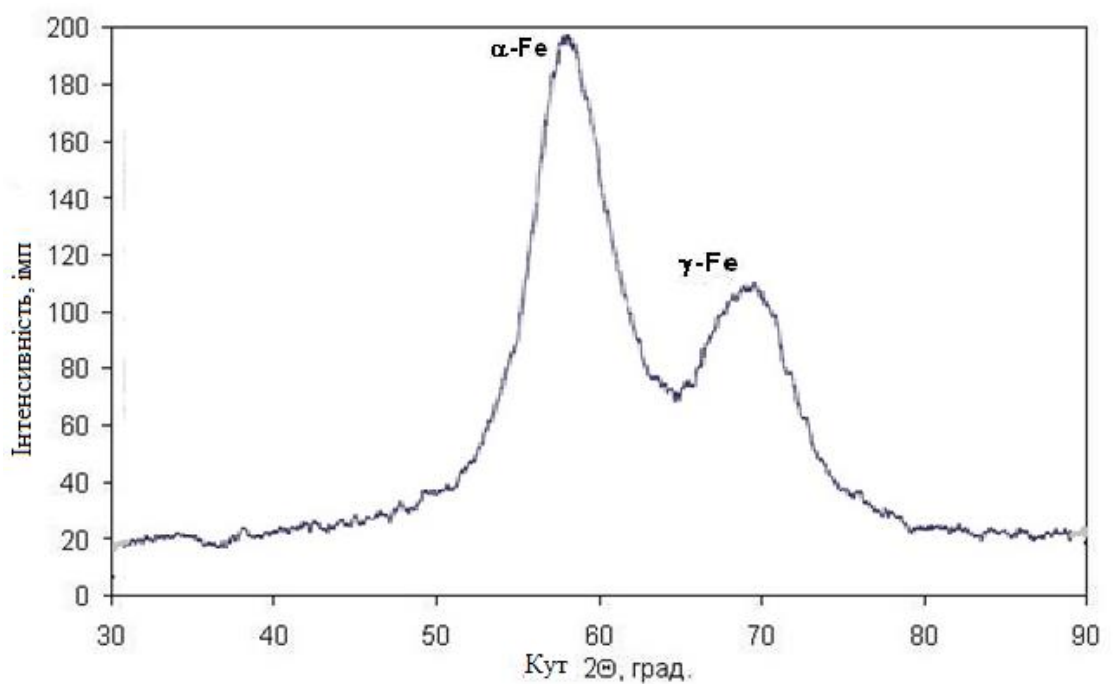


а)

б)

а) до зношування; б) після зношування тертям ковзання (метал по металу)

Рисунок 3.12- Рентгенівські дифрактограми поверхні зразків цементованої сталі 12Х2Н4МА після гартування при 1000 °С і відпуску при 200 °С

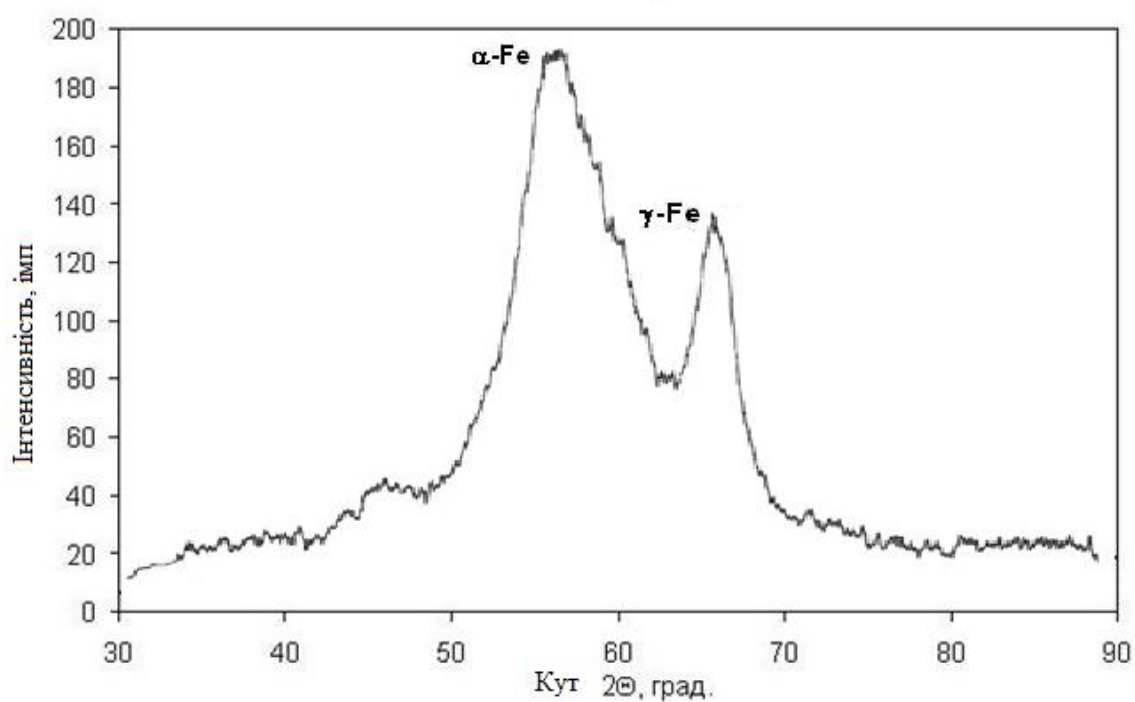
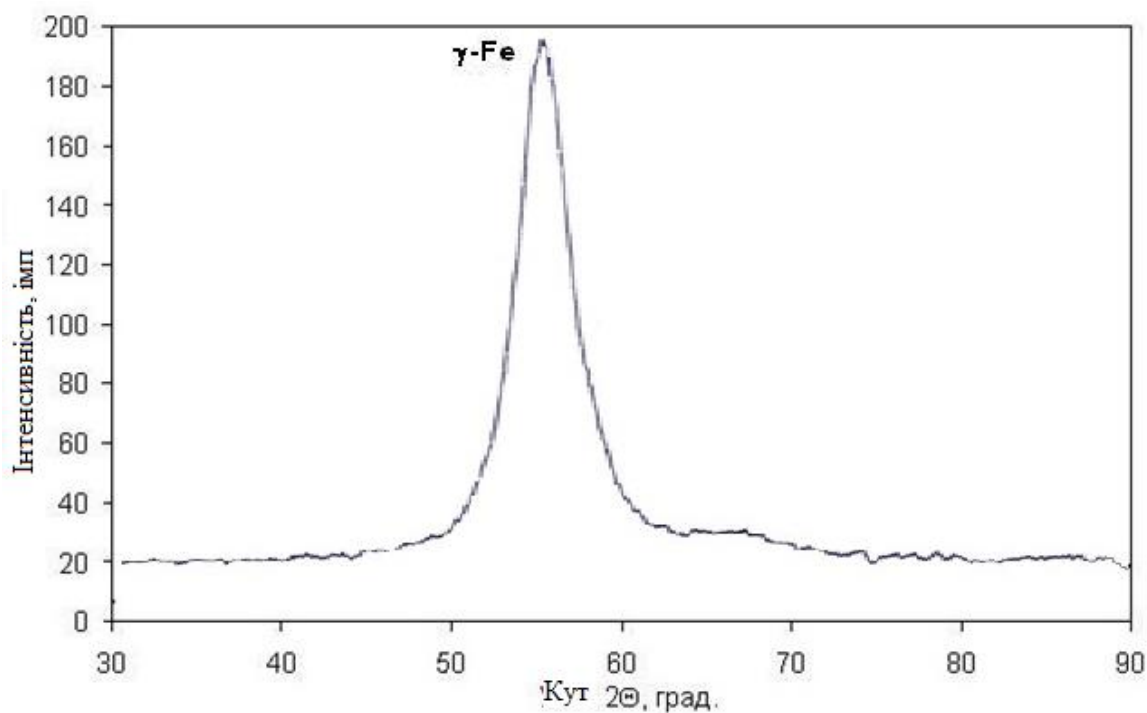


а)

б)

а) до зношування; б) після зношування тертям ковзання (метал по металу)

Рисунок 3.13 - Рентгенівські дифрактограми поверхні зразків цементованої сталі 18Х2Н4МА після гартування при 1100 °С і відпуску при 200 °С



а)

б)

а) до зношування; б) після зношування тертям ковзання (метал по металу)

Рисунок 3.14 - Рентгенівські дифрактограми поверхні зразків цементованої сталі 18Х2Н4МА після гартування при 1100 °С і відпуску при 500 °С

ВИСНОВКИ

Рівень механічних властивостей конструкційних сталей 12X2H4MA і 18X2H4MA можна в широких межах змінювати за допомогою хіміко-термічної і термічної обробок, що дозволяють регулювати як фазовий склад, так і ступінь метастабільності залишкового аустеніту.

У міру підвищення температури нагріву під загартування кількість залишкового аустеніту в поверхневому шарі дослідженої сталі 12X2H4MA зростає, а кількість мартенситу гартування і карбідів зменшується, що призводить до зниження рівня твердості.

У сталі 12X2H4MA при збільшенні температури нагріву під загартування до 1040 °C зносостійкість досягає найбільшого значення ($\epsilon = 2,5$) за рахунок вмісту в поверхневому шарі великої кількості метастабільного залишкового аустеніту (80 %) здатного до деформаційного мартенситного перетворення при зношуванні з утворенням ~ 17 % мартенситу деформації.

Зі збільшенням температури відпуску до 500-600 °C цементованої і загартованої з підвищеної температури 1100 °C сталі 18X2H4MA відбувається дестабілізація аустеніту, в результаті чого активується розвиток деформаційного мартенситного перетворення при випробуваннях на зношування (ДМПЗ) з утворенням найбільшої кількості (18-38 %) мартенситу деформації. В результаті досягаються найбільш високі показники відносної зносостійкості ($\epsilon = 2,73-2,85$).

Досліджені способи термічної обробки при оптимальних параметрах дозволяють значно підвищити властивості та зносостійкість конструкційних цементованих сталей, що може бути рекомендовано для практичного впровадження для багатьох деталей машин які працюють в умовах інтенсивного зношування.

ПЕРЕЛІК ПОСИЛАНЬ

1. Emamian A. Study on Wear Resistance, Hardness and Impact Behaviour of Carburized Fe-Based Powder Metallurgy Parts for Automotive Applications / A. Emamian // Materials Sciences and Applications. – 2012. – № 3. – P. 519-522.
2. Петрова Л.Г. Прикладное применение химико-термической обработки для разработки процессов поверхностного упрочнения / Л.Г. Петрова // Вестник ХНАДУ. – 2010. – Вып. 51. – С. 26-34.
3. Малинов Л.С. Получение метастабильного аустенита в поверхностном слое сталей и реализация эффекта самозакалки при нагружении для повышения их абразивной износостойкости / Л.С. Малинов // Металл и литье Украины. – 2010. – № 8. – С. 19-23.
4. Чейлях А.П. Повышение износостойкости цементованных сталей путем использования метастабильности остаточного аустенита / А.П. Чейлях, Н.Е. Караваева // Кадры для региона – современная металлургия нового тысячелетия: 10-я Научно-практическая конференция, ЛГТУ, г. Липецк, декабрь 2013 г. – Липецк: ЛГТУ, 2013. – Часть II. – С. 64-72.
5. Чейлях А.П. Влияние термообработки на структуру, метастабильность аустенита и износостойкость цементованных сталей 12Х2Н4Мn и 18Х2Н4Мn / А.П. Чейлях, Н.Е. Караваева // Science and Education a New Dimension: Natural and Technical Science. – Budapest. – 2013. - Vol. 8. – P. 89-92.
6. Cheiliakh O.P. Development of innovative ways of surface hardening by means of creation of wear-resistant layers with metastable structure, strengthening at wear (part 1) / O.P. Cheiliakh, Y.A. Cheiliakh, N.E. Karavaieva [et al.] // Tratamientos Termicos (Heat Treatment of Metals). – Spain. – 2014. - №143. – P. 35-36.
7. Максимишина О.С., Чейлях О.П. Вплив залишкового аустеніту в структурі цементованих сталей на їх зносостійкість // II Всеукраїнська

конференція молодих вчених «Молодь і наука. Практика інноваційного пошуку» (17 грудня 2020 р., м. Дніпро, Україна): Упорядники: Хохлова Т.С., Ступак Ю.О. – Дніпро, 2020. – С. 104-109.

8. Cheiliakh O.P. Influence of carbon in the phase-structural composition of carburized 18CrMnTi steel / O.P. Cheiliakh., N.E. Karavaieva, M.A. Ryabikina, J. Mikula // Innovative, cost effective and eco-friendly fibre-based materials for construction industry. – 2015. – P. 131-140.
9. Руденко С.П. Структура цементованных слоев зубчатых колес трансмиссий энергонасыщенных машин / С.П. Руденко, А.Л. Валько, Е.И. Мосунов // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2012. – № 4 (682). – С.38-42.
10. Иванов А.С. Исследование структуры и свойств цементованных слоев низкоуглеродистых цементуемых сталей / А.С. Иванов, М.В. Богданова // Вестник ПНИПУ: Машиностроение, материаловедение. – 2014. – Т.16., №4. – С. 57-70.
11. Walvekar A. Rolling contact fatigue of case carburized steels / A. Walvekar, F. Sadeghi // International Journal of Fatigue. – 2017. – Vol. 95, February. – P. 264–281.
12. Shen Y. Effect of retained austenite. Compressive residual stresses on rolling contact fatigue life of carburized AISI 8620 steel / Y. Shen, S. Moghadam, F. Sadeghi, K. Paulson, R. Trice // International Journal of Fatigue. – 2015. – Vol. 75, June. – P. 135–144.