

УДК 669.14.018

О.А. Кузін, С.А. Беспалов, П.Ю. Волосевич, Ю.А. Гарасим
 Національний університет “Львівська політехніка”,
 кафедра фізики металів та матеріалознавства

СТРУКТУРА І ПРОЦЕСИ ЗНОШУВАННЯ ПОКРАЩЕНИХ СТАЛЕЙ 40X І 40XHM

© О.А.Кузін, С.А.Беспалов, П.Ю.Волосевич, Ю.А.Гарасим, 2001

Вивчено вплив температури гартування сталей 40X і 40XHM на величину аустенітного зерна, розмір пакетів і кристалів мартенситу і їх внутрішню структуру. Показано, що зростання зносостійкості сталей після гартування від 1050°C пов'язане із утворенням голчастих кристалів α -фази більшого розміру, відпуск яких сприяє виникненню неоднорідностей в загальному розподілі карбідної фази при її більших розмірах.

The influence of hardening temperature of steels 40X and 40XHM on grain austenitic size, lathes and martensite crystals size and those inside structure are studied. The cause of increase of wear resistance of steels after hardening from 1050°C is formation of large-size needled α -phase crystals high tempering of which favour to appear of inhomogeneity in carbide phase distribution with it bigger size.

Експлуатація деталей при зростаючих швидкостях і навантаженнях вимагає розробки нових і вдосконалення існуючих технологічних методів підвищення зносостійкості сталей.

На процеси тертя, крім хімічного складу та твердості, суттєво впливає структура зон контакту, розподіл в них фаз та співвідношення їх механічних властивостей. Такі елементи структури, що належать до різних рівнів її ієрархії, як аустенітні зерна, пакети рейок мартенситу і бейніту, окремі рейки, пластини, комірки, субзерна, а також карбіди у високовідпущеній сталі, їх розміри, тип та однорідність розподілу по-різному впливають на процеси зношування. Вибір матеріалів пар тертя містить оптимізацію їх обробки з метою створення структури не тільки з високою твердістю, а й відповідною організацією, здатною забезпечити високу стійкість до зношування [1]. Остання, в першу чергу, повинна бути максимальною в зонах спряження.

Метою роботи було виявлення впливу температури гартування на зносостійкість високовідпущених сталей 40X та 40XHM.

В роботі вивчали вплив розмірів аустенітних зерен та особливості їх розподілу, пакетів мартенситу і їх внутрішньої структури, а також розмірів та розподілу карбідної фази на зносостійкість досліджуваних сталей після високого відпуску.

Сталі промислової виплавки після попереднього відпалу нагрівали в соляній ванні до температури 860...1050 °С і гартували в маслі. Відпуск проводили при 600 °С з витримкою протягом двох годин та наступним охолодженням у воді. Визначали твердість і зносостійкість сталей.

Структуру сталей вивчали за допомогою методів оптичної та трансмісійної електронної мікроскопії.

Границі зерен аустеніту виявляли хімічним травленням мікрошліфів загартованих і відпущених сталей розчином пікринової кислоти з добавками поверхнево активних речовин, а також за допомогою іонно-плазмового травлення [2].

Об'єкти, призначені для дослідження у електронному мікроскопі, виготовляли із квадратних стрижнів перерізом 10×10 мм, що попередньо проходили термічну обробку. Із стрижнів вирізали пластини завтовшки $0,7 \dots 1$ мм, які механічно потовщувались шліфуванням по двох протилежних перерізах до товщини $0,12 \dots 0,15$ мм. Потім із пластин електроіскровим методом вирізали диски діаметром 3 мм. Отримані шайби електрополірували за методом Болмана в електроліті, що складався із 133 мл льодяної оцтової кислоти, 75 г хромового ангідриду та 20 мл води, при температурі 30°C протягом $10 \dots 15$ хв. Густина струму при цьому була $0,6 \text{ А/мм}^2$, спад напруги в робочому стані $13 \dots 15$ В. Для запобігання локального розігріву електроліту він перемішувався, а струм вмикався на короткі проміжки часу ($5 \dots 6$ °C). Крім того, весь електроліт при поліруванні охолоджували проточною водою.

Середні розміри перерізів досліджених структурних параметрів визначалися обчисленням відповідних копій-схем із зображенням контурів чи самих структурних елементів з наступною побудовою гістограм за допомогою обчислювальної техніки. Графіки, наведені в роботі, побудовані за найбільш вірогідними значеннями параметрів відповідних гістограм.

Дослідження зносостійкості проводили в режимі сухого тертя ковзання. Питоме навантаження становило $1,5 \text{ МПа}$. Швидкість ковзання – $0,5 \text{ м/с}$. Контртіло було виготовлено із сталі 45. Твердість контртіла становила $42 \dots 44 \text{ HRC}$. Масову інтенсивність зношування тіла визначали за формулою $I_m = \Delta m / (\rho \cdot S \cdot L)$, де Δm – втрата маси матеріалу; ρ – густина матеріалу; S – геометрична площа контакту; L – шлях тертя [3].

Дослідження мікроструктур показали, що після гартування від температури 860°C в сталі 40X середній діаметр зерна аустеніту знаходиться в області значень $21,5 \text{ мкм}$ (рис. 1, а). При підвищенні температури гартування до 950°C в структурі виявляються зерна, діаметр яких змінюється в межах від 20 до 210 мкм. Середній діаметр аустенітного зерна становить $52,4 \text{ мкм}$. Після гартування від 1050°C середній діаметр аустенітних зерен становить $102,0 \text{ мкм}$.

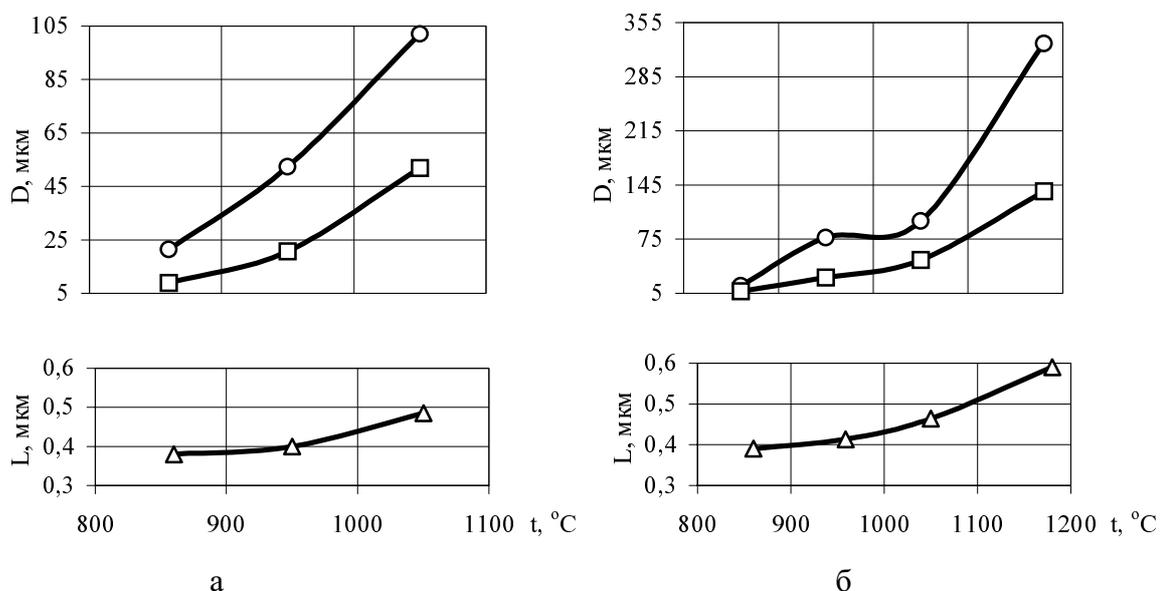


Рис. 1. Залежність середнього діаметра зерна аустеніту, пакета мартенситу (D) та середнього поперечного перерізу рейки мартенситу (L) від температури гартування сталей 40X (а) і 40XHM (б):

—○— аустенітне зерно —□— пакет мартенситу —△— поперечний переріз рейки мартенситу

В сталі 40ХНМ спостерігається більш швидкий ріст зерна аустеніту при підвищенні температури гартування від 860 °С ($D = 14,8$ мкм) до 950 °С ($D = 77,2$ мкм). Подальше нагрівання до 1050 °С суттєво не впливає на розмір зерна аустеніту (рис. 1, б). І тільки після нагрівання до 1180 °С відбувається подальший інтенсивний його ріст.

При підвищенні температури гартування сталі 40Х від 860 до 1050 °С середній діаметр пакетів мартенситу зростає від 9,0 мкм до 51,9 мкм. В сталі 40ХНМ середній діаметр пакетів суттєво не відрізняється від пакетів сталі 40Х: 7,9 мкм після гартування від 860 °С і 48,0 мкм після гартування від 1050 °С. Після гартування від 1180 °С середній діаметр пакетів зростає ще у 2...2,8 раза відповідно до попередньої температури. Слід відмітити, що збільшення розміру пакетів мартенситу адекватно росту зерна аустеніту. Співвідношення середнього діаметра зерна аустеніту до середнього діаметра пакета мартенситу лежить в межах 2...3,8.

Електронно-мікроскопічні дослідження виявили наявність в структурі обох сталей, незалежно від температури гартування, α -фазу двох морфологічних типів – пакетного мартенситу з рейковою будовою та голчасту α -фазу з переважно дислокаційною або мікродвійниковою будовою. Їх співвідношення за площею в сталі 40Х становить 4:1. При цьому кристали голчастої α -фази мають значно більший поперечний переріз (2,5...4 мкм) порівняно із поперечним перерізом рейки пакетного мартенситу ($L_{\text{ср}} = 0,4$ мкм). Співвідношення їх розмірів лежить в межах 1:10 після гартування від 860 °С і збільшується до 1:15 при підвищенні температури гартування до 1050 °С. Щільність розташування дислокацій в α -фазі обох морфологічних типів сягає 10^{11} см² при наявності слабо вираженої комірчастої будови. В сталі 40ХНМ після гартування місцями виявляється бейніт, про що свідчить наявність продуктів розпаду у вигляді цементиту (рис. 2, д).

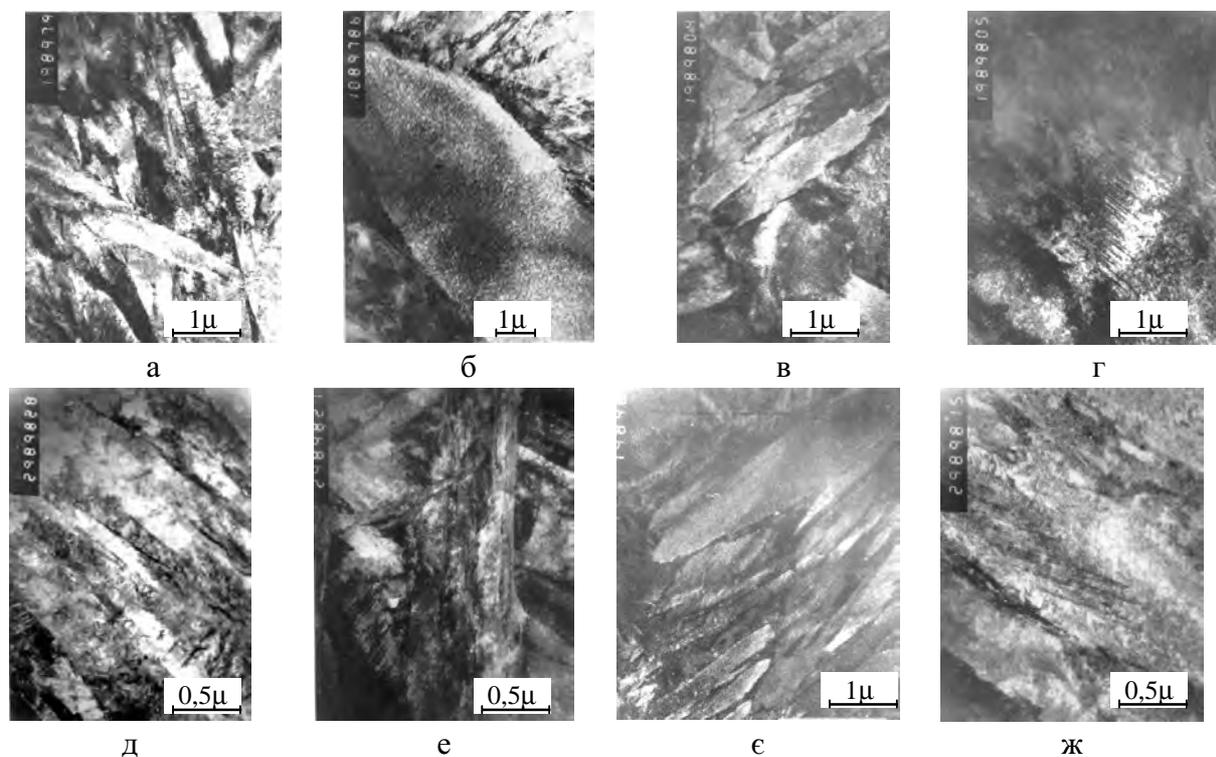


Рис. 2. Мікроструктура сталей 40Х (а, б, в, г) і 40ХНМ (д, е, є, ж) після гартування від температур 860 °С (а, б, д, е) та 1050 °С (в, г, є, ж)

Різномірність структур після досліджених режимів гартування визначалася обчисленням співвідношень $D_{\max}/D_{\text{сер}}$, де D_{\max} та $D_{\text{сер}}$ – відповідно максимальний і середній діаметр аустенітного зерна та пакета мартенситу, а також $L_{\max}/L_{\text{сер}}$, де L_{\max} та $L_{\text{сер}}$ – відповідно максимальний та середній поперечний переріз рейки пакетного мартенситу. Результати обчислень наведені на рис. 3.

Їх аналіз свідчить, що максимальна різномірність спостерігається в обох сталях після гартування від 950 °С. При цьому поведінка аустенітного зерна є визначальною у формуванні розмірних параметрів пакетів мартенситу та поперечного перерізу окремих його рейок.

Таким чином, дослідження структур загартованих сталей виявили зв'язок розмірів їх структурних параметрів на всіх рівнях структурної ієрархії з розмірами аустенітного зерна, збільшення середнього діаметра якого спостерігається при підвищенні температури гартування. Максимум різномірності структура набуває після гартування від 950 °С

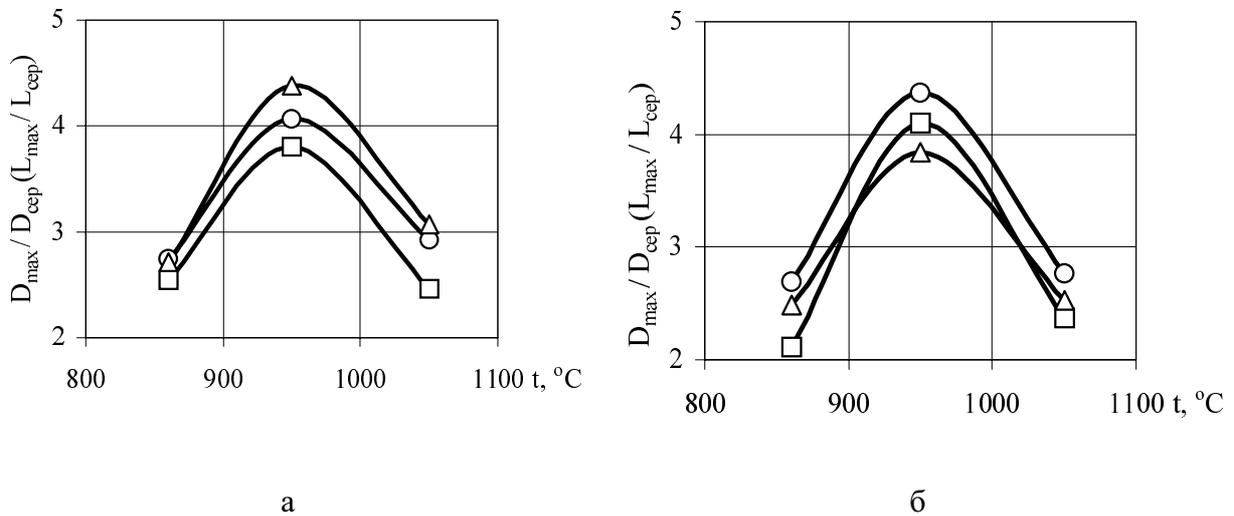


Рис.3. Вплив температури гартування на розмірну неоднорідність елементів структури сталей 40X (а) і 40XNM (б):

○— аустенітне зерно □— пакет мартенситу ▲— поперечний переріз рейки мартенситу

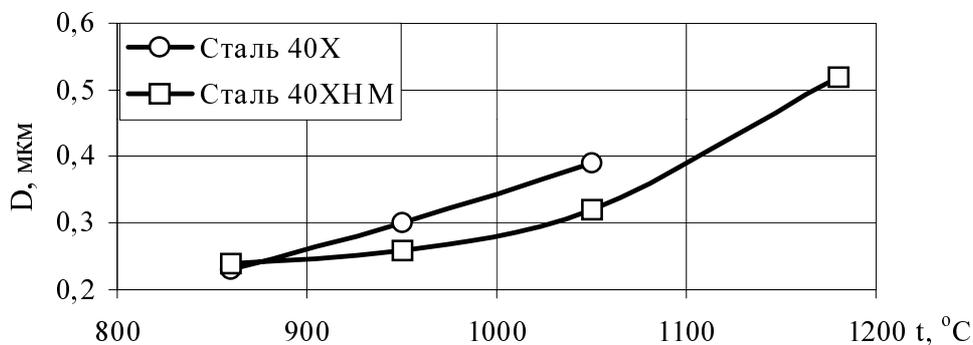


Рис. 4. Залежність середнього діаметра комірок (D) від температури гартування сталей 40X (а) і 40XNM (б) після відпуску

Високий відпуск сприяє не тільки інтенсифікації процесів карбідоутворення, але і змінам тонкої структури мартенситу. Із підвищенням температури гартування від 860 до

1050 °C середній діаметр комірок в сталі 40X після відпуску зростає з 0,23 мкм до 0,39 мкм (рис. 4), причому в структурі з'являються комірки діаметром понад 1 мкм (рис. 5).

В сталі 40ХНМ середній діаметр комірок після відпуску лежить в межах 0,24...0,32 мкм і менший, ніж в сталі 40Х. Щільність розташування дислокацій в ній зберігається на рівні $5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, що вище ніж в сталі 40Х.

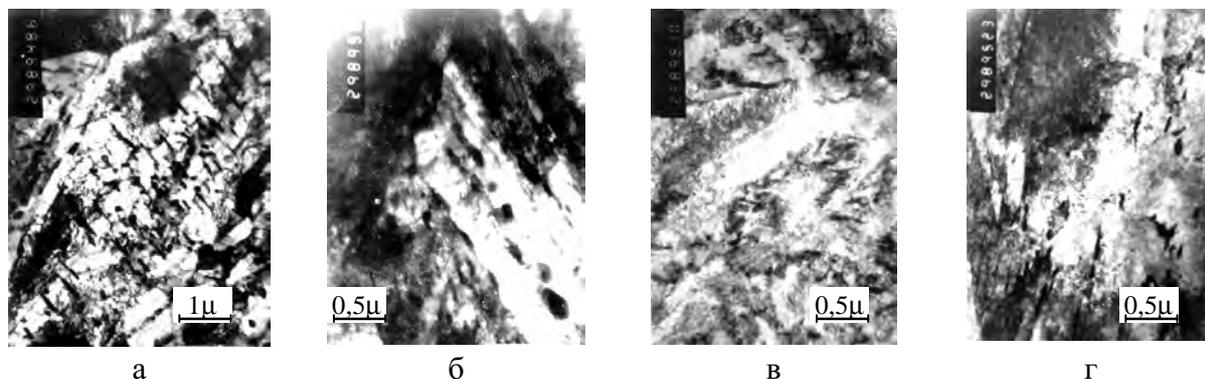


Рис. 5. Мікроструктура покращених сталей 40Х (а, б) і 40ХНМ (в, г) після гартування від температур 860 °C (а, в) та 1050 °C (б, г)

Аналіз результатів дослідження змін середнього діаметра комірок в сталях після гартування від різних температур та наступного відпуску з визначенням їх різнозернистості (рис. 6) свідчить про те, що різнозернистість аустенітного зерна загартованих станів опосередковано через формування при гартуванні мартенситу та особливості його морфології впливає на закономірності формування структур при відпуску в межах досліджених температур та часу витримки.

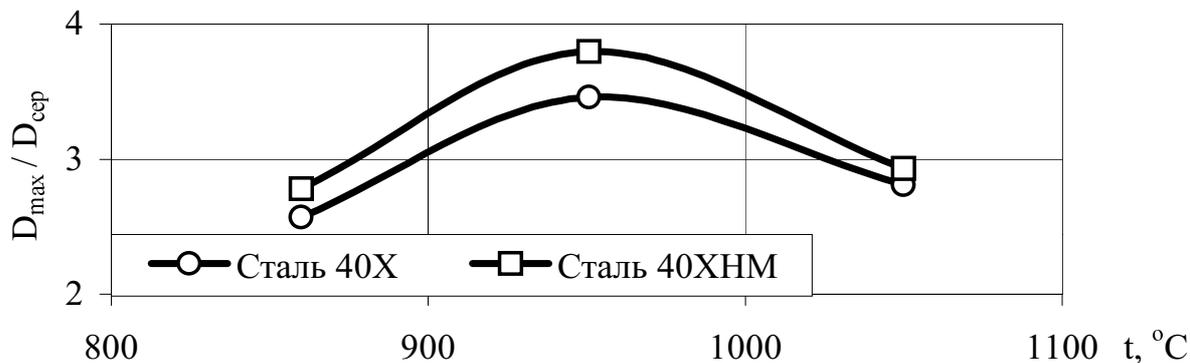


Рис. 6. Вплив температури гартування на розмірну неоднорідність комірок сталей 40Х (а) і 40ХНМ (б) після відпуску

Це підтверджується відповідністю температур максимумів різнозернистості аустеніту і “різнозернистості” комірок після відпуску. Крім цього, результати, наведені на рис. 4, 5, показують, що процеси полігонізації та карбідоутворення в сталі 40Х ідуть швидше ніж в сталі 40ХНМ, про що, зокрема, свідчить і більша твердість останньої.

Отримані дані електронно-мікроскопічних досліджень вказують, що величина і розподіл зерен аустеніту опосередковано, через розмірні параметри структур гартування та їх морфологію, також впливають на розмірні параметри карбідної фази та особливості її розподілу при відпуску (рис. 7). Найбільш переконливо про це свідчать результати, наведені

на рис. 5, де в пакетах рейкового мартенситу карбіди виділяються і формуються переважно вздовж досить рухомих полігонізаційних границь рейок, в той час як в окремих кристалах α -фази з дислокаційною або частково двійниковою внутрішньою структурою вони утворюють жорсткий, практично нерухомий карбідний каркас всередині (рис. 5, а).

Із підвищенням температури гартування зростає середній розмір карбідів. В сталі 40X цей ріст відбувається лінійно, а в сталі 40XНМ проходить по більш складній залежності (рис. 7, а), яка за своїм характером адекватна зміні величини аустенітного зерна при підвищення температури гартування. Відповідно кількість карбідів у відпущених сталях із підвищенням температури гартування зменшується (рис. 7, б).

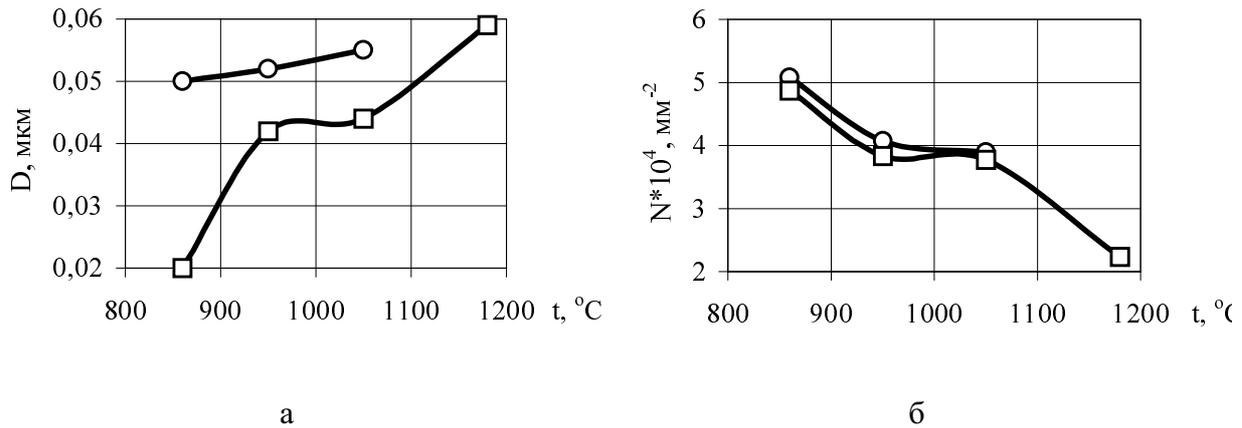


Рис. 7. Залежність середнього діаметра D (а) і кількості N (б) карбідів після відпуску від температури гартування сталей 40X і 40XНМ:

—○— сталь 40X —□— сталь 40XНМ

Аналіз схем розподілу карбідів, побудованих на основі результатів електронно-мікроскопічних досліджень, показав, що в сталі 40X після гартування від 860 $^{\circ}\text{C}$ при відпуску утворюються групи орієнтованих карбідів, які виділяються відповідно до морфологічних особливостей α -фаз (рис. 8, а). Групи з більшими карбідними виділеннями (0,04...0,05 μm) чергуються з групами, де розмір карбідів є значно менший (0,01...0,02 μm). Після гартування від 950 $^{\circ}\text{C}$ відпуск сприяє зменшенню кількості дрібних карбідів при незначному збільшенні розмірів існуючих (рис. 8, б). Присутні ділянки вільні від карбідних виділень.

Після гартування від 1050 $^{\circ}\text{C}$ та наступного відпуску зростає кількість карбідів витягнутої форми завдовжки понад 0,2 μm та завширшки 0,04...0,05 μm , що утворюють групи (рис. 8, в). Останнє свідчить про значно більшу визначеність неоднорідності розподілу карбідів в структурі після відпуску загартованої від 1050 $^{\circ}\text{C}$ сталі 40X порівняно із сталлю 40XНМ.

У сталі 40XНМ основну частину виділень після гартування від 860 $^{\circ}\text{C}$ та наступного відпуску, на відміну від сталі 40X, становлять карбіди значно менших розмірів (рис. 8, г). Підвищення температури гартування до 950 $^{\circ}\text{C}$ з наступним відпуском сприяє збільшенню розмірів карбідних виділень без суттєвої зміни в їх статистичному розподілі. При цьому кількість карбідів зменшується за рахунок процесу їх коагуляції.

Підвищення температури гартування до 1050 $^{\circ}\text{C}$ та наступний відпуск приводять до збільшення розмірів карбідів та появи ознак нерівномірності в їх розподілі (рис. 8, д). При цьому максимальний розмір карбідних виділень майже вдвічі менше ніж в сталі 40X після подібного режиму термообробки. Гартування від 1180 $^{\circ}\text{C}$ веде до суттєвого підвищення середнього діаметра карбідів при переході їх розподілу до більш однорідного (рис. 8, е).

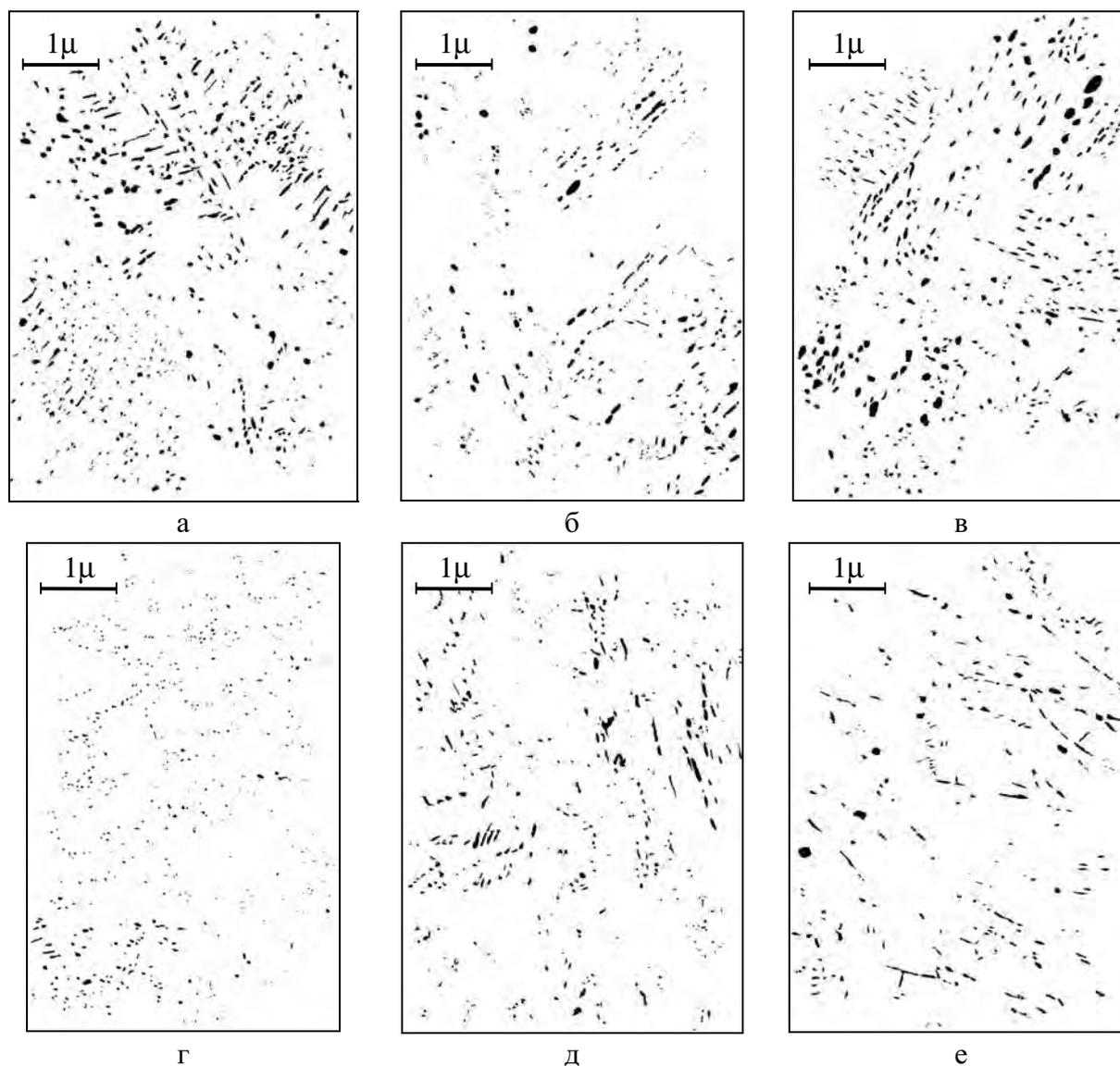


Рис. 8. Схематичне зображення розподілу карбідів в сталях 40X (а, б, в) та 40XHM (в, г, д) після гартування від температур 860 °С (а, г), 950 °С (б), 1050 °С (в, д), 1180 °С (е) та наступного відпуску при 600 °С

Таким чином, встановлено залежність змін структурного стану сталей при однотипному відпуску від температури гартування, підвищення якої супроводжується не тільки збільшенням розмірів карбідної фази, а і змінами в характері її розподілу. Зниження температури гартування сталі 40XHM сприяє уповільненню процесів відпуску порівняно із сталлю 40X. Про це свідчить не тільки більша твердість, а і більш значне подрібнення карбідної фази при вищій щільності розташування дислокацій (до $5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$) і меншому середньому діаметрі комірок (рис. 6).

Слід відмітити, що розміри зон з відповідним до морфології мартенситу розташуванням карбідів співрозмірні із розмірами пакетів та окремих кристалів мартенситу, а розміри ділянок, вільних від карбідних виділень, – коміркам відпуску.

Випробування на зносостійкість показали, що інтенсивність зношування досліджених сталей також залежить від температури гартування (див.таблицю).

Залежність масової інтенсивності зношування I_m від температури гартування сталей 40X і 40XНМ після високого відпуску

| Марка сталі | Температура гартування, °С | Температура відпуску, °С | $I_m \cdot 10^{-8}$ | Твердість НВ, МПа |
|-------------|----------------------------|--------------------------|---------------------|-------------------|
| 40X | 860 | 600 | 3,719 | 2636 |
| | 950 | | 4,314 | 2636 |
| | 1050 | | 3,012 | 2499 |
| 40XНМ | 860 | | 2,599 | 3799 |
| | 950 | | 3,228 | 3799 |
| | 1050 | | 2,451 | 3749 |
| | 1180 | | 2,821 | 3745 |

В результаті проведених досліджень встановлено, що мінімальна зносостійкість досліджених сталей спостерігається після гартування від 950 °С та відпуску, а максимальні її значення відповідають в обох випадках відпущеним після гартування від 1050 °С станам.

Слід відзначити, що підвищення зносостійкості у випадку сталі 40X більш суттєве (>25%), ніж у сталі 40XНМ, а ріст зносостійкості обох сталей відбувається при зниженні їх твердості. Водночас останнє не може свідчити про універсальність цієї закономірності для всіх випадків, що підтверджується дослідженням зносостійкості сталі 40XНМ, відпущеної після гартування від 1180 °С.

Порівнюючи отримані результати із зносостійкості з аналізом структурних змін в сталях при відпуску залежно від температур гартування відзначимо, що в сталі 40X, де процес відпуску більш розвинений, ніж в сталі 40XНМ, внаслідок меншого легування попередньої, виразніше спостерігається підвищення зносостійкості. Останнє пов'язано не тільки із збільшенням розмірів карбідної фази, а і з нерівномірністю її розподілу по контактній поверхні. Така нерівномірність розподілу карбідів зумовлена морфологічними особливостями мартенситів після гартування.

На сьогодні відомо, що контакт в поверхневих шарах пари тертя відбувається при взаємодії тіла і контртіла в межах відповідних плям (площадок контакту), середній розмір яких змінюється від 6 до 30 мкм, а відстань між ними залежно від навантаження лежить в межах 80...120 мкм [4, 5]. Такий розподіл утворює механічну схему контакту двох поверхонь при терті.

Процес нормального тертя і зношування без пошкоджень (задирок, схоплення) визначається збереженням або утворенням стабільної структури в межах плям контакту, що здатна квазіпружно сприймати навантаження. Стабільність структури в межах плям зумовлена, в першу чергу, її стійкістю (твердістю), а також рівновагою підводу і відводу дефектів в границі фрагментів, розмір яких становить для сталі 1,1 мкм [5, 6].

Це свідчить, що оптимальні умови тертя можуть бути досягнуті у випадку, коли структури поверхонь тіла і контртіла з моменту взаємодії забезпечують формування наближеної до оптимальної схеми контактних плям, стійкість яких до зношування та здатність поновлюватись визначають зносостійкість.

З огляду на згадане вище, отримані в роботі залежності зносостійкості сталі від температур гартування можуть трактуватися так.

Підвищення зносостійкості досліджених сталей після гартування від 1050 °С та наступного відпуску пов'язане з виникненням завдяки різним морфологіям мартенситів та їх відношенню до відпуску нерівномірностей в розподілі карбідів, окремі скупчення яких можуть сприяти відтворенню “плямистості” схеми контактної взаємодії, наближуючи механічну схему тертя до оптимальної.

Іншим фактором, відповідальним за термін існування площадок взаємодії, є здатність відповідних структур в плямах контакту пластично деформуватись. В нашому випадку це, значною мірою, визначається стабільністю карбідних частинок при пластичній деформації стосовно їх розпаду, тривалість якого пропорційно залежить від розміру карбиду [7, 8]. Останнє добре збігається з меншим набутком зносостійкості сталі 40ХНМ порівняно із сталлю 40Х, оскільки в сталі 40ХНМ карбіди є значно менших розмірів. Водночас перехід до більш однорідної схеми розподілу карбідів після відпуску загартованої від 1180 °С сталі 40ХНМ при суттєвому збільшенні їх розмірів приводить до погіршення зносостійкості, що, швидше, пов'язано із порушенням умов плямистості при зменшенні неоднорідності розподілу карбідної фази

Висновки

1. Дослідження показали, що температура гартування має вирішальне значення через розмір та неоднорідність розподілу аустенітних зерен в формуванні розмірної неоднорідності елементів структури різних рівнів ієрархії в сталях 40Х і 40ХНМ як після гартування, так і високого відпуску.

2. Наявність в структурі сталей після гартування α -фази двох типів – з пакетною та голчатою морфологією – суттєво впливає на розмірні параметри карбідів та їх розподіл при відпуску. В пакетах рейкового мартенситу виділення карбідів при відпуску відбувається, переважно, вздовж границь рейок з подальшим їх перерозподілом, а в окремих голчастих кристалах – у внутрішніх їх об'ємах, утворюючи жорсткий, практично нерухомий карбідний каркас.

3. Підвищення зносостійкості досліджених сталей після гартування від 1050 °С та відпуску відбувається за рахунок отримання карбідів більшого розміру з тривалішим терміном розпаду при пластичній деформації, а також нерівномірністю їх розподілу.

4. Збільшення чутливості сталі 40Х до процесів відпуску приводить до суттєвого підвищення її зносостійкості у відпущеному після гартування від 1050 °С стані порівняно із сталлю 40ХНМ. Це зумовлено більшим розміром та нерівномірністю розподілу карбідної фази на поверхні контакту сталі 40Х, що подовжує термін розпаду цементиту при пластичній деформації та наближує структуру поверхні до оптимальної механічної схеми контакту при терті, сприяючи підвищенню зносостійкості.

1. Узлов И.Г., Подольский С.Е., Перков О.Н. Материаловедческие аспекты проблем ресурса колес // Залізничний транспорт України. 1997. № 2–3. С. 26–27. 2. Кузін О.А., Мецержакова Т.М., Беспалов С.А. Використання іонно-плазмового травлення для аналізу структурно-енергетичного стану внутрішніх поверхонь поділу // Оптимізація виробничих процесів і технічний контроль у машинобудуванні і приладобудуванні. 1999. № 359. С.73–76. 3. Металловедение и термическая обработка стали: Справочник. В 3 т. Т.1. Методы испытаний и исследований. В 2 кн. Кн 2. М., 1991. 4. Свириденко А.И., Чижик С.А., Петровец М.И. Механика дискретного фрикционного контакта. Минск, 1990. 5. Рапопорт Л.С., Рыбакова Л.М. Влияние структурного состояния поверхностных слоев на процессы трения и

изнашивания // Трение и износ. 1987. 8, № 5. С. 888–893. 6. Рапопорт Л.С., Рыбакова Л.М. Влияние структурного состояния поверхностных слоев на процессы трения и изнашивания // Трение и износ. 1987. 8, № 6. С. 1038–1043. 7. Белоус М.В., Черепин В.Т. Изменения в карбидной фазе стали под влиянием холодной пластической деформации // ФММ. 1961. 12, № 5. С. 685. 8. Белоус М.В., Черепин В.Т. Изменения в карбидной фазе стали под влиянием холодной пластической деформации. Распад и графитизация высокоотпущенной стали // ФММ. 1962. 14, № 1. С. 48.

УДК 669.295:621.785.5

Е.І. Плешаков, Я. Сенявський*, Р.Філіп*, Крупа Р.Б.**

Національний університет “Львівська політехніка”, кафедра фізики металів та матеріалознавства

*Політехніка Жешувська, кафедра матеріалознавства й термічної обробки, Польща

**Інститут прикладних проблем механіки і математики ім. Я.С.Підстригача НАН України

ЛАЗЕРНЕ МОДИФІКУВАННЯ ПОВЕРХНЕВОГО ШАРУ ТИТАНОВОГО СПЛАВУ Ti-6Al-4V БОРИДАМИ НІОБІЮ

© Плешаков Е.І., Сенявський Я., Філіп Р., Крупа Р.Б., 2001

Модифікування поверхні титанового сплаву здійснювали імпульсним лазерним опромінюванням її через покриття, що містило дисперсні порошки бориду ніобію й графіту. За допомогою растрової електронної мікроскопії, поєднаної з мікрорентгеноспектральним аналізом, встановлено, що структуру модифікованого шару становлять дендрити карбідів титану й частково ніобію, недорозчинені бориди ніобію, розташовані в мартенситній матриці. Таке композитне покриття (завтовшки до 120 мкм) має високу твердість (4,9–5,5 ГПа), позбавлене тріщин і пористості.

Niobium boride and graphite powders were pre-deposited on the Ti-6Al-4V alloy with the aim to synthesize cermet coatings by laser melting. In the laser-melted zones metallurgical analyses by scanning electron microscope provided with EDX spectroscopy reveal carbide dendrites and undissolved niobium boride which were incorporated into the martensitic matrix. The cermet coatings produced have an excellent bonding with the substrate and are free of cracks. Their thickness is in the range of 100–120 μm, the in-depth microhardness varies between 4,9 and 5,5 GPa.

Титанові сплави завдяки високому рівню питомої міцності та корозійної стійкості набули широкого застосування в різноманітних галузях промислового виробництва, найперше в аерокосмічній та хімічній індустрії. Створення на поверхні титанових сплавів металокерамічних композитних шарів, які забезпечують підвищення тривкості до різних видів зношування (абразивного, адгезійного, ерозійного та ін.), високотемпературного окислення, істотно розширює сферу застосування цих сплавів, дозволяє використовувати їх для виготовлення деталей, що працюють в умовах тертя, ерозійної дії чи при температурах вищих, ніж 550⁰С.

Існують різноманітні технологічні способи створення захисних покриттів на металевих сплавах [1]. Одним з найефективніших способів є лазерне модифікування, яке