

ДюрOMETричний аналіз зміцнення приповерхневого шару ADI при терті під впливом TRIP-ефекту

Ю. М. Подрезов*, М. В. Мінаков, Б. В. Шуригін,
О. А. Голубенко, К. Є. Гринкевич, М. Г. Аскеров, К. О. Гогаєв

Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України
Україна, 03142, Київ, вул. Омеляна Пріцака, 3

*E-mail: yupodrezov@ukr.net

Методами мікроіндентування та інструментального індентування з безперервним навантаженням проаналізовано закономірності зміцнення приповерхневого шару ADI під час тертя завдяки деформаційно-індукованому мартенситному перетворенню. На кривих навантаження виявлено виражені рор-ін, які свідчать про мартенситні перетворення під час індентування. Статистичний аналіз розподілу мікротвердості зразка після зношування виявив третину відбитків з аномально високою твердістю, характерною для деформаційно-індукованого мартенситу. З підвищенням температури тертя спостерігається падіння мікротвердості.

Ключові слова: ADI матеріали, дюрOMETричні дослідження, TRIP-ефект, зношування.

Вступ

Зважаючи на величезний попит в Україні на деталі сільськогосподарської техніки різної номенклатури (до 10 млн. шт. щороку) підвищення їх зносостійкості передбачає величезні прибутки від економії людських та матеріальних ресурсів з одночасним покращенням якості обробки землі (оранки). Інтенсивність зношування робочих частин землеоброблювальної техніки залежить від низки зовнішніх чинників: щільності та вологості ґрунту, кількості та виду абразивних частинок в його складі, температури навколишнього середовища. У цьому сенсі викликом для матеріалознавців є створення приладдя для обробки ґрунтів, яке здатне зберігати свою форму та розміри під час довгострокової експлуатації.

Інтенсивне деформаційне зміцнення під дією TRIP-ефекту (Transformation-Induced Plasticity) є унікальною особливістю бейнітного чавуну. У роботах [1—3] нами була звернута увага на це явище, як на потенційну можливість відновлення (і навіть підвищення) властивостей приповерхневого шару ґрунтооброблювального спорядження з бейнітного чавуну завдяки мартенситному перетворенню, яке індукується пластичною деформацією в зоні зношування. З наукової точки зору ця ідеологія відкриває принципово новий інноваційний напрямок підвищення ефективності роботи інструменту. У практичному сенсі результати цих досліджень важливі для розробки наукових принципів управління процесами фазоутворення при абразивному зношуванні бейнітного чавуну і для створення на базі цього обґрунтованих підходів удосконалення складу, структури та технологічних умов виготовлення широкої номенклатури виробів, які працюють в конкретних умовах експлуатації.

Існуючі теоретичні уявлення про деформаційно-індуковане мартенситне перетворення базуються на експериментальних спостереженнях фазових та структурних змін, які відбуваються в TRIP-сталях [4] або ADI (Austempered Ductile Iron) [5, 6] під час їх деформації розтягуванням, стисненням або прокаткою. Отримані в цих експериментах надзвичайно високі параметри зміцнення [5—8] є наслідком інтегральної дії локальних процесів, які відбуваються при перетворенні окремих аустенітних зерен в мартенсит. У TRIP-сталях мікромеханічна реакція на деформаційно-індуковане мартенситне перетворення проявляється в особливій поведінці кривої наноіндентування: утворенні на ній ділянки pop-in (збільшення глибини занурення без підвищення навантаження), яке пов'язується з перетворенням аустеніту в мартенсит в пластичній зоні під індентором [9]. Для ADI такі дослідження відсутні, хоча зрозуміло, що саме ці локальні процеси є передумовою для утворення зміцненого поверхневого шару під час тертя. Аналіз впливу зовнішніх та структурних факторів на закономірності зміцнення деформованих приповерхневих шарів утруднений через очевидні масштабні обмеження. У цьому сенсі індентування це чи не єдиний метод отримання об'єктивної інформації про вплив фазових перебудов на механічну поведінку матеріалу.

Метою роботи є відпрацювання методик мікроіндентування та інструментального індентування з безперервним навантаженням ADI у вихідному та деформованому станах, аналіз впливу фазових і структурних змін та температури на закономірності зміцнення поверхневих шарів ADI, що відбувається внаслідок абразивного тертя та зношування.

Матеріали та методики

Дослідження проводили на зразках чавуну (3,44% C; 2,62% Si; 0,024% Cr; 0,54% Cu; 0,71% Ni) з різним вмістом Mn: 0,78 та 0,24% (мас.). Кінцева структура чавуну створювалася в результаті аустенізуючого нагріву при 900 °C з витримкою 30 хв та подальшого ізотермічного гартування в рідкому олові при температурі 350 °C.

Об'ємну частку залишкового аустеніту в вихідному стані та після тертя визначали за допомогою рентгенівського аналізу на ДРОН-3М.

Зносостійкість досліджували на лабораторному обладнанні, яке моделює зношування металевих деталей землероблювальної техніки за методикою, описаною в роботах [1, 3]. Випробування проводили в сухому піску при навантаженні 50 Н і швидкості обертання зразків 2,93 м/с, що приблизно дорівнює швидкості під час польових робіт (оранка, культивация). Після кожного циклу роботи, який складає 5 км пробігу, зразки зважували на аналітичних вагах з точністю $\pm 0,1$ мг. Кожен тип зразків проходив не менше трьох циклів роботи. Випробування на тертя та знос за підвищеної температури проводили на автоматизованому трибодинамічному комплексі АТКД за умов квазістаціонарного та динамічного режимів навантаження [10].

Випробування на розтягування виконували на машині UTS-100. Твердість НВ вимірювали методом Брінелля за стандартною методикою, ударну в'язкість — на копрі КД-300. Границю втоми σ_{-1} визначали за методикою,

наведеною в роботі [11], при консольному вигині на частоті 2 кГц з граничною кількістю коливань $N = 10^7$.

Визначення мікротвердості проводили на приладі ПМТ-3 з навантаженням на індентор 0,2 та 1 Н. Зміна навантаження дозволяла оцінити глибину зміцненого прошарку за методикою, описаною в роботі [2]. Інструментальне індентування з безперервним навантаженням (твердість за Мейером НМ) здійснювали з використанням приладу Мікрон-ГАММА з алмазним індентором у вигляді тригранної піраміди Берковича. Мікротвердість і модуль Юнга розраховували за методикою Олівера і Фара [12]. Прилад дозволив дослідити зміни мікротвердості при безперервному проникненні індентора в матеріал у діапазоні глибин до 2,0 мкм.

Результати досліджень

Після ізотермічного гартування при 350 °С мікроструктура зразків складалась з вузликів графіту в матриці голчастого фериту та залишкового аустеніту, який часто називають аусферитом, типовий розмір зерна складав ~20 мкм (рис. 1).

Вміст залишкового аустеніту та механічні властивості досліджених зразків ADI наведено в табл. 1. Результати рентгенівського аналізу свідчать про збільшення вмісту залишкового аустеніту з підвищенням температури гартування [2]. За однакової температури гартування кількість аустеніту зростає зі збільшенням вмісту Mn. Легування марганцем підвищує швидкість зміцнення, оскільки цей елемент найбільш сильно стабілізує аустеніт [13].

Щоб зрозуміти, яким чином відбувається локалізоване мартенситне перетворення в приповерхневих шарах, на зразках з підвищеним вмістом Mn було виконано дослідження твердості з записом діаграм “навантаження—глибина проникнення індентора” та проаналізовано їх характер. Діапазон навантаження був обраний з урахуванням умови, що при максимальному навантаженні (0,2 Н) розмір відбитка повинен бути співставним з розміром

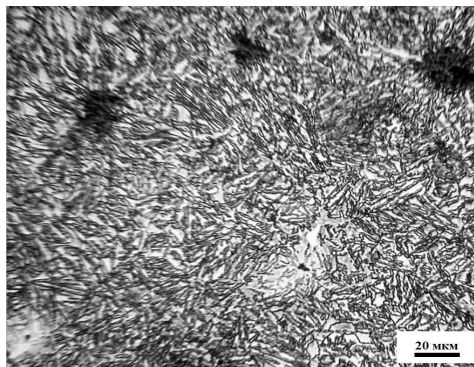


Рис. 1. Мікроструктура зразків ADI з вмістом 0,24% (мас.) Mn після ізотермічного гартування при 350 °С.

Т а б л и ц я 1. Фазовий склад та механічні властивості ADI

$T_{\text{гарт}},$ °С	Mn, % (мас.)	Аустеніт, % (об.)	$\sigma_{0,2},$ МПа	$\sigma_m,$ МПа	$\delta, \%$	НВ	КС, Дж/см	$\sigma_{-1},$ МПа
350	0,78	43,67	824	1116	2,8	345	45	470
350	0,24	37,52	847	1124	6,8	327	85	540

зерна. На кожному зразку на різних його ділянках було зроблено ~ 25 відбитків твердості. При цьому виконувалась умова: відстань між відбитками повинна бути більше, ніж в 5 разів, розміру самого відбитка. Зауважимо, що відбитки біля графітових частинок не враховували.

Середня величина твердості становила $HM \approx 3,68$ ГПа. Проте спостерігалася значна різниця між отриманими значеннями (від 1,5 до 8,5 ГПа), що зумовлена наявністю структурних елементів, твердість яких суттєво відрізняється. Умовно виділено 3 групи відбитків, які відрізняються за твердістю і відповідають різним структурним станам. Низьку твердість (1,5—3 ГПа), характерну для аустеніту та збідненого вуглецем фериту, мали 14 відбитків, середню твердість (3,6—5,0 ГПа) демонструють 8 відбитків, що характерно для гольчатого або бейнітного фериту, і 3 відбитки з високою твердістю (7,5—8,5 ГПа), що притаманно мартенситу. Вкраплення мартенситу у вихідному зразку можливі в місцях підвищеної концентрації марганцю та вуглецю. Найбільш м'яка фаза залишкового аустеніту має орієнтовне значення твердості ~ 2 ГПа [9]. У цьому випадку при навантаженні 0,2 Н максимальний розмір відбитку ~ 20 мкм, а глибина проникнення індентора — ~ 2 мкм.

Характерні залежності глибина проникнення—навантаження наведені на рис. 2. За умови однорідності досліджуваного матеріалу криві навантаження повинні мати вигляд параболи (рис. 2, зразок 11). На відміну від цього, на кривих (рис. 2, зразки 10, 16) спостерігаються чітко виражені рор-ін, коли глибина проникнення зростає без збільшення навантаження. Ефект зазвичай фіксується з навантаженням $\sim 0,1$ Н та глибиною проникнення індентора $\sim 1,5$ мкм.

Характер отриманих залежностей подібний до тих, які спостерігаються при наноіндентуванні TRIP-сталей [9], але глибина проникнення, яка відповідає виникненню рор-ін в ADI, приблизно в 10 разів більша і, відповідно, пропорційно збільшується протяжність плато. Ця різниця пояснюється значно більшою дисперсністю структури TRIP-сталей та меншим навантаженням, яке необхідне для пластичної деформації аустеніту (через малий вміст вуглецю). Через локальність фазових змін в області індентування їх достатньо складно підтвердити прямими експериментами. Як і в TRIP-сталях, відтворюваність рор-ін залежить від багатьох фізико-механічних параметрів: локального фазового та струк-

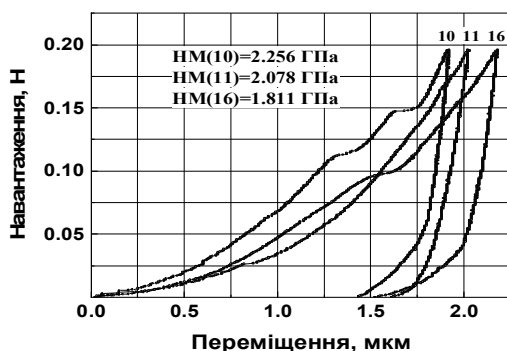


Рис. 2. Залежності глибина проникнення—навантаження для зразка, підданого ізотермічному гартуванню при 350 °С: 10 та 16 — зразки, де спостерігається рор-ін; 11 — зразок без рор-ін.

турного складу, кристалографічної орієнтації [9, 14]. У випадку чавунів до цього переліку слід додати можливу сегрегацію вуглецю та марганцю по перерізу зливка [15]. Для підвищення достовірності отриманих результатів нами використано статистичний аналіз. Сумарна кількість відбитків, де спостерігалися пор-in, складає ~30%. Це переважно відбитки з малою твердістю (тобто з великим вмістом аустеніту), але є виключення — відбиток з твердістю ~3,6 ГПа.

На діаграмах навантаження положення пор-in довільне, але плато фіксуються переважно на верхній частині діаграми, де проникнення індентора більше 1 мкм, а площа відбитку співставна з розміром зерна. Відповідно до уявлень, розвинутих у роботі [12], розмір пластичної зони біля відбитку співставний з перерізом відбитку. Тобто пластична зона формується в межах окремих зерен. Ступінь пластичної деформації під індентором сягає 8%. Згідно з даними Нафаля [5] та Лі [6], при прокатці або стисненні за такої пластичної деформації в ADI практично третина аустеніту перетворюється в мартенсит, що близько до кількості відбитків, де спостерігається пор-in.

Отримані результати слід враховувати при аналізі структурних та фазових змін, які відбуваються в поверхневих шарах при абразивному зношуванні. У табл. 2 наведено дані про швидкість зношування зразків з різним вмістом марганцю. Процес зношування за першою методикою [1] проводили на поверхні тертя з площею перерізу $10 \times 10 \text{ мм}^2$. Втрата маси на умовний кілометр пробігу складала 7,5 або 15 мг. З урахуванням щільності чавуну 7 г/см^3 зменшення розміру відбудеться на 10—20 мкм, що співставно з розміром зерна. Тобто до процесу зношування залучений об'єм структури, товщина якого співрозмірна з розміром структурних елементів.

Ступінь приповерхневої деформації при зношуванні суттєво вищий, ніж при індентуванні, оскільки процес зношування супроводжується значною зсувною компонентою деформації, величина якої може значно перевищувати істинну зсувну деформацію $e = 1$ [16]. Це суттєво посилює схильність до мартенситного перетворення деформованих приповерхневих шарів. Рентгенівські спектри вихідного зразка з 0,78% (мас.) Mn до та після тертя наведені на рис. 3. У табл. 2 надано результати рентгенофазового аналізу, які свідчать про те, що на цьому зразку після тертя ~60% аустеніту перетворюється на мартенсит. Але навіть така кількість мартенситу дещо занижена, оскільки рентгенівські промені проникають на глибину до 20 мкм, де кількість мартенситу може бути дещо меншою, ніж на поверхні через зменшення деформації з глибиною.

Т а б л и ц я 2. Фазові зміни та параметри зношування після тертя

Вміст Mn, % (мас.)	$T_{\text{гарт}}, ^\circ\text{C}$	Аустеніт вихідний, %	Аустеніт після обробки, %	Мартенсит після обробки, %	Навантаження, Н	Втрата маси, мг/км
0,23	350	37,52	20,5	17,5	50	15,1
0,74	350	43,67	19,0	23,6	50	7,55

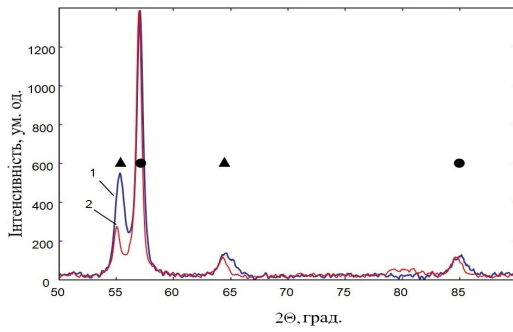


Рис. 3. Рентгенівські спектри ADI в вихідному стані (1) та з поверхні зношування (2): ● — α ; ▲ — γ .

Щоб зрозуміти, яким чином відбувається мартенситне перетворення та як локалізується мартенсит на поверхні тертя, нами було проаналізовано розподіл мікротвердості за Віккерсом на поверхні загартованого зразка розміром 10×10 мм у вихідному стані та після тертя за методикою [1, 3]. Статистичний аналіз проведено на 35 відбитках твердості. Експерименти показали, що для вихідного зразка середнє значення мікротвердості складає $H_{\text{дсер}} \approx 4,89$ ГПа. Для переважної більшості відбитків значення твердості змінюються в діапазоні 3—6,2 ГПа (рис. 4, темні діаграми). Отримане середнє значення мікротвердості після випробувань за Віккерсом приблизно на 25% вище, ніж середня твердість $HM_{\text{сер}}$, яка одержана інструментальним індентуванням. До певної міри ці відмінності можна пояснити зміною регламенту фіксації твердості при індентуванні. Головна відмінність полягає в тому, що при інструментальному індентуванні вимірюється невідновлена твердість, а в експериментах за Віккерсом — відновлена. Тобто під час інструментального індентування фіксується твердість відбитка під дією пружної та пластичної деформацій навколишнього матеріалу. Розмір відбитку, який вимірюється за Віккерсом (на ПМТ-3) після підняття індентора, зменшується через відновлення пружної складової деформації. З врахуванням великих напружень плину (табл. 1) та відносно малого (як для сплавів заліза) модуля Юнга ~ 165 ГПа зменшення площі відбитку після відновлення пружної складової може складати до 20—25%, що близько до результатів експерименту.

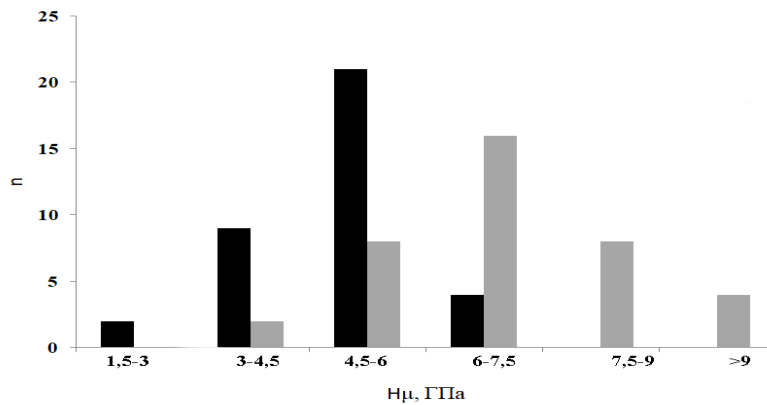


Рис. 4. Розподіл значень твердості в вихідному зразку (■) та після зносу (■).

Після зносу матеріалу середнє значення твердості значно підвищується до $H_{\text{мсер}} = 6,92$ ГПа, різниця між значеннями складає 4,6—9,77 ГПа (рис. 4, світлі діаграми).

Важливо, що у третині відбитків твердість на поверхні зносу вища, ніж найбільше значення твердості вихідного зразка. Тобто ці відбитки отримано з областей структури, в яких відбулось деформаційно-індуковане мартенситне перетворення. Великі значення мікротвердості 7—9,5 ГПа є характерними для мартенситу, який утворюється в бейнітному чавуні. Відсоток відбитків з високими значеннями твердості дещо більший, ніж об'ємний вміст мартенситу, отриманий з рентгєнівських вимірювань.

Збільшення навантаження на індентор до 1 Н практично не вплинуло на значення твердості вихідного зразка $H_{\text{мсер}} = 4,8$ ГПа, але дещо знизило вимірні параметри твердості зразка, що піддавався експериментам на знос — $H_{\text{мсер}} = 5,9$ ГПа. Це свідчить про наявність градієнта структурних змін в приповерхневому шарі, що є характерною ознакою інтенсивної поверхневої деформації [16]. Якщо припустити лінійний характер зміни деформації по глибині, розмір деформованого шару можна оцінити за зміною значень твердості при зміні глибини проникнення за методикою, описаною нами в роботі [1]. Розрахунок показав, що загальна глибина зміцненого шару складає ~5—7 мкм.

Поступові (градієнтні) структурні зміни по глибині зміцненого мартенситом приповерхневого шару є більш прийнятними для протидії статичним та динамічним навантаженням, ніж локалізовані. На границі розподілу між покриттями та матрицею через зміну пружних констант відбувається концентрація напружень, яка веде до утворення зародків крихкого та втомного руйнування матеріалу. У градієнтних структурах така концентрація відсутня.

Важливо, що зміцнений градієнтний приповерхневий шар матеріалу поступово переходить в аустенитно-феритну матрицю, яка менш тверда, але поєднує високу міцність, пластичність та добре опирається ударним навантаженням і втомі (див. табл. 1). Комплекс цих властивостей може бути відкориговано зміною термодинамічних параметрів ізотермічного гартування залежно від умов роботи інструменту [1, 8, 9]. З теорії поверхневого деформування [17] відомо, що глибина деформованого шару h збільшується зі зростанням навантаження. У літературі найбільш поширеною є формула

$$h = \omega \sqrt{(P_y / 2\sigma_T)}, \quad (1)$$

де ω — стала, яка залежить від форми деформуючого тіла; P_y — деформуюче зусилля; σ_T — границя плинності оброблюваного матеріалу. Це співвідношення слід враховувати при аналізі процесу зміцнення в різних ділянках оброблювального інструменту. Саме в зонах, де концентрація напруження найбільша (наприклад, лезо, носок в лемеші), буде утворюватись найбільш твердий та глибокий зміцнений шар. Тобто в найбільш вразливих ділянках, що піддаються зношуванню, поверхневе зміцнення відбувається найефективніше.

Температура деформування є одним з визначальних чинників, який впливає на перебіг мартенситного перетворення. Зміна стабільності залишкового аустеніту з температурою та температурна чутливість граничного вмісту аустеніту зазвичай зменшують кількість утвореного мартенситу з підвищенням температури. У роботі Шина [18] на нержавіючій хромонікелевій TRIP-сталі проведено вимірювання зміни об'ємної частки перетвореного мартенситу, як функції пластичної деформації, за різних температур та запропоновано узагальнюючу схему, яка пояснює вплив температури на перебіг деформаційно-індукованого мартенситного перетворення. Отримані результати вказують на те, що значні зміни фазового складу слід очікувати дещо вище кімнатної температури. Про негативний вплив розігріву на властивості різального інструменту, виготовленого з ADI, неодноразово зверталась увага в літературі [19].

Визначення температурної чутливості параметрів зносу проводили на автоматизованому трибодинамічному комплексі (АТКД) з модулем динамічного навантаження як за умов квазістаціонарного, так і динамічного режимів навантажень [10]. Зворотно-поступальне ковзання індентора реалізується по поверхні плоских зразків із локальними пружними властивостями і постійною складовою навантаження 30 Н (далі — квазістаціонарний режим навантаження). При ефективному значенні навантаження 30 Н в динамічному режимі навантаження сили нормального тиску задавали у вигляді цуга коливань динамічної складової навантаження. Амплітуда динамічної складової навантаження складала 5 Н, тривалість імпульсів — $5 \cdot 10^{-2}$ с, частота — 25 Гц. Навантаження 30 Н було обрано, виходячи із умов експлуатації сільськогосподарської техніки та забезпечення максимальної відтворюваності по зносу в обох режимах навантаження. Для порівняння також досліджено поведінку матеріалу при навантаженні 100 Н. Вибір цих параметрів забезпечує максимальну уніфікацію та прискорення умов випробування на АТКД.

Дослідження параметрів зносу бейнітного чавуну з малим вмістом марганцю проводили в умовах, наближених до реальних режимів експлуатації сільськогосподарської техніки. На меті стояло визначення чутливості параметрів зміцнення бейнітного чавуну до температури в умовах тертя. На рис. 5 зображено зовнішній вигляд доріжки тертя на поверхні досліджуваного зразка.

На рис. 6 наведено зміну характеристик зносу залежно від умов експерименту. Величина зносу за кімнатної температури також змінюється пропорційно прикладеному зусиллю. Якщо у випадку статичного навантаження залежність між зміною зусилля та зміною зносу практично лінійна (збільшення у 2,75—3,3 рази), то у випадку динамічного зносу зростання зусилля приблизно втричі призводить до підвищення зносу всього на 20%. Така поведінка бейнітного чавуну підтверджує ефективність створення умов для реалізації TRIP-ефекту з метою покращення експлуатаційних властивостей сільськогосподарської техніки.

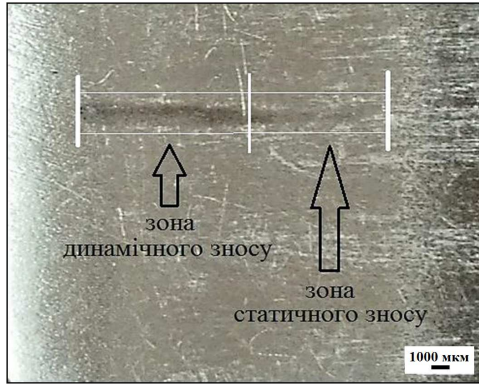


Рис. 5. Фотографія зовнішнього вигляду доріжки тертя після експерименту.

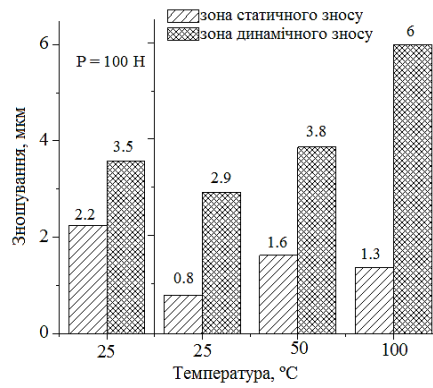


Рис. 6. Вплив температури, зусилля та типу навантаження на знос ADI.

Результати досліджень залежності глибини зношеного шару від температури, схеми навантаження та прикладеного зусилля показали, що вплив температури на процеси зносу найбільше проявляється протягом статичного зносу при 25 і 50 °C, де зносостійкість матеріалу знижується майже вдвічі. Подальше підвищення температури до 100 °C не приводить до значних змін зносостійкості. При динамічному навантаженні зносостійкість постійно зменшується з температурою: з підвищенням температури від кімнатної до 50 °C на 20%, при подальшому збільшенні до 100 °C — на 30%. Такі зміни корелюють із літературними даними щодо поведінки TRIP-сталей з відхиленням від температури повного фазового перетворення.

Результати рентгенівського аналізу зразків у вихідному недеформованому стані показали, що вміст залишкового аустеніту складав 35% (табл. 2). На жаль, малий розмір доріжки тертя не дозволив провести рентгенівські дослідження приповерхневого шару після зносу. Тому основним (хоча і не прямим) методом оцінки змін фазового складу після зносу стають дюрOMETричні випробування.

Проведено порівняльний аналіз мікротвердості вихідного зразка та після зносу в різних температурних умовах. Для цього в зоні доріжки тертя вимірювалася мікротвердість, щоб виявити наявність протікання в

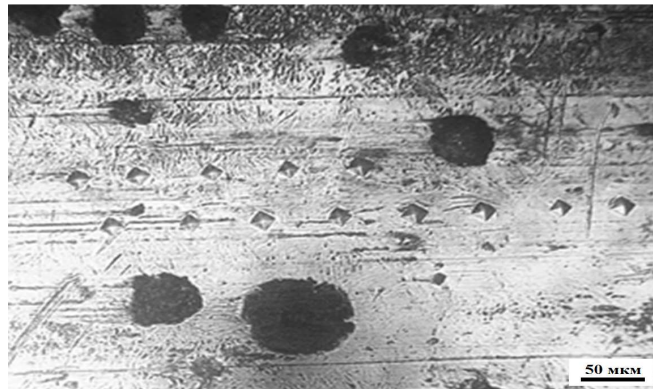


Рис. 7. Мікроструктура бейнітного чавуну при вимірюванні мікротвердості за Віккерсом.

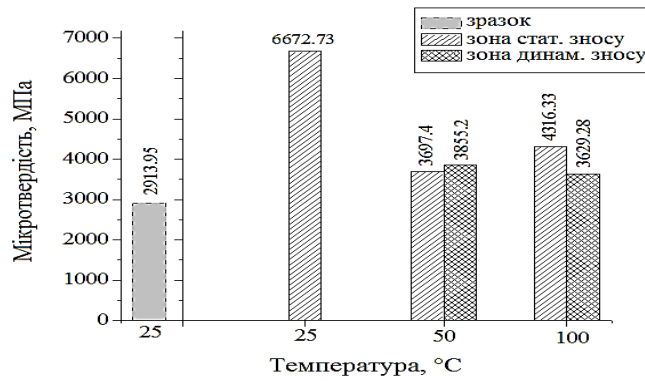


Рис. 8. Вплив температури та типу навантаження на мікротвердість ADI.

приповерхневому шарі мартенситних перетворень під дією навантаження, що імітує статичне та динамічне зношування. У даному експерименті особлива увага приділялась впливу температури на середнє значення мікротвердості за Віккерсом.

Мікротвердість поверхні доріжок тертя вимірювалась на зразках, які зношувалися при температурах 25, 50 та 100 °С. Вигляд відбитків мікротвердості в зоні доріжки тертя наведено на рис. 7.

Середня величина мікротвердості визначалась усередненням значень мінімум 20 відбитків твердості. На рис. 8 наведено результати вимірювання мікротвердості після зносу за різних температур у статичному та динамічному режимах навантажень.

Внаслідок додаткового зміцнення від TRIP-ефекту значення мікротвердості у доріжці тертя за кімнатної температури порівняно із вихідним матеріалом зросло майже вдвічі. При температурі 50 °С мікротвердість демонструє значне падіння у порівнянні з мікротвердістю за кімнатної температури. Це пояснюється віддаленням від температури мартенситного перетворення M_s , завдяки чому дія TRIP-ефекту послаблюється. З подальшим збільшенням температури мікротвердість стабілізується. Зносостійкість та мікротвердість демонструють схожу залежність від температури, як і у випадку TRIP-сталей [18]. Найбільш значне падіння параметрів зміцнення та зносостійкості спостерігається дещо вище кімнатної температури, що слід враховувати під час експлуатації землеоброблювальної техніки.

Висновки

Отримані результати показали, що дюрометрія є ефективним методом дослідження аномального зміцнення приповерхневого шару ADI під час тертя завдяки деформаційно-індукованому мартенситному перетворенню.

На кривих, отриманих після інструментального індентування ADI, спостерігалися чітко виражені пор-ін, які свідчили про мартенситні перетворення під час індентування. Ефект зазвичай фіксувався при навантаженні $\sim 0,1$ Н та глибині проникнення $\sim 1,5$ мкм.

Середнє значення мікротвердості вихідного зразка складає $H_{\text{сер}} \approx 4,89$ ГПа. Різниця між значеннями твердості знаходиться в діапазоні 3,9—6,2 ГПа. Після

зношування середнє значення підвищується до $H_{\text{цсер}} = 6,92$ ГПа, різниця значень складає 4,6—9,77 ГПа. У третини відбитків твердсть на поверхні зносу вища, ніж найбільше значення твердості вихідного зразка. Це дає підстави вважати, що ці відбитки отримані з областей, в структурі яких відбулось деформаційно-індуковане мартенситне перетворення.

Збільшення навантаження на індентор до 1 Н практично не впливає на значення твердості вихідного зразка $H_{\text{цсер}} = 4,8$ ГПа, але зменшує твердсть зразка після зносу — $H_{\text{цсер}} = 5,9$ ГПа, що свідчить про градієнтний характер деформації та фазово-структурні зміни в приповерхневому шарі під час зносу.

З підвищенням температури тертя спостерігається падіння мікротвердості в зоні зносу. Це пояснюється віддаленням від температури мартенситного перетворення, завдяки чому дія TRIP-ефекту послаблюється.

Список літератури

1. Гогаєв К.О., Подрезов Ю.М., Волощенко С.М. Нові області використання високоміцних чавунів. Наука про матеріали: досягнення та перспективи. Т. 1. К.: Академпер., 2018. 652 с.
2. Гогаєв К.О., Подрезов Ю.М., Волощенко С.М., Аскеров М.Г., Мінаков М.В., Луговський Ю.Ф. Аналіз деформаційного зміцнення ADI при температурах ізотермічного загартування. *Вісник Національного технічного університету «ХПІ»*. Серія: Нові рішення в сучасних технологіях. Харків: НТУ «ХПІ». 2020. № 1 (3). С. 3—8. doi: 10.20998/2413-4295.2020.03.01
3. Волощенко С.М. Бейнітний високоміцний чавун для ґрунтообробної техніки. *Агроперспектива*. 2006. № 7. С. 50—51.
4. Kovalev A., Wendler M., Jahn A., Weib A., Biermann H. Thermodynamic mechanical modeling of strain-induced α_0 -martensite formation in austenitic Cr—Mn—Ni As-cast steel: thermodynamic-mechanical modeling of straininduced α_0 -martensite formation. *Adv. Eng. Mater.* 2013. Vol. 15. P. 609—617.
5. Adel Nofal. Advances in the metallurgy and applications of ADI. *J. Metallurgical Engineering (ME)*. 2013. Vol. 2, is. 1. P. 1—18.
6. Li X.H., Saal P., Gan W.M., Hoelzel M., Volk W., Petry W., and Hofman M. Strain-induced martensitic transformation kinetic in austempered ductile iron (ADI). *Metallurgical Mater. Transactions*. 2018. Vol. 49A. P. 94—104. doi: 10.1007/s11661-017-4420-3
7. Гогаєв К.О., Подрезов Ю.М., Волощенко С.М., Аскеров М.Г., Мінаков М.В. Вплив вмісту Mn на фазовий склад та механічні властивості бейнітного чавуну (ADI). *Металознавство та обробка металів*. 2021. № 27 (100). С. 3—15. doi: 10.15407/mom2021.04.003
8. Волощенко С.М., Гогаєв К.О., Подрезов Ю.М., Мінаков М.В. Вплив температури ізотермічного гартування на деформаційне зміцнення ADI. *Металознавство та обробка металів*. 2020. № 1. С. 15—22.
9. Ahn T.H., Oh C.-S., Kim D.H., Oh K.H., Bei H., Georgec E.P. and Hana H.N. Investigation of strain-induced martensitic transformation in metastable austenite using nanoindentation. *Scripta Mater.* 2010. Vol. 63. P. 540—543. www.elsevier.com/locate/scriptamat
10. Гогаєв К.А., Подрезов Ю.Н., Волощенко С.М., Гринкевич К.Е., Ткаченко И.В., Коваленко М.В. Влияние температуры и условий нагружения на характеристики износа бейнитного чугуна. *Проблеми тертя та зношування*. 2017. № 3. С. 18—24.
11. Луговой Ю.Ф. Методика усталостных испытаний композиционных материалов при изгибе, полученных электронно-лучевым испарением. *Проблеми спец. електрометалургії*. 1987. № 4. С. 61—65.
12. Мильман Ю.Н., Галанов О.Н., Чугунова С.И., Гончарова И.В. Определение механических свойств малопластичных материалов методом индентирования. *Ceramics 50, Polish Ceramic Bulletin 12*. Краков: изд-во Польской академии наук. 1996. С. 95—102.

13. Minghoi Cai, Zyun Li Qi Chao, and Peter D. Hodson. A novel Mo and Nb microalloyed medium Mn TRIP steel with maximal ultimate strength and moderate ductility. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2014. Vol. 45A. P. 5624—5634.
14. Nyoungh Seok Park, Jong ChanHan, Nam Suk Lim, Chan Gyung Park. Nano-scale observation on the transformation behavior and mechanical stability of individual retained austenite in Cm_nSiAl TRIP steels. *Mater. Sci. Engineering A*. 2015. Vol. 627. P. 262—269. doi:10.1016/j.scriptamat.2010.05.024
15. Landesberger M., Koos R., Hofmann M., Li X., Boll T., Petry W., Volk W. Phase transition kinetics in austempered ductile iron (ADI) with regard to Mo content. *Materials*. 2020. Vol. 13. P. 52—66. doi:10.3390/ma13225266
16. Розенберг О.А., Новиков Н.В., Шейкин С.Е., Фирстов С.А., Подрезов Ю.Н., Даниленко Н.В. Формирование градиентной наноструктуры на поверхности деталей методом пластического деформирования. *Металлофиз. новейшие технологии*. 2004. Т. 26, № 11. С. 1493—1500.
17. Титан в медичних парах тертя. Монографія. Київ: ІНМ ім. В. М. Бакуля НАН України / Под ред. Дьоміна В.Ю., Шейкіна С.Є. Київ: Логос, 2019. 140 с.
18. Hong Chul Shin, Tae Kwon Ha, and Young Won Chang. Kinetics of deformation induced martensitic transformation in a 304 stainless steel. *Scripta Mater*. 2001. Vol. 45. P. 823—829.
19. Handayani D., Voigt R.C., Hayrynen K. Understanding the machinability of austempered ductile iron (ADI). *Mater. Sci. Forum*. 2018. Vol. 925. P. 311—317. doi:10.4028/www.scientific.net/MSF.925.311

References

1. Gogaev, K. O., Podrezov, Yu. M., Voloshchenko, S. M. (2018). New areas of use of high-strength cast iron. *Nauka pro materialy: dosyagnennya ta perspektyvy*. Vol. 1. K. Akademper, 652 p. [in Ukrainian].
2. Gogaev, K., Podrezov, Yu., Voloshchenko, S., Askerov, M., Minakov, N., Lugovskoy, Y. (2020). Analysis of strain hardening of ADI at isothermal hardening temperatures. *Visnyk Natsionalnogo tehničnogo universytetu "KhPI". Series: Novi rishennya v suchasnyh tehnologiyah*, Kharkiv: NTU "KhPI", No. 1 (3), pp. 3—8 [in Ukrainian]. doi: 10.20998/2413-4295.2020.03.01
3. Voloshchenko, S. M. (2006). Bainite high-strength cast iron for tillage machinery. *Agroperspektyva*, Vol. 7, pp. 50—51 [in Ukrainian].
4. Kovalev, A., Wendler, M., Jahn, A., Weib, A., Biermann, H. (2013). Thermodynamicmechanical modeling of strain-induced α_0 -martensite formation in austenitic Cr—Mn—Ni As-cast steel: thermodynamic-mechanical modeling of straininduced α_0 -martensite formation. *Adv. Eng. Mater.*, Vol. 15, pp. 609—617.
5. Adel Nofal (2013). Advances in the Metallurgy and Applications of ADI. *J. Metallurgical Engineering (ME)*, Vol. 2, is. 1, pp. 1—18.
6. Li, X. H., Saal, P., Gan, W. M., Hoelzel, M., Volk, W., Petry, W., Hofman M. (2018). Strain-induced martensitic transformation kinetic in austempered ductile iron (ADI). *Metallurgical and Materials Transactions*, Vol. 49A, Jan, pp. 94—104. doi: 10.1007/s11661-017-4420-3
7. Gogaev, K. O., Podrezov, Yu. M., Voloshchenko, S. M., Askerov, M. G., Minakov, M. V. (2021). The effect of Mn content on the phase composition and mechanical properties of bainite cast iron (ADI). *Metaloznavstvo ta obrobka metaliv*, Vol. 27 (100), pp. 3—15 [in Ukrainian]. doi: 10.15407/mom2021.04.003
8. Voloshchenko, S. M., Gogaev, K. O., Podrezov, Yu. M., Minakov, M. V. (2020). Effect of isothermal quenching temperature on ADI strain hardening. *Metaloznavstvo ta obrobka metaliv*, Vol. 1, pp.15—22 [in Ukrainian].
9. Ahn, T.-H., Oh, C.-S., Kim, D. H., Oh, K. H., Bei, H., Georgec, E. Hana, H. N. (2010). Investigation of strain-induced martensitic transformation in metastable austenite using nanoindentation. *Scripta Mater.*, Vol. 63, pp. 540—543. www.elsevier.com/locate/scriptamat/
10. Gogaev, K. O., Podrezov, Yu. M., Voloshchenko, S. M., Grinkevich, K. E., Tkachenko, I. V., Kovalenko, M. V. (2017). Influence of temperature and loading conditions on wear characteristics of bainitic cast iron. *Problemy tertya ta znoshuvannya*, Vol. 3, pp. 18—24 [in Ukrainian].

11. Lugovskoi, Yu. F. (1987). Methods of fatigue testing of composite materials during bending obtained by electron-beam evaporation. *Problemy spets. metalurgii*, Vol. 4, pp. 61—65 [in Russian].
12. Milman, Y. N. Galanov, O. N. Chugunova, S. I. Goncharova, I. V. (1996). Determining the mechanical properties of low-plastic materials by the indentation method. *Ceramics 50*, Polish ceramic bulletin 12, Krakow: Publishing House of the Polish Academy of Sciences, pp. 95—102 [in Russian].
13. Minghoi, Cai, Zyun, Li, Qi, Chao, Peter, D. Hodson. (2014). A novel Mo and Nb microalloyed medium Mn TRIP steel with maximal ultimate strength and moderate ductility. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 45A, pp. 5624—5634.
14. Hyoung, Seok Park, Jong,ChanHan, Nam ,Suk Lim, Chan, Gyung Park. (2015). Nano-scale observation on the transformation behavior and mechanical stability of individual retained austenite in CmnSiAl TRIP steels. *Mater. Sci. Engineering A*, Vol. 627, pp. 262—269. doi:10.1016/j.scriptamat.2010.05.024
15. Landesberger, M., Koos, R., Hofmann, M., Li, X., Boll, T., Petry, W., Volk, W. (2020). Phase transition kinetics in austempered ductile iron (ADI) with regard to Mo content. *Materials*, Vol. 13, pp. 52—66. doi:10.3390/ma13225266
16. Rosenberg, O. A., Novikov, N. V., Sheykin, S. E., Firstov, S. A., Podrezov, Y. N., Danylenko, N. V. (2004). Formation of gradient nanostructure on the surface of parts by the method of plastic deformation. *Metallofizich. Noveyshie tehnologii*, Vol. 26, No. 11, pp. 1493—1500 [in Russian].
17. Titanium in medical friction pairs. (2019). Monograph. Kyiv: INM named after V. M. Bakylya of the National Academy of Sciences of Ukraine / Ed. Dyomina, V. Yu. , Sheykina, S. E. K.: Logos, 140 p.
18. Hong, Chul Shin, Tae, Kwon Ha, Young, Won Chang (2001). Kinetics of deformation induced martensitic transformation in a 304 stainless steel. *Scripta Mater.*, Vol. 45, pp. 823—829.
19. Handayani, D., Voigt, R. C., Hayrynen, K. (2018). Understanding the machinability of austempered ductile iron (ADI). *Mater. Sci. Forum*, Vol. 925, pp. 311—317. doi:10.4028/www.scientific.net/MSF.925.311

Durometric analysis of hardening of the near-surface layer of ADI during friction at the influence of the TRIP effect

Yu. M. Podrezov*, N. V. Minakov, B. V. Shurigin, A. A. Golubenko,
K. E. Grinkevich, M. G. Askerov, K. O. Gogaev

I. M. Frantsevich Institute for Problems of Materials Science of NAS of Ukraine, Kyiv
*E-mail: yupodrezov@ukr.net

Features of strengthening of the near-surface layer of ADI during friction due to strain-induced martensitic transformation were analyzed by durometric methods. Indentation under continuous loading (Meyer hardness, HM) and Vickers microhardness H_{μ} were used. Pop-ins are observed on the ADI continuous load curves, which indicate martensitic transformations during indentation. The effect usually exists at a load of $\sim 0,1$ H and an depth of $\sim 1,5$ μ k. The average microhardness of the initial sample is $H_{\mu} \approx 4,89$ GPa. After wear, the average value increases to $H_{\mu} \approx 6,92$ GPa. Statistical analysis of the microhardness distribution of the sample after wear revealed that a third of the indentations have abnormally high hardness, which is characteristic of deformation-induced martensite. Probably, these indents are obtained from regions of the structure where deformation-induced martensitic transformation took place. Increasing the indentation load practically does not affect the determination of the microhardness of the initial sample, but reduces the hardness of the sample after wear. This indicates the gradient nature of deformation and phase-structural rearrangements in the near-surface layer during wear. As the friction temperature increases, there is a decrease in microhardness in the wear zone. This is explained by the departure from the temperature range of the martensitic transformation, due to which the TRIP effect is weakened. The maximum degradation of microhardness is observed between room temperature and 50 °C.

Keywords: ADI materials, durometric studies, TRIP-effect, wear.