

Ж. В. КРАЄВСЬКА, О. О. ВОЛКОВ, В. В. СУББОТИНА, М. А. ПОГРІБНИЙ

ДОСЛІДЖЕННЯ СТРУКТУРНИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ, ЩО ВІДБУВАЮТЬСЯ В СТАЛЯХ В ПРОЦЕСІ ДОДАТКОВОГО ФРИКЦІЙНО-ДЕФОРМАЦІЙНОГО ЗМІЦНЕННЯ

Досліджено структурні зміни, які відбуваються в сталях у процесі додаткового фрикційно-деформаційного зміцнення (ДФДЗ). Завдяки комбінації термічної та механічної дії відбуваються глибокі структурні перетворення у приповерхневих шарах матеріалу. Методом металографічного аналізу встановлено характер зміни мікроструктури шарів та показано морфологію структури зміцнених зразків в перерізі. Розглянуто результати вимірювання мікротвердості та досліджено вплив ДФДЗ на зміну мікротвердості в перерізі зразків із сталей з різним вмістом вуглецю.

Ключові слова: додаткове фрикційно-деформаційне зміцнення, структура, термічне оброблення, мікротвердість, «білий шар», діаграма стану, гартування, відпускання, зміцнення.

Zh. KRAIEVSKA, O. VOLKOV, V. SUBBOTINA, M. POHRIBNYI

INVESTIGATION OF STRUCTURAL TRANSFORMATIONS OCCURRING IN STEELS DURING ADDITIONAL FRICTION-DEFORMATION STRENGTHENING

In the face of increased operational requirements for machine and mechanism parts, there is a growing need for effective methods to improve the wear resistance and durability of parts operating under intense friction, loads and variable temperature conditions. One of the most promising areas in this field is additional frictional-deformation strengthening (AFDS), which combines the effects of localised thermal impact and plastic deformation under friction. Due to the combination of thermal and mechanical effects, deep structural changes occur in the near-surface layers of the material. Such changes significantly improve the performance characteristics of steel, including its hardness, fatigue strength and wear resistance. The significance of the study increases when it comes to steels with different carbon contents, as carbon significantly affects the nature of structural transformations in the near-surface layers during hardening. Different carbon contents cause differences in phase components, diffusion rates, the tendency to form carbide phases, and the formation of zones such as the 'white layer'. Structural changes occurring in steels during the process of additional friction-deformation strengthening (AFDS) have been investigated. As a result of the combined thermal and mechanical effects, significant structural transformations occur in the near-surface layers of the material. Using metallographic analysis, the nature of microstructural changes in the layers is determined and the morphology of the structure of the hardened samples in cross-section is demonstrated. The results of microhardness measurements are considered and the influence of AFDS on the change in microhardness in the cross-section of steel samples with different carbon content is investigated.

Keywords: additional friction-deformation strengthening, structure, heat treatment, microhardness, 'white layer', condition diagram, quenching, tempering, hardening.

Вступ. В умовах підвищених експлуатаційних вимог до деталей машин і механізмів, зростає потреба в ефективних методах підвищення зносостійкості та довговічності деталей, що працюють в умовах інтенсивного тертя, навантажень і змінного температурного режиму. Одним із перспективних напрямів у цій сфері є додаткове фрикційно-деформаційне зміцнення (ДФДЗ), яке поєднує дію локалізованого теплового впливу та пластичного деформування при терті. Завдяки комбінації термічної та механічної дії відбуваються глибокі структурні перетворення у приповерхневих шарах матеріалу. Такі зміни суттєво покращують експлуатаційні характеристики сталі, зокрема її твердість, втомну міцність і стійкість до зношування. Значущість дослідження зростає, коли йдеться про сталі з різним вмістом вуглецю, оскільки саме вуглець істотно впливає на характер структурних перетворень у приповерхневих шарах під час зміцнення. Різний вміст вуглецю зумовлює відмінності у фазових складових, швидкості дифузійних процесів, схильності до утворення карбідних фаз, а також у формуванні таких зон, як «білий шар».

Аналіз останніх досягнень і публікацій. Термічне оброблення (ТО) полягає у нагріванні сталі до обраної температури, витримці для рівномірного прогрівання виробу та завершення

фазових перетворень і у подальшому охолодженні з певною швидкістю. Таким чином, головні параметри ТО – температура нагрівання t , час витримки τ , швидкість охолодження $V_{\text{ох}}$. [1].

Мета термічного оброблення – отримати необхідну структуру для забезпечення потрібних властивостей без зміни хімічного складу сталі [1].

Всі режими термічного оброблення призначаються у відповідності з так званими «фазовими діаграмами», які є графічним відображенням залежності врівноваженого фазового складу сплаву від його хімічного складу, температури та іноді – тиску. Фазові діаграми експериментально визначені для багатьох відомих матеріалів, і така задача є актуальною для нових сплавів.

Зокрема, для системи «залізо – вуглець» відомі і широко застосовуються на практиці діаграми стану у видах, що наведений на рис. 1. Тут по осі ординат відображено температуру в градусах Цельсія, по осі абсцис – вміст вуглецю в сплаві [2].

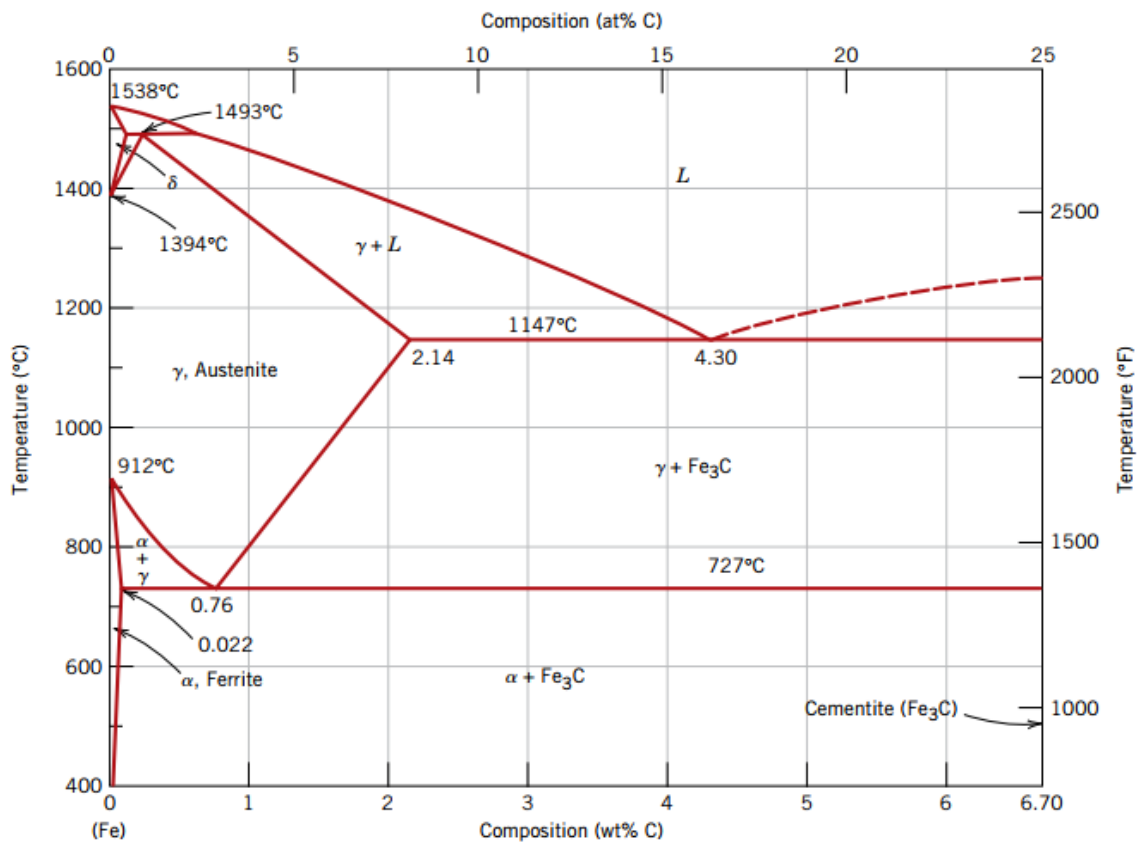


Рис. 1 – Діаграма стану Fe-Fe₃C [2]

Розглянемо відомі трактування призначення та специфіки деяких видів термічного оброблення.

Гартування – нагрівання сталі вище лінії GSE з подальшим швидким охолодженням. При швидкому охолодженні розпад аустеніту з виділенням цементиту і фериту не встигає пройти, і аустеніт перетворюється на мартенсит, який має високу твердість. Мартенситне перетворення має бездифузійний характер, відбувається перебудова ГЦК-решітки аустеніту в ОЦК без виділення з розчину вуглецю, що призводить до трансформації кубічної решітки в тетрагональну. Гартування – термічна операція для надання сталі міцності, твердості, пружності, тобто покращення її механічних властивостей. Воно передбачає нагрівання сталі до температур, які перевищують температури фазових перетворень, витримування при цих температурах і швидке охолодження [3].

Гартування, яке також здійснюється з перекристалізацію початкової структури металу, має суттєві особливості. Зокрема, при термічному обробленні залізобуглецевих сплавів воно здійснюється шляхом нагрівання до температури на 30 – 50 градусів вище за A_{C3} для доєвтектоїдних сталей або A_{C1} для заєвтектоїдних сталей з витримкою для завершення фазових перетворень і подальшим охолодженням зі швидкістю вище критичної. При нагріванні доєвтектоїдної сталі до вказаної вище температури вихідна структура «перліт+ферит» перетворюється на аустенітну структуру, яка при подальшому охолодженні зі швидкістю вище критичної перетворюється на мартенсит. Таке гартування називають повним [3].

При нагріванні доєвтектоїдної сталі вище A_{C1} , але нижче A_{C3} після охолодження поряд з мартенситом зберігаються ділянки фериту, що не зазнають попереднього перетворення на аустеніт при нагріванні. Присутність фериту знижує твердість сталі після гартування та її механічні властивості після відпускання. Тому таке неповне гартування для доєвтектоїдних сталей, як правило, не застосовують [3].

Нагрівання сталі значно вище за температуру A_{C3} викликає зростання зерен аустеніту, що призводить до утворення при охолодженні крупногочастого мартенситу і погіршення в'язкості. Крім того, перегрів збільшує деформацію деталей, які піддаються гартуванню, підсилює тріщиноутворення і знеуглецювання [3].

Заєвтектоїдні сталі при гартуванні нагрівають до температури $A_{C1} + (50 \dots 70 \text{ } ^\circ\text{C})$. При цьому утворюється аустеніт, але зберігається деяка кількість цементиту. Тому після гартування в основній мартенситній структурі присутні частинки цементиту, що не розчинився при нагріванні. Ця структура забезпечує вищу твердість, тріщиностійкість і зносостійкість у порівнянні з тією, що отримується при гартуванні з нагріванням вище за A_{cm} , тобто із зони однорідного аустеніту. В результаті такого більш високого нагрівання сталь отримує структуру крупногочастого мартенситу без цементиту, але з підвищеною кількістю залишкового аустеніту. Цементит має вищу твердість, ніж мартенсит; присутність аустеніту одночасно знижує твердість. Нагрівання вище A_{C3} , крім того, погіршує міцність через укрупнення зерна і збільшує деформацію виробу при гартуванні [3].

Низькотемпературне відпускання сталей проводять з нагріванням до температури 150 – 250 $^\circ\text{C}$ і витримкою протягом 3 – 4 год. Таке оброблення знижує внутрішні напруження, переводить мартенсит гартування у відпущений мартенсит. У результаті, підвищується міцність і декілька – в'язкість без помітного зниження твердості. Загартована середньо- і високовуглецева сталі після низького відпускання зберігають твердість у межах 58 – 64 HRC, а отже, високу зносостійкість. Проте такий виріб (якщо він не має в'язкої серцевини) не призначений для сприйняття динамічних навантажень. Тому низькотемпературному відпусканню піддають різальні та вимірювальні інструменти з вуглецевих і низьколегованих сталей, а також деталі, що зазнають поверхневе гартування, цементацію і т.п. [3].

Умовою утворення мартенситу є охолодження зі швидкістю, вищою за критичну. За такого охолодження відбувається перетворення решітки ГЦК на ОЦК, а дифузія вуглецю, внаслідок низької температури, дуже сповільнюється, тобто теоретично вміст вуглецю в мартенситі залишається таким самим, як і в аустеніті. Мартенситному перетворенню притаманні деякі характерні особливості, що відрізняють його від перетворень у перлітному та бейнітному інтервалах [1]:

1. Мартенсит утворюється за швидкості охолодження, більшої за критичну.
2. Мартенситне перетворення відбувається без інкубаційного періоду.
3. Мартенситне перетворення практично не розвивається під час ізотермічної витримки M_n .
4. Мартенситне перетворення здійснюється зі швидкістю, близькою до швидкості звуку в сталі (близько 5000 м/с). При будь-якій температурі в інтервалі M_p – M_k , з такою швидкістю (вибухоподібно) утворюється певна кількість мартенсту, і перетворення припиняється. Для його продовження необхідно знижувати температуру.

5. Питомий об'єм мартенситу більший, ніж аустеніту, тому під час мартенситному перетворенні об'єм зразка (виробу) збільшується;

6. Температури початку (M_p) і кінця (M_k) мартенситного перетворення не залежать від швидкості охолодження. Вони залежать від хімічного складу сталі. Чим більший вміст вуглецю, тим нижчі M_p і M_k . Аналогічним чином на ці температури впливають практично всі легувальні елементи [1].

Важливим аспектом є той факт, що можна здійснювати ДФДЗ, якщо в структурі сталі після гартування є певна кількість аустеніту залишкового. Поява такої структури залежить від вмісту вуглецю в сталях, від чого, в свою чергу, залежить рівень температури закінчення мартенситних перетворень (M_k). Це детально проілюстровано на рис. 2, де представлена відповідна залежність в графічному вигляді.

Якщо точка M_k лежить нижче за кімнатну температуру, то за умови охолодження до $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ в структурі сталі поряд з мартенситом ще зберігається неперетворений аустеніт. Такий аустеніт називається залишковим [1].

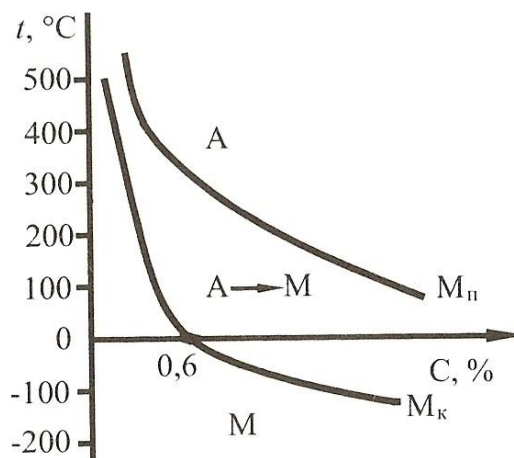


Рис. 2 – Вплив вуглецю на температуру мартенситних точок M_p та M_k [1]

Також ДФДЗ доцільно проводити і у випадку, якщо складова аустеніту залишкового відсутня, а замість неї наявна складова цементиту, що характеризується підвищеним рівнем твердості, хоча слід відмітити, що структура аустеніту залишкового характеризується високою здатністю до наклепу. Додаткове фрикційно-деформаційне зміцнення сталей, яке досліджується характеризується тим, що кожна з цих сталей була зміцнена до рівня, перевищуючого максимально можливий, що досягається термічним шляхом.

Мета та постановка задачі. Дослідити вплив змісту вуглецю в сталях на формування структури та зміни твердості в основній частині зразків та зміцненому шарі.

Основні положення та результати досліджень. Способи отримання поверхневих «білих шарів» з високою твердістю є актуальним науково-промисловим завданням. Це питання досліджували і раніше [4-8], проте важливим експлуатаційним фактором для виробів, одночасно з твердістю, є товщина отриманих зміцнених «білих шарів». Це важливо, оскільки деякі вироби потребують високої якості поверхні, що вимагає фінішного (чистового) шліфувального оброблення [9], і тому доцільно аналізувати глибину сформованого шару, враховуючи припуски на механічне фінішне оброблення. Відповідно, доцільно, при аналізі ДФДЗ сталей з різним вмістом вуглецю, досліджувати як глибину, так і рівень зміцнення поверхневих шарів зразків та потенційних виробів.

З метою дослідження структурних перетворень, що відбуваються в сталях в процесі ДФДЗ, поверхневому зміцненню піддавались зразки лінійки (ряду) вуглецевих сталей, які характеризуються простим хімічним та фазовим складом, а саме: Сталь 20, 45, У7, У12, що були обрані за низкою показників, як матеріали для потенційних виробів, де можна ефективно

застосовувати цей вид додаткового оброблення. Мікроструктури зазначеного ряду вуглецевих сталей після ДФДЗ представлені на рис. 3.

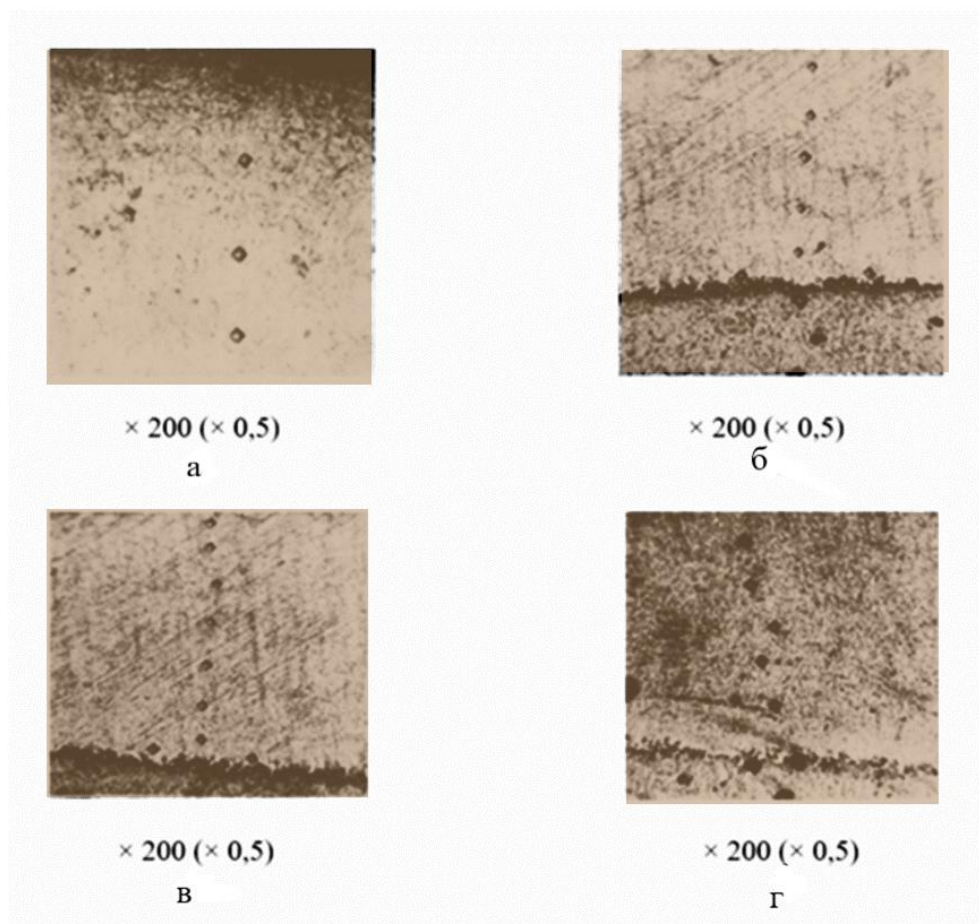


Рис. 3 – Вплив ДФДЗ на структуру вуглецевих сталей з різним вмістом вуглецю після попереднього гартування (Режим ДФДЗ: $S = 30$ мм/с; $t = 0,7$ мм):
а – сталь 20; б – сталь 45; в – сталь У7; г – сталь У12

Під час проведення металографічного аналізу зразків після оброблення було виявлено формування типових «білих шарів» у всіх досліджених сталях — зон з високим рівнем мікротвердості та характерною структурою деформованого мартенситу, для якого характерна більш висока дисперсність мікроструктури.

У сталі 20 виявлено тонкий шар із незначним підвищенням мікротвердості (до 9000 МПа) та глибиною до 200 мкм. Нижче сформувалась зона зменшення зі структурами перлітного і феритного типу. Глибше розташувалась структура збідненого на вуглець мартенситу відпускання з мікротвердістю до 350 кгс/мм², низький рівень якої пояснюється домінуванням у стані перед загартуванням структурної складової α -ферит. У сталі 45 формувався більш розвинений зміцнений шар товщиною 370 мкм, із мікротвердістю до 1250 кгс/мм². Зона зменшення є незначною, а структура мартенситу, яка розташована нижче має мікротвердість до 800 кгс/мм². Для сталі У7 зафіксовано найвищі показники зміцнення: максимальна мікротвердість до 1600 кгс/мм², глибина зміцнення - 550 мкм, структура рівномірна, з чітко вираженим зміцненим шаром та мінімальною зоною зменшення. Внутрішній шар має мікротвердість до 750 кгс/мм². У сталі У12, незважаючи на вищий вміст вуглецю, поверхнева мікротвердість складає до 1200 кгс/мм², а товщина білого шару зменшилась до 450 мкм. Зона зменшення є більш вираженою, однак серцевина має високу мікротвердість до 680 кгс/мм², що, ймовірно, зумовлено змінами теплопровідності та структурною перебудовою під час оброблення. Таким чином, результати досліджень демонструють, що під впливом додаткового

фрикційно-деформаційного зміцнення у сталях формується поверхневий зміцнений шар із високою мікротвердістю, зумовлений утворенням деформованого мартенситу. Найвищу ефективність зміцнення було зафіксовано у сталі У7, що свідчить про оптимальне співвідношення вмісту вуглецю до отриманих механічних властивостей при однакових умовах оброблення.

Що вища в сталі концентрація вуглецю і легувальних елементів, то більша кількість залишкового аустеніту. У вуглецевих сталях залишковий аустеніт фіксується в структурі за вмісту вуглецю понад 0.6%, проте кількість його не велика, і він практично не змінює властивостей сталі. Вплив залишкового аустеніту проявляється в сталях, що містять 1% вуглецю і вище, особливо в легованих, у яких кількість аустеніту може досягати 20-30%, дивитись рисунок: [1].

Результати досліджень мікротвердості та глибини зміцненого шару сталей після ДФДЗ представлені у табл. 1:

Таблиця 1 – Вплив ДФДЗ на властивості сталей

Марка сталі		Фактори та умови оброблення	Глибина зміцнення, мкм	Мікротвердість зміцненого шару, кгс/мм ²	Мікротвердість основної частини зразка, кгс/мм ²
ЖОРСТКИЙ РЕЖИМ ДФДЗ S=30 мм/с, t=0,7мм					
Матеріал дослідних зразків	20	Попереднє гартування + низькотемпературне відпускання + ДФДЗ	200	900	350
	45		370	1250	500
	У7		550	1600	750
	У12		450	1150	680

Для наочної демонстрації різниці значень глибини зміцнення, а також мікротвердості зміцненої та основної частини зразків зі сталей з різним вмістом вуглецю представлені рис.4 та 5:

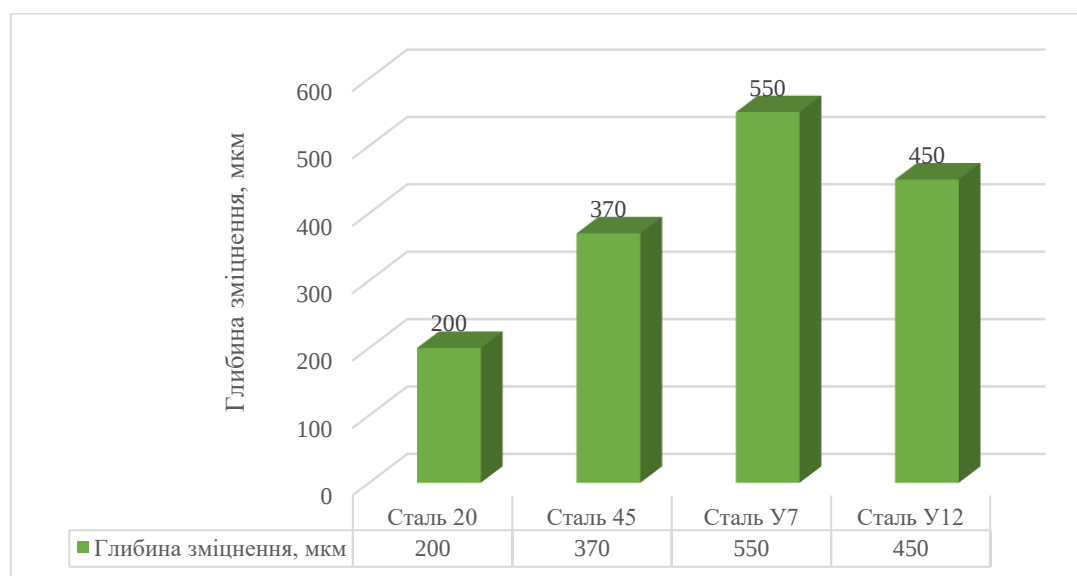


Рис. 4 – Глибина поверхневого зміцнення дослідних сталей, що отримана в процесі ДФДЗ

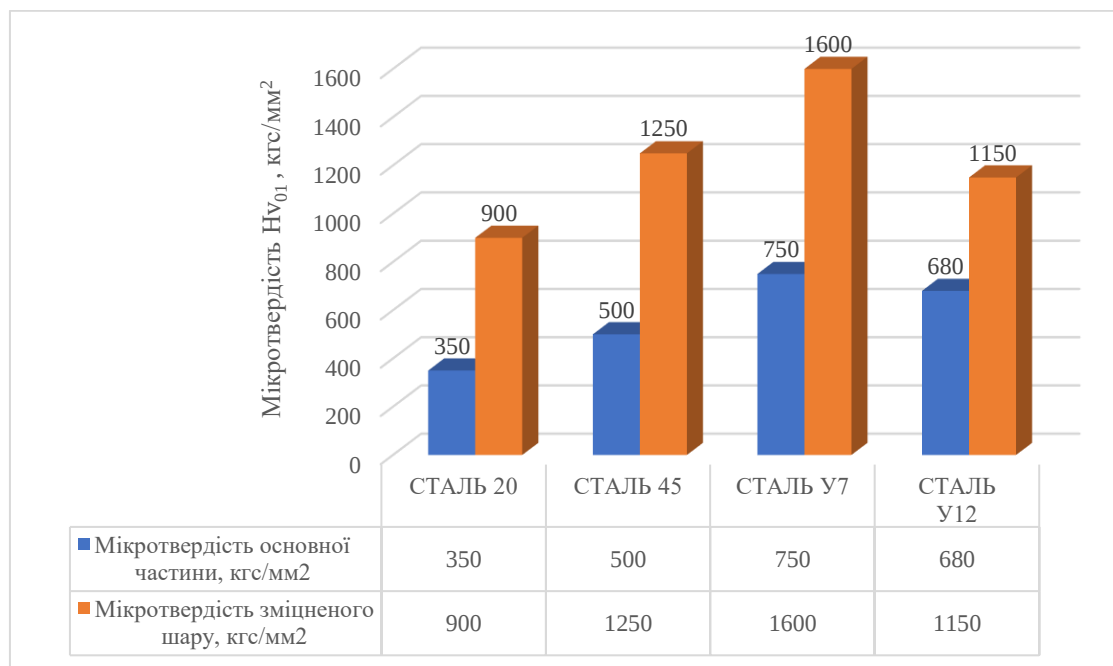


Рис. 5 – Результати вимірювання мікротвердості після ДФДЗ дослідних сталей в перерізі зразків

Аналіз результатів досліджень. Аналіз результатів дослідження мікроструктури і мікротвердості сталей марок: 20, 45, У7, У12 після ДФДЗ показав, що їх поверхневий додатково зміцнений шар може мати мікроструктуру мартенситу, який зазнав деформації та має більш високу мікротвердість. Таким чином, показано, що серед умов для додаткового зміцнення є оптимальний вміст вуглецю, який, за результатами даних досліджень, складає 0.65-0.8%. Такий вміст дозволяє максимально повно відбутися мартенситному перетворенню в процесі гартування. Збільшення вмісту вуглецю до рівня понад 0.8% провокує появу, в структурі сталі при гартуванні, аустеніта залишкового, який знижує загальний рівень твердості матеріалу, хоча і має певний потенціал для наклепування при подальшому деформуванні. Тому на рис.4 та 5 продемонстровано зниження в сталі У12 як глибини зміцнення, так і мікротвердості поверхневого «білого шару», що отриманий під час ДФДЗ, порівняно з показниками щодо сталі У7.

Висновки. Тож аналіз мікроструктури лінійки вуглецевих сталей від низько- до високовуглецевих, показав схожу морфологію структури в перерізі зразків усіх цих сталей після ДФДЗ, тобто наявність поверхневого зміцненого шару та підповерхневого знеміцненого шару. Проте, навіть візуально, можна виділити сталь, де досягнуто максимальні характеристики зміцнення – Сталь У7.

Список літератури:

1. Дяченко С.С., Дошечкіна І.В., Мовлян А.О., Плешаков Е.І. / Матеріалознавство. Підручник /Харків: ХНАДУ, 2007. – 440 с.
2. Callister Jr, W. D., & Rethwisch, D. G. Materials science and engineering: an introduction. John wiley & sons, 2020.
3. Должанський А. М., Максакова О. С., Черноіваненко К. О. та ін. Технічне регулювання та контроль на підприємстві : підручник ; за ред. А. М. Должанського. Дніпро : Свідлер А.Л., 2023. Т. 2 : Технології та дефекти продукції металургії. 632 с.
4. Volkov O.A. Study of heat deformation influence in surface strain hardening of steel by thermofriction processing. Eastern-European journal of enterprise technologies. 2016. Vol. 2. № 5 (80). P. 38–44.
5. Голубець В.М., Кірик М.Д., Капраль Ю.Р., Рудь А.Є. Фізико-механічні характеристики зміцненого високошвидкісним тертям наноструктурного шару на сталі 45. Науковий вісник Національного лісотехнічного університету України : зб. наук.-техн. пр. Львів : РВВ НЛТУ України, 2012. Вип. 22.13. С. 114–117.
6. Рудь А.Є. Особливості зміцнення високошвидкісним тертям з попутною подачею заготовки. Науковий

- вісник НЛТУ України. 2009. Вип. 19.3. С. 120–125.
7. Манько О.В., Стецько Ю.Б., Білявський М.Л. Утворення білого шару при фрикційно-зміцнюючій обробці тонких пластин. Процеси механічної обробки в машинобудуванні. 2005. Вип. 1. С. 146–157.
 8. Гурей Т.А. Дослідження точності зміцнених поверхонь деталей машин після їх фрикційної обробки. Прогресивні технології і системи машинобудування. Міжнародний збірник наукових праць. Донецьк, 2009. Вип. 38. С. 61–65.
 9. Погрібний М.А., Сизий Ю.А., Волков О.О. Дослідження структури сталі після ТФО і чистового шліфування. Вісник Харківського національного технічного університету сільського господарства «Технічний сервіс АПК, техніка та технології у сільськогосподарському машинобудуванні». Харків, 2007. Вип. 61. С. 255–260.

References (transliterated):

1. Diachenko S.S., Doshchechkina I.V., Movlian A.O., Pleshakov E.I. / Materialoznavstvo. Pidruchnyk /Kharkiv: KhNADU, 2007. – 440 s.
2. Callister Jr, W. D., & Rethwisch, D. G. Materials science and engineering: an introduction. John wiley & sons, 2020.
3. Dolzhanskyi A. M., Maksakova O. S., Chornoivanenko K. O. ta in. Tekhnichne rehuliuвання ta kontrol na pidpriemstvi : pidruchnyk ; za red. A. M. Dolzhanskoho. Dnipro : Svidler A.L., 2023. T. 2 : Tekhnolohii ta defekty produktsii metalurhii. 632 s.
4. Volkov O.A. Study of heat deformation influence in surface strain hardening of steel by thermofriction processing. Eastern-European journal of enterprise technologies. 2016. Vol. 2. № 5 (80). P. 38–44.
5. Holubets V.M., Kyrk M.D., Kapral Yu.R., Rud A.Ie. Fyzyko-mekhanichni kharakterystyky zmitsnenoho vysokoshvydkisnym tertiam nanostrukturnoho sharu na stali 45. Naukovyi visnyk Natsionalnoho lisotekhnichnoho universytetu Ukrainy : zb. nauk.-tekhn. pr. Lviv : RVV NLTU Ukrainy, 2012. Vyp. 22.13. S. 114–117.
6. Rud A.Ie. Osoblyvosti zmitsnennia vysokoshvydkisnym tertiam z poputnoiu podacheiu zahotovky. Naukovyi visnyk NLTU Ukrainy. 2009. Vyp. 19.3. S. 120–125.
7. Manko O.V. Stetsko Yu.B., Biliavskyi M.L. Utvorennia biloho sharu pry fryktsiino-zmitsniuiuchii obrobtsti tonkykh plastyn. Protsesi mekhanichnoi obroby v mashynobuduvanni. 2005. Vyp. 1. S. 146–157.
8. Hurei T.A. Doslidzhennia tochnosti zmitsnennykh poverkhon detalei mashyn pislia yikh fryktsiinoi obroby. Prohresyvnii tekhnolohii i systemy mashynobuduvannia. Mizhnarodnyi zbirnyk naukovykh prats. Donetsk, 2009. Vyp. 38. С. 61–65.
9. Pohribnyi M.A., Syzyi Yu.A., Volkov O.O. Doslidzhennia struktury stali pislia TFO i chystovoho shlifuvannia. Visnyk Kharkivskoho natsionalnoho tekhnichnoho universytetu silskoho hospodarstva «Tekhnichniy servis APK, tekhnika ta tekhnolohii u silskohospodarskomu mashynobuduvanni». Kharkiv, 2007. Vyp. 61. S. 255–260.

Надійшла (received) 23.05.2025

Відомості про авторів /About the Authors

Краєвська Жанна Владиславівна (Zhanna Kraievska) – Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут», аспірантка кафедри матеріалознавства; м. Харків, Україна; ORCID: <https://orcid.org/0009-0006-8741-2623>; e-mail: 3294280@gmail.com.

Волков Олег Олексійович (Oleh Volkov) – кандидат технічних наук, доцент, Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут», доцент кафедри матеріалознавства; м. Харків, Україна; ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-8797-0322>; e-mail: volkovoleg1978@gmail.com.

Субботіна Валерія Валеріївна (Valeriia Subbotina) – доктор технічних наук, доцент, Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут», завідувачка кафедри матеріалознавства; м. Харків, Україна; ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-3882-0368>, e-mail: subbotina.valeri@gmail.com.

Погрібний Микола Андрійович (Mykola Pohribnyi) – кандидат технічних наук, доцент, Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут», професор кафедри матеріалознавства; м. Харків, Україна; ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1689-3830>; e-mail: pohrebnoy1950@gmail.com.