

Особливості модифікації приповерхневого шару вуглецевих сталей імпульсним лазером

О. І. Дудка, О. Д. Хращевський, В. Ю. Пулковський,
М. О. Єфімов*, К. О. Єфімова*, М. І. Даниленко*

Національний технічний університет України "КПІ ім. Ігоря Сікорського",
Київ

*Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України,
Київ, e-mail: e_efimova@ukr.net

Досліджено вплив опромінення короткоімпульсним наносекундним лазером на структуру приповерхневого шару вуглецевих сталей в порівнянні з опроміненням лазером із мілісекундною тривалістю імпульсу. Показано, що після обробки вуглецевих сталей У8 і 45 опроміненням надкороткоімпульсним наносекундним лазером в поверхневому шарі фіксується присутність нерівноважного аустеніту, однак при цьому не реєструється зміна форми рентгенівських дифракційних ліній α -Fe, що характерно для мартенситного перетворення. Також встановлено, що опромінення лазером з тривалістю імпульсу близько 3 нс в вуглецевих сталях викликає ефект лазерного гарту — утворення мартенситно-аустенітної структури. Комбінований вплив цих лазерів призводить до різкого подрібнення елементів субструктури приповерхневого шару.

Ключові слова: модифікація, приповерхневий шар, надкороткоімпульсний наносекундний лазер, імпульсний мілісекундний лазер.

Вступ

Застосування лазерного опромінення і імпульсних плазмових потоків для поверхневого зміцнення металів і сплавів шляхом зміни структури приповерхневого шару в результаті безпосереднього впливу стало об'єктом пильної уваги вчених завдяки унікальним можливостям подібних технологій. У порівнянні з раніше відомими способами (азотування, цементація, нітроцементація і ін.) модифікація поверхні металевих виробів концентрованими потоками енергії має цілу низку переваг, а саме високу швидкість процесу, мінімальний обсяг подальшої механічної обробки, економію легуючого матеріалу, контрольованість процесу.

Опромінення лазером є потужним засобом значного нелінійного впливу на поверхню матеріалів. Лазерній обробці поверхонь різних матеріалів присвячено значну кількість робіт, в яких, як правило, розглянуто вплив лазерного опромінення з імпульсами мілісекундної тривалості [1, 2]. Метою цієї роботи є дослідження впливу опромінення надкороткоімпульсним лазером з імпульсами наносекундної тривалості на вуглецеві сталі.

Матеріали та методика досліджень

Для обробки поверхні зразків сталей використовували лазери двох типів.

© О. І. Дудка, О. Д. Хращевський, В. Ю. Пулковський, М. О. Єфімов,
К. О. Єфімова, М. І. Даниленко, 2016

1. Рубіновий лазер, що працює в режимі модульованої добротності, з наступними технічними параметрами: енергія імпульсу $E \sim 1$ Дж, середня тривалість імпульсу $\tau = 20\text{—}30$ нс, частота імпульсів $\omega = 15$ Гц, діаметр ділянки, що опромінюється, $D = 3,5$ мм. Відповідно, потужність імпульсу $W = E/t = (3\text{—}5) \cdot 10^7$ Вт і питома потужність $w = W/S = (3\text{—}5) \cdot 10^8$ Вт/см². Імпульс з такою потужністю викликає на поверхні випаровування матеріалу і утворення плазми, при цьому в матеріалі розповсюджується фронт ударної хвилі з тиском близько 1 ГПа, який зменшується з віддаленням від поверхні і на глибині 0,4 мм стає рівним 0,2 ГПа. Зона термічного впливу при такому короткому імпульсі складає не більше 1 мкм [3].

2. Неодимовий лазер на алюмоітрієвому гранаті YAG Nd³⁺, що працює в режимі вільної генерації, з наступними параметрами: енергія імпульсу $E \sim 30$ Дж, середня тривалість імпульсу $\tau = 3$ мс, частота імпульсів $\omega = 10$ Гц, діаметр ділянки, що опромінюється, $D = 2,5$ мм, потужність імпульсу $W = 104$ Вт, питома потужність $w = 2 \cdot 10^5$ Вт/см². Такий імпульс випаровування практично не викликає, але розплавляє метал на глибину 250—300 мкм з наступним загартуванням як з рідкого стану, так і із зони термічного впливу [1].

Вплив нано- та мілісекундного лазерів вивчали на сталях У8 і 45. Зразки вирізали з прокатаних листів товщиною 1—4 мм, потім піддавали механічному шліфуванню та поліруванню. Опромінення здійснювали при поступальному зміщенні зразка під променем лазера за допомогою мікрометра. У кожній точці області, яка опромінювалася, робили 5—7 імпульсів при зміщенні на 0,5 мм між точками. Довжина опроміненої доріжки сягала 5 см, а опромінена площа складала 7,5 см².

Структурні дослідження проводили методами рентгеноструктурного аналізу (дифрактометр ДРОН-3М в FeK_α-випромінюванні у режимі покрового сканування) і просвічуючої електронної мікроскопії (ПЕМ) (мікроскоп JEM-100CX). Для ПЕМ дослідження зразки товщиною 100 мкм механічно полірували з боку, протилежного лазерному впливу. Далі об'єкт піддавали електролітичному односторонньому поліруванню. Отриманий препарат для ПЕМ досліджень відповідав глибині 10 мкм від поверхні зразка.

Рентгенографічний аналіз приповерхневої області сталей У8 і 45 після лазерного опромінення

Рентгенограми, отримані з поверхні вуглецевих сталей У8 і 45, показали, що після опромінення як нано-, так і мілісекундним лазерами, а також їх комбінацією поряд з дифракційними лініями α -Fe з'являються лінії γ -Fe (більш інтенсивні в сталі У8). Видно, що в сталі У8 слабкі лінії, які відповідають цементиту Fe₃C, зберігаються і після опромінення мілісекундним лазером. У деяких випадках фіксуються лінії, які відповідають оксиду заліза FeO (рис. 1). Останнє пояснюється тим, що опромінення проводили на повітрі і оброблена поверхня була трішки окислена, а це особливо сильно проявляється після комбінованого впливу лазерів обох видів. У цьому випадку лінії залишкового аустеніту мають найбільшу інтегральну інтенсивність. Це свідчить про те, що комбінована дія ударної обробки (наносекундний лазер) і лазерного гарту (мілісекундний лазер) приводить до утворення максимальної кількості залишкового аустеніту в поверхневому модифікованому шарі вуглецевих сталей.

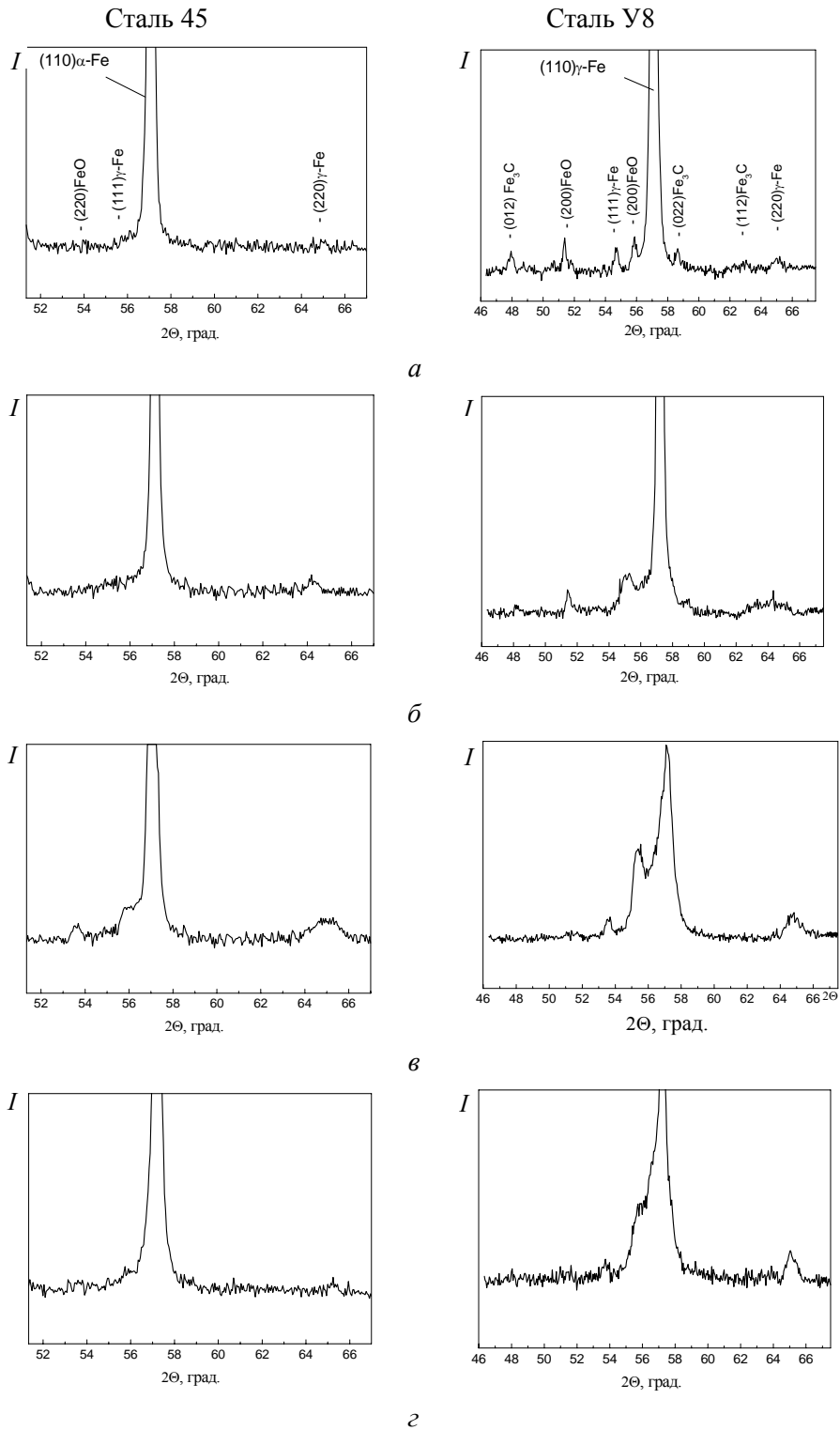


Рис. 1. Частина дифрактограм сталей 45 та У8 після опромінення лазерами різних видів: *a* — початковий стан; *б* — наносекундним лазером; *в* — комбінований вплив нано- та мілісекундного лазерів; *г* — мілісекундним лазером. Зйомка в FeK_{α} -випромінюванні.

Формування структури модифікованого шару в вуглецевих сталях під дією лазерного опромінення

Електронно-мікроскопічні дослідження приповерхневого шару вуглецевих сталей показали, що вихідна структура сталі 45 представляє собою суміш зерен надлишкового фериту і пластинчастого перліту (рис. 2, *а*), при цьому вона характеризується досить високою щільністю дислокацій. Структура сталі У8 в початковому стані формується з зернистого перліту, в якому цементит має форму, близьку до глобулярної (рис. 2, *б*).

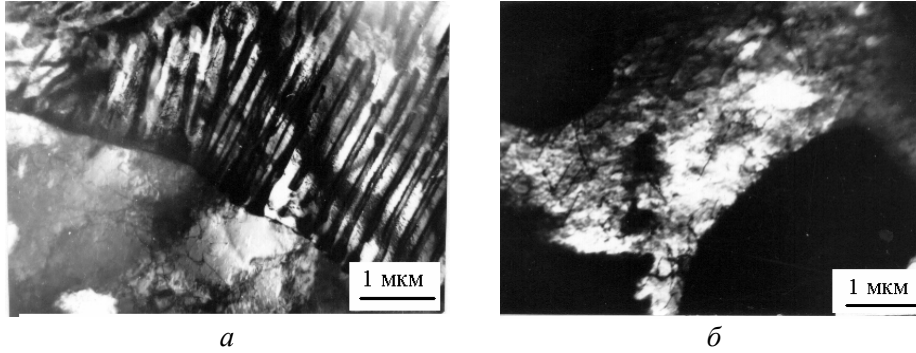


Рис. 2. Вихідна структура сталей 45 (*а*) і У8 (*б*).

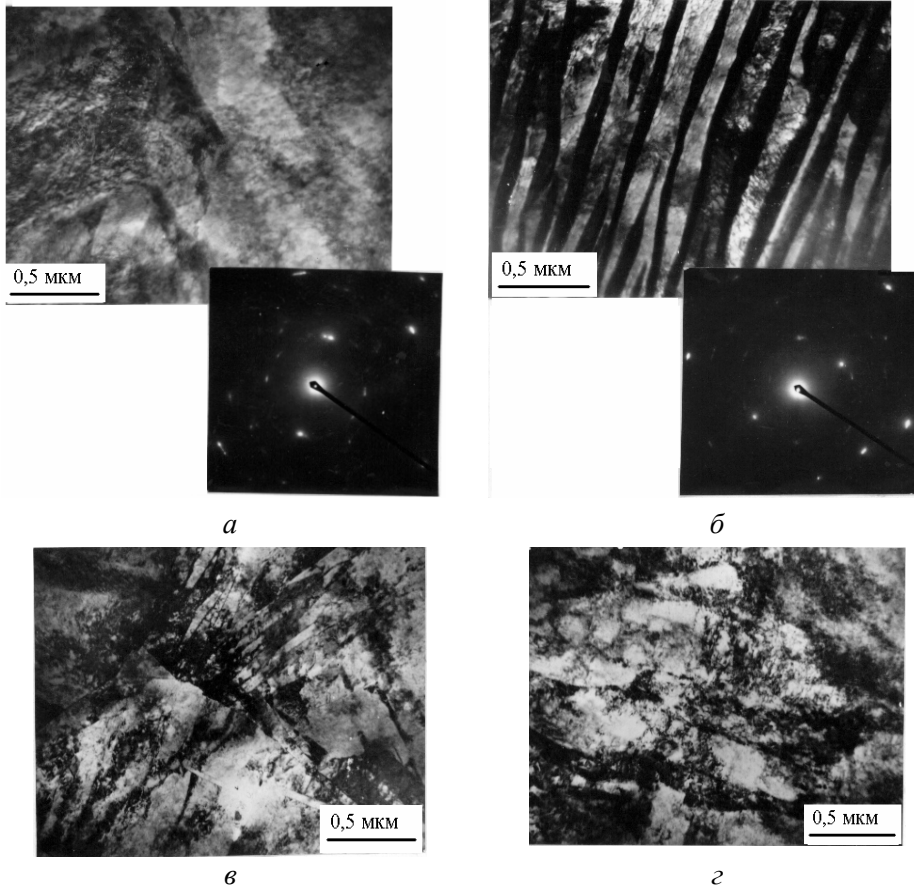


Рис. 3. Мікструктура сталі 45 після опромінення різними лазерами: *а, б* — наносекундним; *в, г* — комбінований вплив нано- і мілісекундного лазерів.

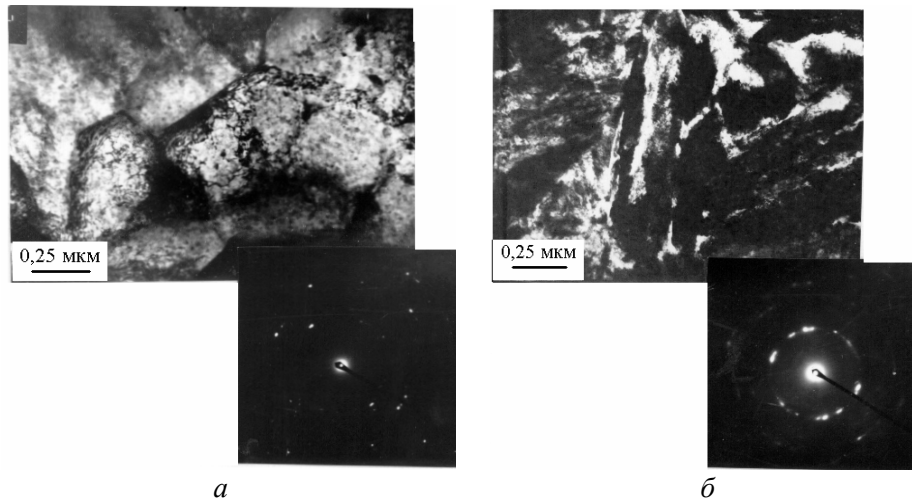


Рис. 4. Мікроструктура сталі У8 після опромінення різними лазерами: *a* — наносекундним; *б* — комбінований вплив нано- та мілісекундного лазерів.

Характерні структури приповерхневого шару сталі 45 після різних видів лазерного впливу, що отримані в просвітлюючому електронному мікроскопі, показані на рис. 3. Видно, що і після опромінення наносекундним лазером в структурі приповерхневого шару присутні карбідні пластини, ширина яких практично не змінилася в порівнянні з вихідним станом. Взагалі вплив надкороткоімпульсного лазера призводить до різкого підвищення дефектності структури приповерхневої області. На мікроелектронограмі, яка отримана з області, сформованої карбідними пластинами, присутні рефлекси фериту (гострі плями) і цементиту (вузькі смужки). Локалізацію аустеніту по мікроелектронограмах виявити вкрай важко. У разі його утворення за рахунок інтенсивного розчинення вуглецю на межах з пластинами цементиту за механізмом, який описаний в роботі [4] для високих швидкостей нагріву, він був би локалізований в ділянках поміж пластинами, проте на мікроелектронограмах, що отримані з цієї області, його рефлекси не виявляються (рис. 3, *б*).

У сталі У8 в результаті впливу наносекундного лазера утворилася дрібна комірчаста дислокаційна структура з розміром осередків 0,4 мкм (рис. 4, *a*). Після впливу імпульсного мілісекундного лазера, а також після комбінованого впливу комірчаста структура в сталі У8 не розпізнається (рис. 4, *б*). Також, як і в сталі 45, комбінований вплив призводить до помітного подрібнення структури приповерхневого шару. Рефлекси α -Fe на мікроелектронограмі стають кільцеподібними (рис. 4, *б*), що служить підтвердженням дуже малого розміру зерен субструктури.

Комбінований вплив імпульсних нано- і мілісекундного лазерів в обох сталях також призводить до вельми суттєвого роздроблення структури. Елементи субструктури мають надзвичайно малий розмір (близько 30 нм, рис. 3, *a*).

Особливості процесів модифікації приповерхневого шару сталей У8 і 45 під дією наносекундного лазера

Відсутність додаткового розширення рентгенівських дифракційних ліній α -Fe після опромінення наносекундним лазером дозволяє припустити, що в цьому випадку має місце утворення структур із скомпенсованими

полями напружень. Підтвердженням цього факту є ширина карбідних пластин в структурі сталі 45, яка після опромінення надкороткоімпульсним лазером в порівнянні з вихідним станом практично не змінилася.

Відсутність зміни форми рентгенівських дифракційних ліній α -Fe і поява ліній залишкового аустеніту на рентгенограмах після опромінення надкороткоімпульсним лазером можна пояснити, виходячи з припущення, що за дуже короткий час нагрівання не встигає відбутися розчинення вуглецю в аустеніті перед мартенситним перетворенням. Дійсно, в літературі було відзначено підвищення температури перетворення до точки A_{C3} під час лазерної обробки при питомій потужності опромінення близько 10^6 Вт/см² [4]. Це підтверджується наявністю карбідних пластин у сталі 45 після опромінення наносекундним лазером, в той час як після комбінованого впливу карбідні пластини не були виявлені (рис. 3, в, з). Збільшення параметра кристалічної ґратки аустеніту, що спостерігається після впливу наносекундного лазера, викликане не наявністю в ньому 1,4—1,6% (мас.) вуглецю [5], а підвищеною концентрацією в ньому міжвузлових атомів, поява яких стимулюється ударно-хвильовою дією наносекундного лазера [6]. Збереженню нерівноважного аустеніту в структурі області, яка опромінена, сприяє підвищена дефектність кристалічної будови, карбідні пластини в сталі 45 і дрібна комірчаста дислокаційна структура в приповерхневій області сталі У8.

При опроміненні сталей, що досліджувалися, мілісекундним, а також комбінацією нано- та мілісекундного лазерів має місце гарт тонкого приповерхневого шару, який супроводжується утворенням мартенситу, залишкового аустеніту і ферито-карбідної суміші в доевтектоїдній сталі 45, і мартенситу та залишкового аустеніту — в евтектоїдній У8.

Висновки

Після обробки вуглецевих сталей У8 і 45 опроміненням надкороткоімпульсним наносекундним лазером в поверхневому шарі зафіксовано присутність нерівноважного аустеніту, однак при цьому не реєструється зміна форми рентгенівських дифракційних ліній α -Fe, що є характерним для мартенситного перетворення.

Параметр кристалічної ґратки нерівноважного аустеніту, що утворився після опромінення надкороткоімпульсним лазером, на 0,9% більше, ніж в залишковому аустеніті, який утворився після опромінення мілісекундним лазером. Висунуто припущення про підвищену концентрацію міжвузлових атомів, як причину збільшення параметра ґратки. Ефекти, що спостерігалися, пояснюються ударно-хвильовим впливом наносекундного лазера.

Показано, що опромінення лазером з тривалістю імпульсу близько 3 нс в вуглецевих сталях викликає ефект лазерного гарту — утворення мартенситно-аустенітної структури, як після попереднього опромінення надкороткоімпульсним лазером, так і без нього. Комбінований вплив цих лазерів призводить до різкого подрібнення елементів субструктури приповерхневого шару.

1. Коваленко В. С. Упрочнение и легирование деталей машин лучом лазера / В. С. Коваленко, А. Ф. Головкин, В. С. Черненко. — Киев : Техніка, 1990. — 192 с.

2. Миркин Л. И. Физические основы обработки материалов лучами лазера. — М. : Изд-во МГУ, 1975. — 383 с.
3. Кикин П. Ю. Абразивное изнашивание сталей, обработанных разными комбинациями ударно-волнового и термического лазерного воздействий / П. Ю. Кикин, А. И. Пчелинцев, Е. Е. Русин // Трение и износ. — 1992. — № 3. — С. 524—527.
4. Zarubova N. Mechanisms of phase transformations during laser treatment of grey cast iron / N. Zarubova, V. Kraus, J. Cermak // J. Mater. Sci. — 1992. — 27, No. 12. — P. 3187—3496.
5. Уманский Я. С. Кристаллография, рентгенография, электронная микроскопия / [Я. С. Уманский, Ю. А. Скаков, А. Н. Иванов, Л. Н. Расторгуев]. — М. : Металлургия, 1982. — 632 с.
6. Крестелев А. И. Динамика атмосфер точечных дефектов во фронте плоской ударной волны / А. И. Крестелев, А. Н. Бекренев // Изв. вузов. Физика. — 1997. — № 12. — С. 75—77.

Особенности модификации приповерхностного слоя углеродистой стали импульсным лазером

А. И. Дудка, А. Д. Хращевский, В. Ю. Пулковский, Н. А. Ефимов,
Е. А. Ефимова, Н. И. Даниленко

Исследовано влияние облучения короткоимпульсным наносекундным лазером на структуру приповерхностного слоя углеродистых сталей по сравнению с облучением лазером с миллисекундной длительностью импульса. Показано, что после обработки углеродистых сталей У8 и 45 облучением сверхкороткоимпульсным наносекундным лазером в поверхностном слое фиксируется присутствие неравновесного аустенита, однако при этом не регистрируется изменение формы рентгеновских дифракционных линий α -Fe, что характерно для мартенситного превращения. Также установлено, что облучение лазером с длительностью импульса около 3 мс в углеродистых сталях вызывает эффект лазерной закалки — образование мартенситно-аустенитной структуры. Комбинированное воздействие этих лазеров приводит к резкому измельчению элементов субструктуры приповерхностного слоя.

Ключевые слова: модификация, приповерхностный слой, сверхкороткоимпульсный, нано- и импульсный миллисекундный лазеры.

The features of modification of the surface layer of carbon steel by pulsed laser

O. I. Dudka, O. D. Khrashchevskiy, V. Y. Pulkovskiy, M. O. Iefimov,
K. O. Iefimova, M. I. Danylenko

The effect of laser irradiation with nanosecond duration compared to irradiation with millisecond pulse duration on the structure of the surface layer of carbon steel were investigated. It is shown that after treatment of carbon steels U8 and 45 by laser with nanosecond duration the non-equilibrium austenite in the surface layer is fixed. However, the form of X-ray diffraction lines of α -Fe is not changed which is characteristic of the martensitic transformation. It is also shown that laser irradiation with a 3 ms pulse in carbon steels generates the laser quenching effect — creation the martensitic-austenitic structure. The combined effect of these lasers resulted to grinding of surface layer elements.

Keywords: modification of the surface layer, nanosecond laser, pulse millisecond laser.