



РАЗДЕЛ 2. ХИМИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ, НАУКИ О МАТЕРИАЛАХ, МЕТАЛЛУРГИЯ

Научная статья

2.6.1 – Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов (технические науки)

УДК544.032.65

doi: 10.25712/ASTU.2072-8921.2025.02.022



ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНОГО МИКРОСТРУКТУРИРОВАНИЯ НА КАЧЕСТВО ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ДЕТАЛЕЙ ИЗ СТАЛИ МАРКИ 30ХГСА

Денис Сергеевич Клементьев¹, Игорь Васильевич Минаев²,
Александр Николаевич Чуканов³, Сергей Стефанович Гончаров⁴,
Сергей Николаевич Кутепов⁵

^{1,3,5} Тульский государственный педагогический университет им. Л.Н. Толстого, Тула, Россия

¹ denis.klementev.93@mail.ru

³ alexchukanov@yandex.ru

⁵ kutepovsn@yandex.ru, <https://orcid.org/0000-0002-3866-5556>

⁴ Тульский государственный университет, Тула, Россия

⁴ gss160154@yandex.ru

² ООО Научно-производственное предприятие «Телар», Тула, Россия

² ivminaev1960@yandex.ru

Аннотация. В работе исследовали влияние режимов лазерного микроструктурирования волоконного лазера непрерывного действия (оснащенного гальваносканатором) на изменение структуры, фазового состава, содержание углерода и физико-механических свойств (микротвердости, остаточных напряжений) поверхностного слоя деталей, изготовленных из листовой горячекатаной среднелегированной стали марки 30ХГСА. Лазерному микроструктурированию подвергали поверхности непосредственно после газолазерной резки и последующего механического шлифования, которое проводили с целью удаления зоны газолазерного термического воздействия. При задании различных режимов лазерного микроструктурирования варьировали мощность лазерного излучения, скорость перемещения и «плотность заливки» (перекрытие соседних лазерных дорожек, в %) лазерного луча, частоту колебаний гальваносканатора, число проходов лазерного луча по осям x и y . Было установлено, что в результате лазерного микроструктурирования на поверхности формируется упрочненный белый слой, состоящий из бесструктурного мартенсита и имеющий повышенное содержание углерода порядка 0,60–0,81 %. Микротвердость данного слоя в 3,8–4,4 раза больше микротвердости матрицы основного металла. Увеличение содержания углерода связывали с реализацией эффекта термодиффузии. Выявлено, что на толщину белого слоя значительное влияние оказывают скорость перемещения лазерного луча и частота колебаний гальваносканатора. Оптимальное качество поверхностного слоя обеспечивается при скорости перемещения развертки лазерного излучения 250 мм/мин и частоте колебаний 50 Гц, что соответствует площади поглощения лазерного излучения обрабатываемой поверхности в единицу времени, не менее 150 мм²/сек. Показано, что при использовании в качестве финишной операции лазерного микроструктурирования вне зависимости от состояния обрабатываемой поверхности (после газолазерной резки, после механического шлифования) происходит формирование зоны лазерного воздействия, характеризующейся высокой микротвердостью, малой протяженностью и мартенситной структурой. Установлено, что лазерное микроструктурирование поверхности газолазерного реза приводит к формированию в ней сжимающих остаточных макронапряжений величиной до 1702 МПа.

Ключевые слова: сталь 30ХГСА, лазерное микроструктурирование, зона лазерного воздействия, белый слой, микротвердость, бесструктурный мартенсит, концентрация углерода, термодиффузия.

Благодарности: авторы выражают признательность коллегам за помощь.

Для цитирования: Влияние лазерного микроструктурирования на качество поверхностного слоя деталей из стали марки 30ХГСА / Д. С. Клементьев [и др.] // Ползуновский вестник. 2025. № 2, С. 143–151. doi: 10.25712/ASTU. 2072-8921.2025.02.022. EDN: <https://elibrary.ru/YLCJY>.

INFLUENCE OF LASER MICROSTRUCTURE ON STRUCTURE AND PROPERTIES OF SURFACE LAYER OF PARTS MADE OF 30KhGSA STEEL

Denis S. Klementyev ¹, Igor V. Minaev ², Alexander N. Chukanov ³,
Sergey S. Goncharov ⁴, Sergey N. Kutepov ⁵

^{1, 3, 5} Tula State Pedagogical University named after L.N. Tolstoy, Tula, Russia

¹ denis.klementev.93@mail.ru

³ alexchukanov@yandex.ru

⁵ kutepovsn@yandex.ru, <https://orcid.org/0000-0002-3866-5556>

⁴ Tula State University, Tula, Russia

⁴ gss160154@yandex.ru

² LLC Scientific and production Enterprise «Telar», Tula, Russia

² ivminaev1960@yandex.ru

Abstract. The work investigated the effect of laser microstructuring modes of a continuous-acting fiber laser (equipped with a galvanoscanator) on changes in the structure, phase composition, carbon content and physico-mechanical properties (microhardness, residual stresses) of the surface layer of parts made of hot-rolled medium-alloy sheet steel grade 30KhGSA. The surfaces were subjected to laser microstructuring immediately after gas laser cutting and subsequent mechanical grinding, which was carried out in order to remove the zone of gas laser thermal exposure. When setting different modes of laser microstructuring, the power of laser radiation, the speed of movement and the "fill density" (overlap of neighboring laser paths, in %) of the laser beam, the oscillation frequency of the galvanoscanator, and the number of passes of the laser beam along the x and y axes varied. It was found that as a result of laser microstructuring, a hardened white layer is formed on the surface, consisting of it is made of structureless martensite and has an increased carbon content of about 0.60-0.81 %. The microhardness of this layer is 3.8-4.4 times greater than the microhardness of the base metal matrix. The increase in carbon content was associated with the realization of the thermomigration effect. It is revealed that the thickness of the white layer is significantly influenced by the speed of movement of the laser beam and the oscillation frequency of the galvanoscanator. The optimal quality of the surface layer is ensured at a laser scanning speed of 250 mm/min and an oscillation frequency of 50 Hz, which corresponds to the absorption area of the laser radiation of the treated surface per unit time of at least 150 mm²/sec. It is shown that when using laser microstructuring as a finishing operation, regardless of the condition of the treated surface (after gas laser cutting, after mechanical grinding), a laser impact zone is formed, characterized by: high microhardness; small length and martensitic structure. It has been established that laser microstructuring of the surface of a gas laser cut leads to the formation of compressive residual macro stresses in it up to 1702 MPa.

Keywords: 30KhGSA steel, laser microstructuring, laser exposure zone, white layer, microhardness, structureless martensite, carbon concentration, thermal diffusion.

Acknowledgements: the authors express gratitude to his / her colleagues for their help.

For citation: Klementev, D.S., Minaev, I.V., Chukanov, A.N., Goncharov, S.S. & Kutepov, S.N. (2025). Influence of laser microstructure on structure and properties of surface layer of parts made of 30KhGSA steel. *Polzunovskiy vestnik*, (2), 143-151. (In Russ). doi: 10/25712/ASTU.2072-8921.2025.02.022. EDN: <https://elibrary.ru/YLCJY>.

ВВЕДЕНИЕ

Согласно Национальной технологической инициативе (НТИ), в России до 2035 г. выбран курс на создание, развитие и продвижение передовых технологий, обеспечивающих приоритетные позиции отечественных компаний на формируемых глобальных рынках [1]. Поэтому решение вопросов повышения надежности и долговечности ответственных изделий, работающих в экстремальных условиях при переменных контактных, ударных, статических нагрузках, требует применение современных высокопрочных материалов и конструкционных решений. Обеспечить необходимые параметры изделия можно путем изменений состояния поверхностного слоя стали.

В настоящее время большое внимание уделяется развитию технологий поверхностного упрочнения [2, 3], так как именно состояние поверхности во многом определяет уровень прочности и эксплуатационные свойства деталей машин, технологической оснастки и режущего инструмента. При этом достижение необходимых характеристик поверхностного слоя обеспечивается как за счет изменения его химического состава, так и за счет

изменения фазового и структурного состояний по сравнению с сердцевиной. Одной из быстроразвивающихся технологий поверхностного упрочнения, основанной на использовании высококонцентрированных потоков энергии, является лазерная термообработка, применяемая для упрочнения рабочего инструмента и деталей, таких как прокатные валки, ролики, штампы.

На режимах, не вызывающих разрушение материала, реализуются различные процессы лазерной обработки – поверхностная лазерная закалка, лазерный отпуск и отжиг, лазерная резка, нано- и микро-структурирование, нанесение покрытий и лазерное легирование. Однако, несмотря на имеющийся научный задел, указанные виды лазерных обработок нельзя отнести к универсальным технологическим процессам упрочнения металлических изделий. Это обусловлено, с одной стороны, сложностью и недостаточной изученностью структурных и фазовых превращений, происходящих в упрочняемых зонах различных материалов, а с другой стороны, необходимостью научно обоснованной оптимизации режимов облучения в зависимости от геометрии рабочей части

ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНОГО МИКРОСТРУКТУРИРОВАНИЯ НА КАЧЕСТВО ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ДЕТАЛЕЙ ИЗ СТАЛИ МАРКИ 30ХГСА

инструмента, химического состава и предшествующей термообработки упрочняемого материала. Так, в частности, при лазерной обработке происходят те же фазовые и структурные превращения, которые имеют место и при обычных условиях нагрева, однако в связи со сверхбыстрым нагревом и сверхбыстрым охлаждением должны проявляться некие особенности. Без их рассмотрения невозможно напрямую применить представления, которые вытекают из диаграмм фазового равновесия [4].

Структурные и фазовые изменения в сталях при воздействии лазерного излучения определяются, с одной стороны, энергетическими параметрами излучения, с другой стороны, – характеристиками и свойствами обрабатываемого материала [5]. В связи с этим представляет интерес оценить влияние различных параметров процесса лазерной обработки на распределение микротвердости и фазовый состав зоны лазерного воздействия.

Цель настоящей работы – изучить влияния режимов лазерного микроstructuring на изменение структуры, фазового состава, содержание углерода и физико-механических свойств поверхностного слоя деталей, изготовленных из листовой горячекатаной среднелегированной стали марки 30ХГСА.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ

В качестве объекта исследования была выбрана листовая (толщиной 4 мм) горячекатаная конструкционная среднелегированная сталь марки 30ХГСА. Из данной стали методом газолазерной резки (ГЛР) были изготовлены специальные образцы (рис. 1) в виде квадратных пластин размером 35×35 мм.

ГЛР осуществляли с применением волоконного

лазера непрерывного действия, снабженного оптической головкой ЭИП1119 производства НТО «ИРЭ-Полус» по следующему режиму: (мощность – 800 Вт; скорость – 1700 мм/мин; давление вспомогательного газа (кислород) – 1,0 атм; положение фокального пятна – (+4,0 мм); диаметр сопла – 1,0 мм.

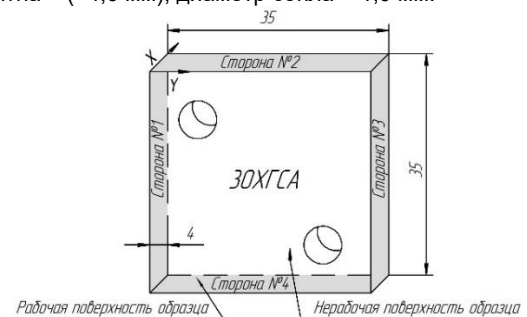


Рисунок 1 – Эскиз образца для исследования; заливкой указаны поверхности лазерного микроstructuring

Figure 1 – Sketch of a sample for research; the filling indicates the surfaces of lasermicrostructuring

После ГЛР две поверхности (стороны: № 1 и № 4) исследуемых образцов были подвергнуты механической обработке (шлифованию) с целью удаления зоны лазерного воздействия (1 мм), формируемой в процессе газолазерной резки материала [6].

Далее по режимам, представленным в таблице 1, с использованием волоконного лазера непрерывного действия, оснащенного гальваносканирующим устройством, было выполнено лазерное микроstructuring (ЛМС) поверхностей (сторон № 1–4).

Таблица 1 – Режимы лазерного микроstructuring образцов

Table 1 – Modes of laser microstructuring of samples

Параметры лазерного микроstructuring	Сторона обработки			
	№ 1	№ 2	№ 3	№ 4
Режим № 1				
Мощность, Вт	1400	1400	1200	1200
Частота колебаний гальваносканиатора, Гц	200	200	50	50
«Плотность заливки» (перекрывание соседних лазерных дорожек, в %)	83	83	96	96
Ширина развертки, мм	50	50	50	50
Скорость перемещения лазерного луча, мм/мин	1000	1000	250	250
Число проходов по оси x, шт.	1	1	1	1
Режим № 2				
Мощность, Вт	1400	1400	1200	1200
Частота колебаний гальваносканиатора, Гц	200	200	50	50
«Плотность заливки» (перекрывание соседних лазерных дорожек, в %)	83	83	96	96
Ширина развертки, мм	50	50	50	50
Скорость перемещения лазерного луча, мм/мин	1000	1000	250	250
Число проходов по оси x, шт.	1	1	1	1
Число проходов по оси y, шт.	1	1	1	1

Рабочие поверхности образцов (стороны №№ 1–4) после ЛМС были подвергнуты металлографическим исследованиям, механическим испытаниям (дюрومتрия) с целью выявления изменений структуры, химического и фазового состава, остаточных напряжений, а также протяженности и физико-механических свойств (микротвердость) зоны лазерного воздействия (ЗЛВ).

Микроструктуру матрицы основного металла и ЗЛВ анализировали до и после травления водным раствором $\text{CuSO}_4 + \text{HCl} + \text{H}_2\text{O}$ на оптическом микроскопе «Альтами MET-1С» и сканирующем электронном микро-

скопе JEOL «JSM 6390» методом растровой электронной микроскопии (РЭМ). Перед микроструктурными исследованиями поверхность образцов шлифовали и полировали. Шлифование производили металлографической бумагой с крупным (№№ 60–70) и мелким зерном (№ 220–240). Смывали частицы абразива водой и подвергали полированию на круге суспензиями из оксидов металла (Fe_3O_4 , Cr_2O_3 , Al_2O_3). После достижения зеркального блеска поверхность шлифа промывали водой, спиртом и просушивали фильтровальной бумагой.

Микротвердость по Виккерсу определяли в ЗЛВ

в соответствии с ГОСТ 2999-75 с помощью твердомера KBW1-V при нагрузке 0,1 Н (10 г) и выдержке под нагрузкой в течение 15 с. За протяженность ЗЛВ (L) принимали расстояние от рабочей поверхности до слоя с постоянным значением микротвердости.

Спектральный анализ химического состава материала образцов выполнили методом атомно-эмиссионного спектрального анализа (ГОСТ Р 54153-2010 «Сталь. Метод атомно-эмиссионного спектраль-

ного анализа») с помощью атомно-эмиссионного спектрального анализатора МСАИИ.

Результаты спектрального анализа представлены в таблице 2.

Сравнение полученных результатов показало, что образец (эталон) исследованной стали по химическому составу соответствует стали марки 30ХГСА в соответствии с ГОСТ 4543-2016 «Металлопродукция из конструкционной легированной стали».

Таблица 2 – Результаты спектрального анализа химического состава образца-эталоны исследуемой стали

Table 2 – The results of the spectral analysis of the chemical composition of the reference sample of the steel under study

Массовая доля элементов, в %							
C	Si	Mn	Cr	S	P	Ni	Cu
По данным атомно-эмиссионного анализа							
0.297	0.971	0.915	0.912	0.002	0.015	0.010	0.015
По данным ГОСТ 4543-2016							
0.28–0.34	0.90–1.20	0.80–1.10	0.80–1.10	Не более 0.025	Не более 0.025	Не более 0.30	Не более 0.3

Полуколичественный химический анализ рабочих поверхностей образцов (от лазерно-обработанной поверхности в центр образца) проводили на сканирующем электронном микроскопе JEOL «JSM 6390» с использованием рентгеновского спектрометра BRUKER «QUANTEXQX1».

Прибор калибровали по линии Cu K α 8,040 кэВ в вакууме с ускоряющим напряжением 20 кВ. Измерения спектров проводили в направлении поперёк торцевых поверхностей образцов (режим BSE). Фиксировали общий участок плана и участок съёмки спектров при заданном увеличении. Для каждого образца измеряли: а) 2 спектра ЭДС на линии по точкам площадью 1,2 мкм каждая на расстоянии равно 10 мкм; б) 1 спектр точно. С помощью ПО ESPRITCOMPACT анализировали результаты и фиксировали средний элементный состав в каждой размеченной точке.

Рентгеноструктурные исследования с целью определения содержания углерода, знака и величины остаточных напряжений первого рода (макронапряжений) проводили с использованием рентгеновского дифрактометра ДРОН-4.0 в кобальтовом K α -излучении в режиме дискретной съёмки по точкам.

Съёмку дифрактограмм проводили на всех торцевых поверхностях/сторонах №№ 1–4 образцов (рис. 1) при полном перекрытии рентгеновским лучом указанных поверхностей.

Известно, что рентгеновские линии мартенсита расщепляются на дублеты. Это имеет место при содержании углерода в мартенсите более 0,8 %. Оценку содержания углерода в мартенсите в этом случае проводят по величине междублетного расстояния. Его измеряют непосредственно на дифрактограмме. Далее, с помощью предварительно теоретически построенного графика зависимости междублетного расстояния от содержания углерода определяют количество углерода в мартенсите исследуемого объекта. Однако в низко- и среднеуглеродистых сталях, с содержанием углерода менее 0,8 %, дублет не разрешается. Имеет место уширение дифракционных линий мартенсита. Определение содержания углерода в мартенсите в этом случае проводят по величине физического уширения [7, 8].

В данной работе определение концентрации углерода в стали 30ХГСА проводили по величине физического уширения [7]. При этом учитывали, что изменение количества растворенного в мартенсите углерода сопровождается изменением интегральной ширины линии дифрактограммы.

Предварительный анализ на основе единичных рефлексов показал наличие в образце фаз: α -Fe, FeO и Fe $_3$ O $_4$. Мартенситный дублет (110)-(101) не фиксировался.

Для определения содержания углерода предварительно строили тарировочный график зависимости $\Delta\theta = f(C)$ [9].

Для этого с помощью формулы (1) рассчитывали теоретические углы θ для линий тетрагональных дублетов мартенсита (101) и (110):

$$\sin^2\theta = \frac{\lambda^2}{4a^2} \left(H^2 + K^2 + L^2 \frac{a^2}{c^2} \right), \quad (1)$$

где c и a – параметры решетки мартенсита; λ – длина волны, HKL – индексы интерференции, равные произведению соответствующих индексов плоскости (hkl) на порядок отражения n ($H = nh$, $K = nk$, $L = nl$). Для кобальтового излучения, использованного в данном исследовании, рассчитывали теоретические углы θ для линий тетрагональных дублетов (110) и (101) при разных заданных содержаниях углерода (0,2; 0,4; 0,6; 0,8; 1,0; 1,2 %С).

Параметры решетки мартенсита c и a в зависимости от содержания углерода рассчитывали по формулам 2 и 3 [7]:

$$c = 2,8664 + 0,118P; \quad (2)$$

$$a = 2,8664 - 0,015P, \quad (3)$$

где P – содержание углерода, %.

По рассчитанным углам θ определяли значения $\Delta\theta$ для линий (110) и (101) при разных содержаниях углерода и строили зависимость (4):

$$\Delta\theta = \theta_{\{110\}} - \theta_{\{101\}} = f(P). \quad (4)$$

С учетом поправок на легирующие элементы [8] параметры решетки мартенсита c и a в стали марки 30ХГСА рассчитывали в соответствии с выражениями (5) и (6):

$$c = 2,8664 - 0,001Si + 0,0005Cr + 0,0002Mn + 0,118P; \quad (5)$$

$$a = 2,8664 - 0,001Si + 0,0005Cr + 0,0002Mn - 0,015P; \quad (6)$$

В результате были рассчитаны теоретические углы θ для линий тетрагональных дублетов (110) и (101), при разных заданных содержаниях углерода (0,2; 0,4; 0,6; 0,8; 1,0; 1,2 % С) и построен график (рис. 2).

Содержание углерода в исследуемой стали определяли с помощью расчетов физического уширения. Физическое уширение β определяли, как (7):

$$\beta = \sqrt{B'^2 - B^2}, \quad (7)$$

где B' и B – ширина кривой распределения интенсивности на половине высоты максимума (полуширина) исследуемого образца и эталона.

ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНОГО МИКРОСТРУКТУРИРОВАНИЯ НА КАЧЕСТВО ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ДЕТАЛЕЙ ИЗ СТАЛИ МАРКИ 30ХГСА

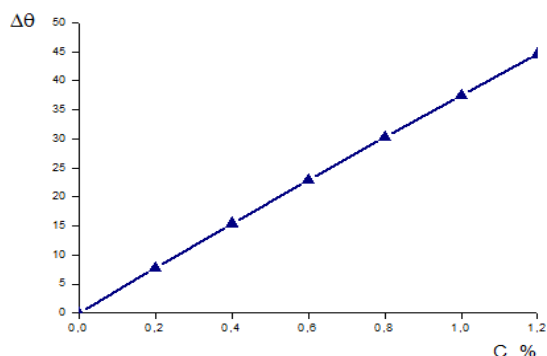


Рисунок 2 – График зависимости междублетного расстояния от содержания углерода в стали 30ХГСА
Figure 2 – Graph of the dependence of the inter-doublet distance on the carbon content in steel 30KhGSA

За величины B' и B принимали ширину кривой распределения интенсивности на половине высоты максимума (полуширину) исследуемого образца и эталона соответственно. За эталон принимался отожженный образец. За междублетное расстояние принимали величину физического уширения.

Помимо определения содержания углерода в мартенсите поверхностных слоев после ЛМС определяли величину остаточных макронапряжений в образцах методом $\sin^2\psi$ [10].

После съемки на дифрактометре величину остаточных напряжения рассчитывали по формуле (8):

$$\sigma = E[(1 + \mu)\sin^2\psi \times \sin\theta - \sin\theta_\psi] \sin\theta_\psi, \quad (8)$$

где μ – коэффициент Пуассона ($\mu=0,293$); E – модуль

упругости ($E=210000$ МПа).

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

С использованием металлографического анализа установлено, что микроструктура ЗЛВ рабочих поверхностей после ЛМС состоит из двух слоев – нетравящегося (слаботравящегося) белого слоя и непосредственно примыкающей к нему зоны термического влияния (ЗТВ) [5, 11], представляющей собой зону закалки из твердой фазы и переходную зону (зона отпуска). Также следует отметить, что после проведения ЛМС, в два прохода (режим № 2, таблица 1), на сторонах, подвергнутых предварительному механическому шлифованию, ЗТВ отсутствовала (рис. 3, б).

Основной структурной составляющей как белого слоя, так и ЗТВ является мартенсит (рис. 3, а), причем для белого слоя характерно наличие высокотвердого, бесструктурного мартенсита (рис. 3, в). Структура основного металла представляет собой ферритно-перлитную смесь.

Из анализа результатов измерения микротвердости (таблица 3) видно, что высокая скорость перемещения лазерного луча и частота колебаний гальваносканатора (стороны № 1 и № 2) не обеспечивают получение высоких значений микротвердости. Это обусловлено тем фактом, что при таком режиме обработки белый слой имеет прерывистую структуру.

Анализ зависимости микротвердости на рабочих поверхностях образцов (стороны №№ 1–4) от числа проходов ЛМС по осям (x и y), показал отсутствие существенного влияния числа проходов на прирост показателей микротвердости. В целом, по сравнению с матрицей основного металла, микротвердость белого слоя увеличивается в 3,8...4,4 раза; ЗТВ – в 1,2...3,8 раза.

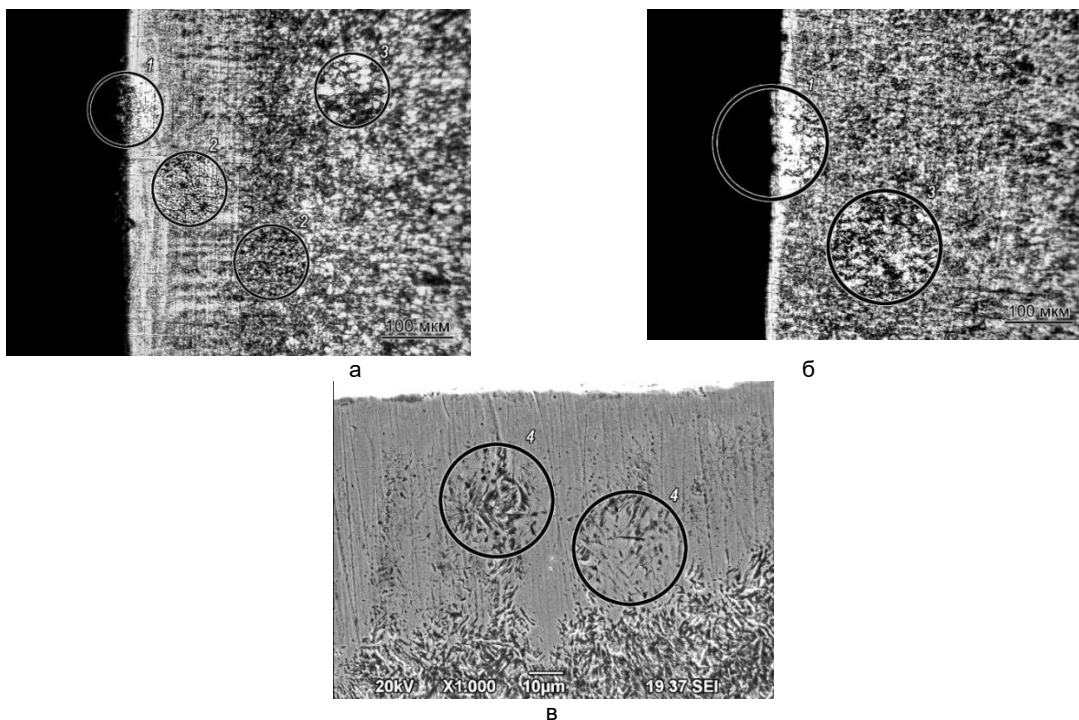


Рисунок 3 – Микроструктура ЗЛВ образца после лазерной резки и ЛМС (а, $\times 200$); после ЛМС предварительно отшлифованной поверхности (б, $\times 200$) и структура белого слоя (в, $\times 1000$): 1 – белый слой; 2 – ЗЛВ; 3 – матрица основного металла; 4 – бесструктурный мартенсит

Figure 3 – Microstructure of the laser exposure zone of the sample after laser cutting and laser microstructuring (a, $\times 200$); after laser microstructuring of the pre-sanded surface (b, $\times 200$) and the structure of the white layer (v, $\times 1000$): 1 – white layer; 2 – ZLV; 3 – matrix of base metal; 4 – structureless martensite

Таблица 3 – Микротвердость и протяженность зоны лазерного влияния

Table 3 – Microhardness and length of laser exposure zone

Наименование слоя	Микротвердость по Виккерсу (HV _{0,1}) по сторонам обработки				Протяженность ЗЛВ, мкм
	Сторона обработки				
	№ 1	№ 2	№ 3	№ 4	
Белый слой:					
образец № 1	–	–	602–680	651–670	10–50
образец № 2	264–470	686	605–702	628–702	5–50
ЗТВ:					
образец № 1	186–593	194–420	202–576	198–605	70–170
образец № 2	–	202–400	197–584	–	5–190
Основной металл:					
образец № 1	140–160				–
образец № 2	140–160				–

Анализ протяженности ЗЛВ (таблица 3) позволил установить, что увеличение числа проходов по осям обработки не влияет на изменение как общей протяженности ЗЛВ, так и отдельных ее составляющих.

Для оценки влияния изменения содержания углерода на формирование упрочненного белого слоя методом полуколичественного химического анализа (рентгенофлуоресцентный) было проведено исследование (рис. 4) химического состава ЗЛВ (табл. 4).

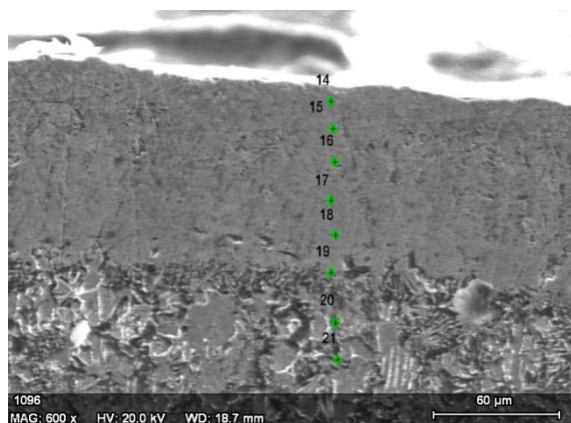


Рисунок 4 – Местоположение съемки спектров на образце

Figure 4 – Location of the spectra survey on the sample

Полученные результаты показали увеличение содержания углерода в диапазоне значений 1,41–4,32 %. Причем максимальные значения наблюдались именно в приповерхностном белом слое. Такая значительная концентрация углерода в поверхност-

ном слое образцов, по-видимому, может быть следствием образования в нем карбидной фазы [12]. Полученные авторами результаты рентгеноструктурного (рассмотренные ниже), полуколичественного химического анализа вкупе с данными дюриметрического анализа подтверждают возможность образования в белом слое карбидной фазы, что подтверждает гипотезу, высказанную авторами [13] о перераспределении углерода в приповерхностных слоях при кратковременном лазерном воздействии в результате его диффузии из глубинных слоев к поверхностным.

Однако данные о концентрации углерода в поверхностных слоях, полученные с использованием полуколичественного химического анализа, нельзя считать достаточными для экспериментального подтверждения данной гипотезы. В этой связи дополнительно проводили рентгеноструктурный фазовый анализ ЗЛВ.

Дифрактограммы исследованных участков 30ХГСА после ЛМС, полученные в результате рентгеноструктурного анализа эталона (HGSA_ET) и рабочих поверхностей образца, представлены на рисунке 5, а результаты расчета представлены в таблице 5.

Из анализа представленных экспериментальных результатов видно, что по сравнению с образцом эталоном (0,3 % C) происходит увеличение содержания углерода до значений порядка 0,60–0,81 %, значительно превышающее (0,28–0,34 % C), по ГОСТ 4543-2016.

Таким образом, результаты обеих методик соответствуют друг другу, доказывая количественно (рентгеноструктурный анализ) и качественно (рентгенофлуоресцентный анализ) повышение концентрации атомов углерода в поверхности образцов стали 30ХГСА после ЛМС.

Таблица 4 – Полуколичественный химический анализ зоны лазерного воздействия

Table 4 – Semi-quantitative chemical analysis of the laser exposure zone

Спектр	Химический состав, масс. %				
	C	Si	Cr	Mn	Fe
14	4,32	0,88	0,86	4,48	89,46
15	3,96	0,98	0,96	5,12	88,98
16	3,51	1,12	1,26	5,02	89,09
17	3,73	1,22	1,02	4,36	89,68
18	3,42	1,22	0,85	4,58	89,93
19	2,75	0,79	0,7	4,72	90,77
20	1,38	0,95	1,07	4,69	91,91
21	1,41	0,69	1,91	5,04	90,95
ГОСТ 4543-2016	0,28–0,34	0,90–1,20	0,80–1,10	0,80–1,10	96,00

ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНОГО МИКРОСТРУКТУРИРОВАНИЯ НА КАЧЕСТВО ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ДЕТАЛЕЙ ИЗ СТАЛИ МАРКИ 30ХГСА

Таблица 5 – Полуширина линии $(110)_{\alpha\text{-Fe}}$ и рассчитанные концентрации углерода в пересыщенном твердом растворе $\alpha\text{-Fe}$ на сторонах №№ 1–4

Table 5 – The half-width of the $(110)_{\alpha\text{-Fe}}$ line and the calculated carbon concentrations in a supersaturated $\alpha\text{-Fe}$ solid solution on sides 1–4

Маркировка плоскостей образца	Полуширина (FWHM), $2\theta^\circ$	Полуширина, мин	Физическое уширение	C, масс. %
HGSA_ET	0,29 (эталон) - 0,145	8,7	–	–
HGSA1_2	0.37 - 0,185	11,1	6,893	0,18
HGSA2_3	0.86 - 0,43	25,8	24,28	0,66
HGSA3_5	0.80 - 0,4	24	22,36	0,60
HGSA4_7	1.10 - 0,55	33	31,83	0,81

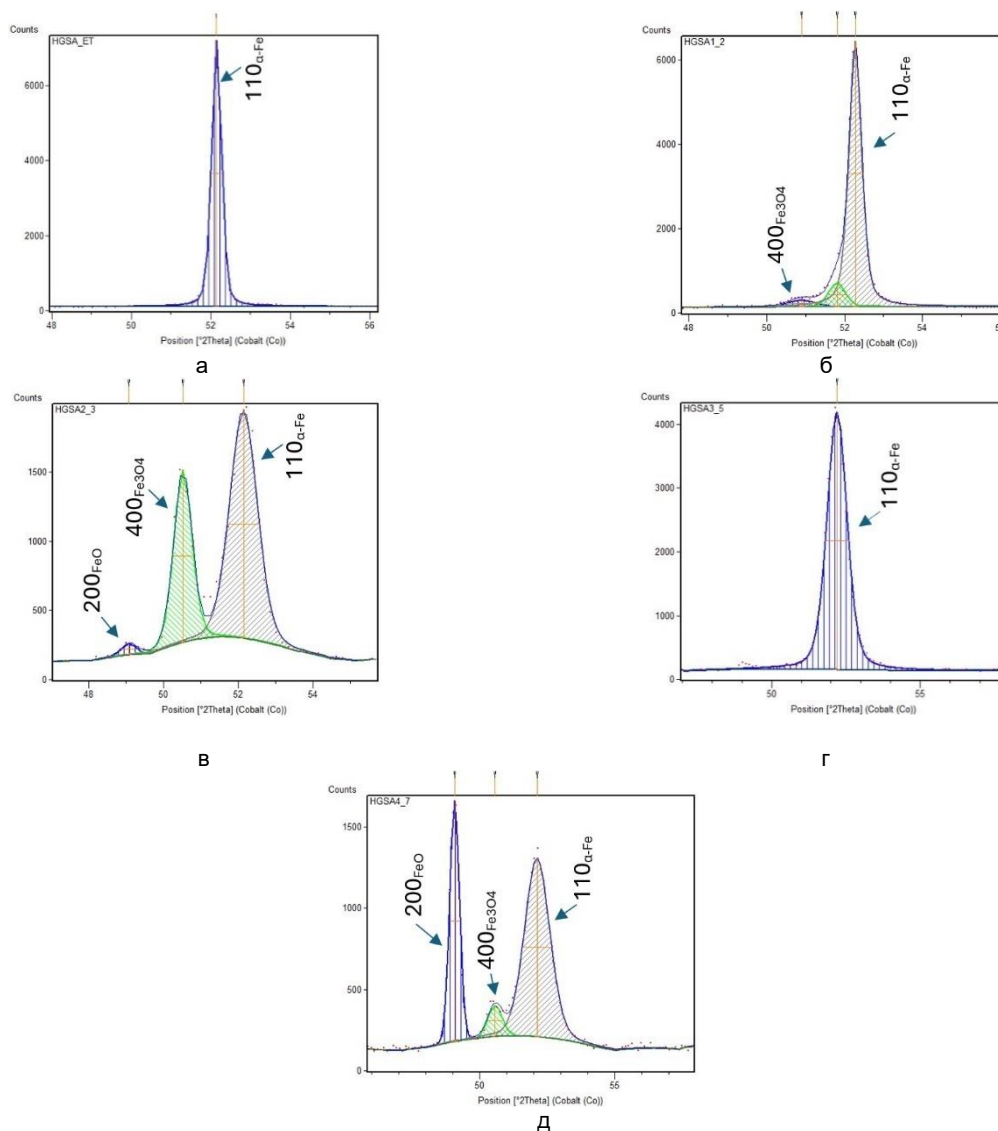


Рисунок 5 – Участки дифрактограмм эталона (а) и сторон 1 (б); 2 (в); 3 (г); 4 (д) исследуемого образца стали марки 30ХГСА после ЛМС

Figure 5 – Sections of the diffractograms of the standard (a) and sides 1 (b); 2 (v); 3 (g); 4 (d) of the 30KhGSA studied steel sample after laser microstructuring

Полученный результат связывали с реализацией термодиффузии (эффект, аналогичный эффекту Ш. Сорэ [14–17]) в форме, характерной для скоростного высокотемпературного лазерного воздействия.

Указанный эффект был выявлен для всех исследуемых поверхностей образца, подвергнутых

ЛМС. Кроме того, лазерное микроstructuring привело к формированию высоких сжимающих остаточных макронапряжений величиной до 1702 МПа на стороне № 3 (рис. 1) исследуемого образца.

По мнению авторов работ [18–20], формирование остаточных сжимающих напряжений после ла-

зерной обработки может быть связано с увеличением достаточно насыщенного углеродом мартенсита в процессе охлаждения и отсутствием остаточного аустенита, с ростом содержания которого объемный эффект за счет мартенситного превращения снижается и, как следствие, на поверхности стали после лазерной обработки могут превалировать растягивающие напряжения.

ВЫВОДЫ

1. В ходе исследования микроструктуры зоны лазерного воздействия в образцах стали марки 30ХГСА с различным исходным состоянием поверхностного слоя показано, что вне зависимости от исходного состояния поверхности (после лазерной резки, после механического шлифования) конечная микроструктура, формируемая способом лазерного микроструктурирования, по мере удаления от поверхности обеднялась по содержанию углерода и изменялась от бесструктурного мартенсита до ферритно-перлитной.

2. Анализ распределения микротвердости от поверхности в глубь образцов после лазерного микроструктурирования выявил, что характер изменения микротвердости у всех образцов аналогичен: самые высокие значения определены около поверхности реза, затем постепенно микротвердость снижается до достижения уровня, характерного для исходного состояния.

3. С использованием методов рентгеноструктурного фазового и полуквантитативного химического анализа выявлено увеличение содержания углерода в поверхностном слое образцов после лазерного микроструктурирования, значительно превышающее значения, установленные ГОСТ 4543-2016. Выявленный рост концентрации углерода связывали с реализацией термодиффузии (аналогичному эффекту Сорэ). Возможность его реализации обусловлена наличием жидкой и газовой фаз (пиролитические процессы, абляция), характерных для классического механизма Сорэ, имеющих место в ходе лазерного поверхностного воздействия. Подобный процесс возможен при кратковременном лазерном воздействии в ограниченном объеме ЗЛВ размером от 5 до 200 мкм.

4. С использованием рентгеноструктурного анализа установлено, что лазерное микроструктурирование поверхности после газолазерной резки приводит к формированию высоких сжимающих остаточных макронапряжений величиной до 1702 МПа. Полученный результат свидетельствует о положительном воздействии лазерной обработки на механические свойства поверхностного слоя.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Белов П.С. Влияние параметров постобработки на шероховатость поверхности изделий, получаемых методами аддитивных технологий // Вестник МГТУ "Станкин". 2019. № 1(48). С. 57–61.
2. Вегера И.И., Голубев В.С. Опыт применения современных методов поверхностного упрочнения на основе лазерной и ТВЧ обработки // В сб.: Современные методы и технологии создания и обработки материалов. В 2-х книгах. Кн. 2. Электротехнологии; под ред. В.Г. Залесского. Минск, 2021. С. 44–58.
3. Методы поверхностного упрочнения деталей машин на примере коленчатого вала / М.Р. Фазулзянов, [и др.] // Современные наука и образование: достижения и перспективы развития: материалы III Национальной научно-практической конференции; под ред. Е.П. Масюткина. Керчь, 2023. С. 100–111.
4. Табатчикова Т.И. Перекристаллизация и воз-

можность реализации бездиффузионного $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения при сверхбыстром лазерном нагреве сталей // Физика металлов и металловедение, 2008. Т. 105. № 3. С. 294–318.

5. Лазерное и электроэрозионное упрочнение материалов / В.С. Коваленко [и др.]. М.: Наука, 1986. 276 с.

6. Влияние режимов лазерной обработки на изменение структуры и механических свойств поверхностного слоя деталей из стали марки 30ХГСА / И.В. Минаев [и др.] // Известия Юго-Западного государственного университета. Серия: Техника и технологии. 2023. Т. 13. № 1. С. 73–86. doi.org/10.21869/2223-1528-2023-13-1-73-86.

7. Миркин Л.И. Рентгеноструктурный контроль машиностроительных материалов. М.: Машиностроение, 1979. 134 с.

8. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия / Я.С. Уманский [и др.]. М.: Металлургия, 1982. 632 с.

9. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. М.: МИСИС, 2002. 360 с.

10. Новиков И.И., Строганов Г.Б., Новиков А.И. Металловедение, термообработка и рентгенография. М.: МИСИС, 1994. 480 с.

11. Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н., Мисюров А.И. Технологические процессы лазерной обработки: учеб. пособие для вузов / под ред. А.Г. Григорьянца. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2006. 664 с.

12. Основы лазерной и газоплазменной обработки сталей / Н.Н. Сергеев [и др.]. Тула: Изд-во ТулГУ, 2017. 337 с.

13. Газодинамика лазерной резки толстолистовых металлических пластин непрерывным CO_2 -лазером / А.В. Зайцев [и др.] // Вычислительные технологии. 2006. Т. 11. Ч. 1. Специальный выпуск. С. 74–83.

14. Гроот С.Р. Термодинамика необратимых процессов. М.: ГИТТЛ, 1956. 277 с.

15. Макеенкова О.А. Исследование термодиффузии в разреженных трёхкомпонентных газовых средах при различных концентрациях и температурах: дис. ... канд. техн. наук. Москва, 2015. 158 с.

16. Термодиффузия в металлах при импульсном неразрушающем лазерном воздействии / С.С. Ануфрик [и др.] // Известия НАН Беларуси. Серия Физико-математическая. 2014. № 2. С. 105–110.

17. Чудина О.В. Комбинированные методы поверхностного упрочнения сталей с применением лазерного нагрева. Теория и технология. М.: МАДИ, 2003. 248 с.

18. Многопараметрическая оптимизация параметров лазерной резки стальных листов / А.Е. Гвоздев [и др.] // Металловедение. 2015. № 2. С. 31–36.

19. Распределение остаточных напряжений на поверхности сталей, упрочненных непрерывным CO_2 -лазером / А.Г. Григорьянц [и др.] // Металловедение и термическая обработка металлов. 1987. № 9. С. 45–49.

20. Оценка влияния параметров режима лазерной закалки на качество поверхности и поверхностного слоя деталей станков (обзор) / С.В. Петроченко [и др.] // Омский научный вестник. 2024. № 1(189). С. 56–65.

Информация об авторах

Д. С. Клементьев – старший преподаватель кафедры «Технология и сервис» Тульского государственного педагогического университета им. Л.Н. Толстого.

И. В. Минаев – кандидат технических наук, генеральный директор ООО НПП «Телар».

А. Н. Чуканов – доктор технических наук, ведущий научный сотрудник кафедры «Технология и сервис» Тульского государственного педагогического университета им. Л.Н. Толстого.

С. С. Гончаров – кандидат технических наук, до-

ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНОГО МИКРОСТРУКТУРИРОВАНИЯ НА КАЧЕСТВО ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ДЕТАЛЕЙ ИЗ СТАЛИ МАРКИ 30ХГСА

цент кафедры «Машиностроение и материаловедение» Тульского государственного университета.

С. Н. Кутепов – кандидат педагогических наук, доцент кафедры «Технология и сервис» Тульского государственного педагогического университета им. Л.Н. Толстого.

REFERENCES

1. Belov, P.S. (2019). Influence of post-processing parameters on the surface roughness of products obtained by additive technologies. *Vestnik MGTU "Stankin"*. (1), 56-61. (In Russ.).
2. Vegera, I.I. & Golubev, V.S. (2021). Experience of application of modern methods of surface hardening based on laser and high-frequency processing. *In the collection: Modern methods and technologies for the creation and processing of materials. In 2 books. Book 2. Electrotechnologies*. V.G. Zaleskii (Ed.). Minsk: Institute of Physics and Technology of the National Academy of Sciences of Belarus.
3. Fazulzianov, M.R., Rusinov, V.D., Nugumanova, E.I. & SHivoev, R.S. (2023). Methods of surface hardening of machine parts using the example of a crankshaft. *Proceedings of the 3-rd National Scientific and Practical Conference: Modern Science and Education: achievements and development prospects*. Kerch: KMGU. (In Russ.).
4. Tabatchikova, T.I. (2008). Recrystallization and the possibility of implementing diffusion-free $\alpha \rightarrow \gamma$ transformations with ultrafast laser heating of steels. *Fizika metallov i metallovedenie*. (3), 294-318. (In Russ.).
5. Kovalenko, V.S., Verkhoturov, A.D., Golovko, L.F. & Podcherniaeva, I.A. (1986). Laser and electroerosion hardening of materials. Moscow: Nauka. (In Russ.).
6. Minaev, I.V., Kutepov, S.N., Klementev, D.S. & Ageev, E.V. (2023). The influence of laser processing modes on the change in the structure and mechanical properties of the surface layer of parts made of 30KhGSA steel. *Izvestiya YUgo-Zapadnogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Tekhnika i tekhnologii*. (1), 73-86. (In Russ.). doi.org/10.21869/2223-1528-2023-13-1-73-86.
7. Mirkin, L.I. (1979). X-ray structural control of engineering materials. Moscow: Mechanical engineering. (In Russ.).
8. Umansky, Ya.S., Skakov, Yu.A., Ivanov, A.N. & Rastorguev, L.N. (1982). Crystallography, radiography and electron microscopy. Moscow: Metallurgiya. (In Russ.).
9. Gorelik, S.S., Skakov, I.U.A. & Rastorguev, L.N. (2002). X-ray and electron-optical analysis. Moscow: MISIS. (In Russ.).
10. Novikov, I.I., Stroganov, G.B. & Novikov, A.I. (1994). Metallurgy, heat treatment and radiography Moscow: MISIS. (In Russ.).
11. Grigoriant, A.G., SHiganov, I.N. & Misiurov, A.I. (2006). Technological processes of laser processing. Moscow: MGTU im. N.E. Bauman. (In Russ.).
12. Sergeev, N.N., Minaev, I.V., Tikhonova, I.V., Kutepov, S.N., Komarova, M.I.U., Aliavdina, E.S., Gvozdev, A.E. & Kalinin, A.A. (2017). Fundamentals of laser and gas plasma processing of steels. Tula: TulSU Publishing House.

(In Russ.).

13. Zaitsev, A.V., Kovalev, O.B. Orishich, A.M. Fomin, V.M. & SHuliatev, V.B. (2006). Gas dynamics of laser cutting of thick-sheet metal plates with a continuous CO₂-laser. *Vychislitel'nye tekhnologii. Special Issue*. Volume 11 Part 1. 74-83. (In Russ.).
14. Groot, S.R. (1956). Thermodynamics of irreversible processes. Moscow: GITTL. (In Russ.).
15. Makeenkova, O.A. (2015). Investigation of thermodiffusion in rarefied three-component gas media at various concentrations and temperatures. Extended abstract of Candidate thesis. Moscow. (In Russ.).
16. Anufrik, S.S., Belash, V.Ch., Vasiliev, S.V., Ivanov, A.Yu. & Kopytsky, A.V. (2014). Thermodiffusion in metals under pulsed non-destructive laser action. *News of the National Academy of Sciences of Belarus. The series is Physical and mathematical*, (2), 105-110. (In Russ.).
17. Chudina, O.V. (2003). Combined methods of surface hardening of steels using laser heating. Theory and technology. Moscow: MADI. (In Russ.).
18. Gvozdev, A.E., Golyshev, I.V. Minaev, I.V., Sergeev, A.N., Sergeev, N.N., Tikhonova, I.V., KHonelidze, D.M. & Kolmakov, A.G. (2015). Multiparametric optimization of parameters of laser cutting of steel sheets. *Materialovedenie*, (2), 31-36. (In Russ.).
19. Grigoriant, A.G., Safonov, A.N., Maiorov, V.S., Baskov, A.F. & Ivashov, G.P. (1987). Distribution of residual stresses on the surface of steels hardened by a continuous CO₂-laser. *Materialovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, (9), 45-49. (In Russ.).
20. Petrochenko, S.V., Khao, T.S., IUI, S. & CHZhao, K. (2024). Assessment of the influence of the parameters of the laser quenching mode on the quality of the surface and surface layer of machine parts (overview). *Omskij nauchnyy vestnik*, (1), 56-65. (In Russ.).

Information about the authors

D.S. Klementyev - Senior lecturer of the Department of "Technology and Service" of the Tula State Pedagogical University named after L.N. Tolstoy.

I.V. Minaev - Candidate of Technical Sciences, General Director of the LLC Scientific and Production Enterprise "Telar".

A.N. Chukanov - Doctor of Technical Sciences, leading researcher of the department of "Technology and service" of the Tula State Pedagogical University named after L.N. Tolstoy.

S.S. Goncharov - Candidate of Technical Sciences, Associate Professor of the Department of «Mechanical Engineering and Materials Science» of the Tula State University.

S.N. Kutepov - Candidate of Pedagogical Sciences, Associate Professor of the Department of «Technology and Service» of the Tula State Pedagogical University named after L.N. Tolstoy.

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Статья поступила в редакцию 18 сентября 2024; одобрена после рецензирования 20 мая 2025; принята к публикации 26 мая 2025.

The article was received by the editorial board on 18 Sep 2024; approved after editing on 20 May 2025; accepted for publication on 26 May 2025.