

Трибологические характеристики конструкционных легированных сталей после лазерной модификации поверхности

С. И. Ярьско, А. Т. Козаков, А. В. Сидашов, В. И. Щербаков

Исследованы микроструктуры и трибологические характеристики модифицированной поверхности конструкционных легированных сталей 12Х2Н4А и 38Х2МЮА после лазерной обработки (ЛО) с использованием иттербиевого непрерывного волоконного лазера. Лазерную обработку поверхности осуществляли на воздухе при мощности лазерного излучения 75 и 100 Вт и скорости сканирования лазерного луча, изменяющейся в диапазоне от 2 до 14 мм/с. Микро- и макроструктура сталей исследованы методами металлографии и дюрOMETрии, определено строение зон лазерного воздействия (ЗЛВ) и структурные составляющие стали в них. Показано, что наиболее существенное влияние на размеры ЗЛВ оказывает скорость сканирования при мощности излучения 100 Вт. Максимальная глубина ЗЛВ при ЛО без оплавления поверхности при исследованных режимах составляет для стали 12Х2Н4А 310 мкм, для стали 38Х2МЮА — 170 мкм. В зависимости от режима упрочнения микротвердость в ЗЛВ для стали 12Х2Н4А увеличивается от 1,36 до 1,97 раза, для стали 38Х2МЮА — в 2,0 – 2,6 раза. В результате трибоиспытаний, выполненных по схеме “диск – палец”, показано, что при глубине упрочненного слоя ~ 100 мкм снижение линейного износа и интенсивности изнашивания для сталей 12Х2Н4А и 38Х2МЮА составляет 26,6 % и 43,9 % соответственно.

Ключевые слова: лазерная обработка, конструкционные стали, зона лазерного воздействия, металлография, микротвердость, трибоиспытания, интенсивность изнашивания.

DOI: 10.30791/1028-978X-2023-6-67-79

Введение

Конструкционные стали широко применяют для деталей, работающих в условиях постоянных и переменных нагрузок, агрессивных сред и высоких температур. Повышенные требования к износостойкости, прочностным характеристикам определяют необходимость использования для их достижения традиционных методов химико-термической обработки, например, азотирования или цементации [1 – 4], а так же лазерной обработки (ЛО) [5 – 8].

Упрочняющая ЛО является одним из физико-химических методов обработки сталей и сплавов, обеспечивающих повышение износостойкости, уменьшение коэффициента трения в зоне контакта. ЛО оказывает существенное влияние не только на износостойкость, но и на теплостойкость, механические характеристики, остаточные напряжения в по-

верхностном слое материала [5 – 7]. Преимуществом упрочняющей ЛО по сравнению, например, с технологиями нанесения износостойких покрытий, являются высокие значения глубины зоны упрочнения, достигающие при закалке импульсным и непрерывным излучением без оплавления поверхности 0,07 – 0,15 мм и 0,8 – 0,9 мм соответственно [5 – 6, 9 – 11]. Кроме того, лазерная закалка приводит к минимальным деформациям в поверхностном слое материала, а возможность регулирования параметров ЛО позволяет легко получать требуемую структуру поверхностного слоя и соответствующие ей свойства [6, 7, 12, 13].

Процессы лазерного упрочнения реализованы для конструкционных сталей различного назначения, химического состава и структуры [11, 14 – 29]. Обеспечение высокого уровня эксплуатационных свойств деталей и узлов трения машин и механизмов достигается за счет применения многофунк-

ональных покрытий и упрочняющих технологий, а также комбинированных методов обработки сопряженных поверхностей.

В экспериментальных работах по лазерной термообработке сталей, отличающихся химическим составом, структурой, назначением, качеством, исследуется связь между условиями облучения (мощностью лазерного излучения, скоростью сканирования), шириной и глубиной зон лазерного воздействия, и формирующимися при этом структурами сталей.

Для оптимизации режимов упрочняющей ЛО сталей используется моделирование процессов формирования зоны лазерного воздействия (ЗЛВ) либо на основе решения задач теплопроводности, либо основе анализа полиморфного превращения [8, 30 – 32]. В ряде случаев применяется регрессивный и дисперсионный анализ, модели на основе искусственной нейронной сети [19, 20], метод Тагучи [22]. Некоторые результаты моделирования, например, расчетные профили твердости в пределах 700 – 800 HV и степень однородности структуры в ЗЛВ для стали AISI 4140 (аналог стали 38ХМА по ГОСТ 4543-2016) [15] или рассчитанные распределения микротвердости и остаточных напряжений в ЗЛВ для этой же стали [16] хорошо согласуются с данными экспериментов. Наличие остаточных напряжений сжатия после ЛО непрерывным излучением оказывает благоприятное влияние на повышение контактной прочности стали 25ХГТ [21], запас циклической прочности которой был наибольшим, когда в ЗЛВ наблюдалась мелкодисперсная мартенсито-аустенитная структура с микротвердостью более 8000 МПа. Результаты металлографических исследований стали 38Х2МЮА после упрочняющей ЛО свидетельствуют о достижении в зоне наиболее дисперсного мартенсита значения твердости на уровне 800 – 850 HV на глубине до 0,3 мм [14, 18]. Существенное повышение уровня остаточных сжимающих напряжений получено при использовании технологии лазерного ударного упрочнения для повышения прочностных характеристик сталей [33, 34]. Так, для стали AISI 4140 (ГОСТ 38ХМА) при обработке с плотностью мощности 1,5 – 4,0 ГВт/см² сжимающие остаточные напряжения находятся на уровне минус (370 – 500) МПа, что приводит к росту предела прочности при изгибе с 875 до 1125 МПа [35]. А для высокопрочной хромоникелевой стали при лазерной обработке наносекундными импульсами с энергией 3 Дж зафиксированы остаточные напряжения сжатия величиной до минус 530 МПа и установлено увеличение усталостной долговечности на 31,7 % [36].

Хромоникелевая сталь 12Х2Н4А и хромоалюминиевая с молибденом сталь 38Х2МЮА применяются, как правило, для изготовления особо ответственных цементуемых и азотируемых деталей соответственно. К деталям предъявляются требования высокой прочности, пластичности и вязкости сердцевины, а также поверхностной твердости. Для повышения прочности поверхность модифицируют различными методами, например, токами высокой частоты или дробеструйной обработкой [25, 26]. В тех случаях, когда необходимо сохранять геометрию поверхности деталей и избежать износа с образованием питтинга и частиц износа [25, 27], повышение сопротивления усталостному разрушению достигается лазерной обработкой [21, 28, 29]. Лазерная закалка непрерывным излучением (1 кВт) высокопрочной теплостойкой стали 20Х3НЗМФБА позволяет получить упрочненный слой толщиной до 0,38 мм с микротвердостью до 7300 МПа [17] и в ряде случаев заменить цементацию.

Цель настоящей работы — экспериментальное определение оптимальных режимов лазерной поверхностной упрочняющей обработки конструкционных сталей 38Х2МЮА и 12Х2Н4А, исследование их влияния на структуру сталей в ЗЛВ и трибологических характеристик поверхности ЗЛВ.

Эксперимент

Материалы

Химический состав 12Х2Н4А и 38Х2МЮА сталей в соответствии с ГОСТ 4543-2016 [37] приведен в табл. 1. Образцы сталей для металлографических и трибологических исследований имели размеры 30 × 30 × 4 мм.

Лазерная обработка

Лазерную обработку проводили с использованием иттербиевого непрерывного волоконного лазера ИЛМ-100-В с длиной волны 1,07 мкм. Мощность излучения (P) составляла 75 и 100 Вт, скорость обработки (V) варьировалась от 2 до 14 мм/с. Схема обработки поверхности образцов исследуемых сталей для металлографических исследований приведена на рис. 1, режимы обработки — в табл. 2. При обработке отдельные дорожки ЛО располагались на расстоянии (Δl), исключая взаимное влияние друг на друга (рис. 1).

Образцы исследуемых сталей для трибоиспытаний обрабатывали по следующей схеме. Лазерный

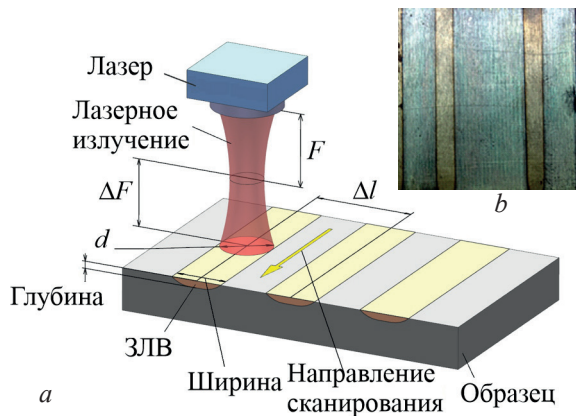


Рис. 1. Схема обработки поверхности образцов сталей для металлографических исследований (а) и внешний вид подготовленной для испытаний на трение поверхности ЗЛВ образцов стали 12Х2Н4А (b).

Fig. 1. Scheme of surface treatment of steel samples for metallographic studies (a) and the appearance of the ZLV surface of 12X2H4A steel samples prepared for friction testing (b).

луч перемещался по поверхности образца параллельно одной из сторон, формируя полосы шириной 1,6 – 1,8 мм. Режимы ЛО (мощность излучения и скорость сканирования), расстояние между центрами полос Δl и значение параметра расфокусировки ΔF (рис. 1а) выбирались таким образом, чтобы исключить оплавление поверхности. В результате вся облученная область образца представляла собой достаточно однородную структуру (рис. 1b). Данное качество поверхности обеспечивалось при ЛО на следующих режимах: для стали 12Х2Н4А $P = 75$ Вт; $V = 8,9$ мм/с; $\Delta l = 0,6$ мм; $\Delta F = 60$ мм; для стали 38Х2МЮА $P = 75$ Вт; $V = 8,5$ мм/с; $\Delta l = 0,35$ мм; $\Delta F = 50$ мм.

Микроструктурный анализ

Микроструктурный анализ выполняли на поперечных шлифах. Наклепанный слой снимали

трехкратным чередованием полировки алмазной пастой и травления 4 %-м раствором HNO_3 в этиловом спирте. Для выявления структуры основного металла и ЗЛВ использовали тот же реактив. Измерение микротвердости проводил с помощью твердомера ПТМ-3 (Россия) при нагрузке 100 г. Металлографический анализ осуществляли методом оптической микроскопии с помощью оптического микроскопа NEOPHOT-30 (Carl Zeiss).

Трибологические испытания

Для испытаний на трение скольжение по схеме “диск – палец” были использованы образцы обеих марок сталей. При испытаниях в качестве пальца использовался полый цилиндр диаметром 6 мм с толщиной стенки 1 мм, изготовленный из закаленной стали 40Х. Вращение цилиндра со скоростью 580 об/мин осуществлялось без смазывающей жидкости по плоскости стального образца для двух типов контактных пар: без ЛО плоскости образца и после ЛО. Время испытаний для всех экспериментов было равно 60 мин. Во всех случаях давление в зоне контакта составило 12,5 МПа.

Установка для трибоиспытаний, аналогичная описанной в [38], была оснащена системой сбора данных с каналами измерения осевых и касательных усилий, а также температуры разогрева испытываемой пары трения. При нагружении упругого элемента датчиков нормальной и касательной сил разность потенциалов, возникающая на плечах измерительного моста, пропорциональна приложенной нормальной и касательной нагрузкам. В качестве датчика температуры была использована хромель-алюмелевая термопара.

В процессе испытаний с помощью многоканальной быстродействующей микроконтроллерной системы сбора данных АЦП Е14-140 фирмы L-Card (Россия) проводили автоматизированный сбор и мониторинг информации с датчиков нормальной нагрузки, момента трения и температуры фрикционного разогрева. Для получения и обра-

Таблица 1

Химический состав сталей 12Х2Н4А и 38Х2МЮА (масс. %)

	Содержание, масс. %										
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Al	Cu	S	P	Fe
12Х2Н4А	0,09 – 0,15	0,17 – 0,37	0,3 – 0,6	1,25 – 1,65	3,25 – 3,65	—	—	< 0,3	< 0,025	< 0,025	основа
38Х2МЮА	0,35 – 0,42	0,2 – 0,45	0,3 – 0,6	1,35 – 1,65	< 0,3	0,15 – 0,25	0,7 – 1,1	< 0,3	< 0,025	< 0,025	основа

Table 1

Chemical composition of steels E3310 and A290C1M (wt. %)

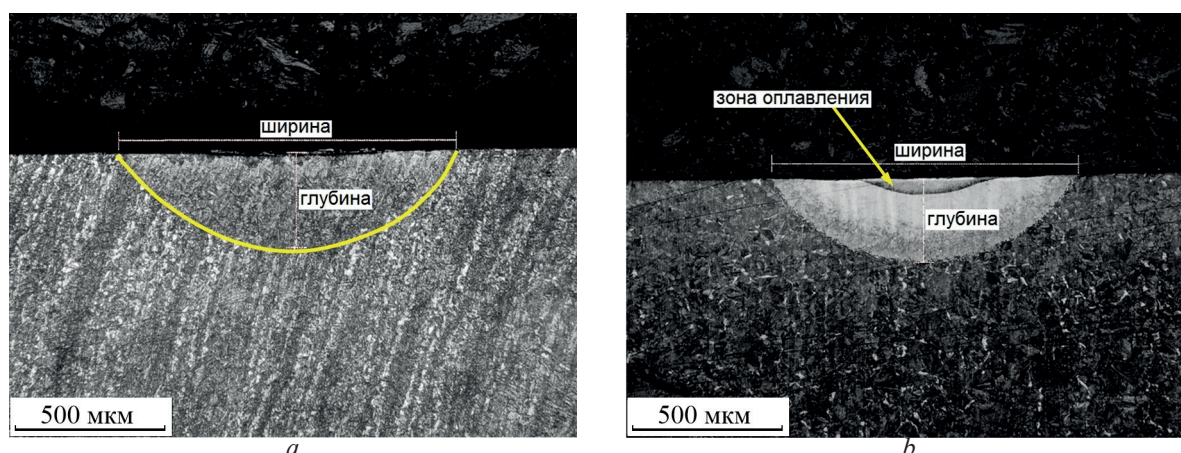


Рис. 2. Внешний вид ЗЛВ на поперечном шлифе: *a* — сталь 12X2H4A; *b* — сталь 38X2MЮА.

Fig. 2. The appearance of the laser action zone on the cross section: *a* — steel E3310; *b* — steel A290C1M

ботки данных, поступающих с АЦП, использовали программный пакет PowerGraph.

После испытаний оценку линейного износа проводили с помощью профилографа-профилометра “Abris-PM7” фирмы Abris (Russia).

Обсуждение результатов

Макроструктура сталей, геометрические и прочностные характеристики ЗЛВ

Внешний вид ЗЛВ на поперечном шлифе стали 12X2H4A для одного из типичных режимов ЛО ($P = 100$ Вт; $V = 2$ мм/с) показан на рис. 2*a*, а на рис. 2*b* приведена макроструктура ЗЛВ для стали 38X2MЮА ($P = 100$ Вт; $V = 2$ мм/с).

В табл. 2 представлены данные о ширине и глубине зоны упрочнения для всех исследованных

режимов ЛО для обеих марок сталей. Видно, что размеры зоны упрочнения в поверхностном слое уменьшаются при возрастании скорости сканирования лазерного луча (табл. 2, рис. 3).

Для стали 12X2H4A значение ширины ЗЛВ уменьшается менее значительно с ростом скорости сканирования с 2 до 11 мм/с (на 28 % для мощности 100 Вт (рис. 3, кривая 1) и на 21 % при мощности лазерного излучения 75 Вт (рис. 3, кривая 3)), чем глубина ЗЛВ. Увеличение скорости сканирования в этих же пределах оказывает более существенное влияние на значение глубины ЗЛВ для мощности 100 Вт, когда значение глубины уменьшается более чем на 45 % (рис. 3, кривая 5), тогда как для мощности 75 Вт — только на ~ 15 % (рис. 3, кривая 7). Таким образом, указанная тенденция более ярко выражена при мощности лазерного излучения 100 Вт, как для ширины, так и глубины ЗЛВ.

Таблица 2

Режимы ЛО и геометрические характеристики ЗЛВ на образцах сталей 12X2H4A и 38X2MЮА

Table 2

Modes of laser treatment and geometric characteristics of the laser action zone on samples of E3310 and A290C1M steels

Марка стали	Номер дорожки	Мощность, Вт	Скорость, мм/с	Ширина ЗЛВ, мкм	Глубина ЗЛВ, мкм
12X2H4A/38X2MЮА	1	100	2	1110/1010	311/279
12X2H4A/38X2MЮА	2		5	927/906	244/239
12X2H4A/38X2MЮА	3		8	875/823	206/194
12X2H4A/38X2MЮА	4		11	799/768	170/169
12X2H4A/38X2MЮА	5		14	726/720	149/143
12X2H4A	6	75	1	816	182
12X2H4A/38X2MЮА	7/6		2	700/720	142/147
12X2H4A/38X2MЮА	8/7		5	577/652	137/118
12X2H4A/38X2MЮА	9/8		8	525/589	112/106
12X2H4A/38X2MЮА	10/9		11	553/572	121/97

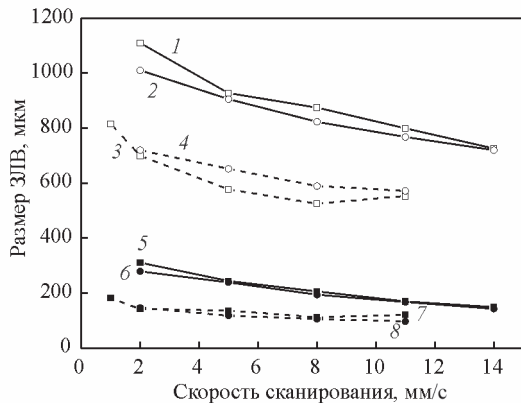


Рис. 3. Зависимость геометрических размеров ЗЛВ (ширина ЗЛВ (1 – 4), глубина ЗЛВ (5 – 8)) от скорости сканирования лазерного луча для сталей: 1, 3, 5, 7 — 12Х2Н4А; 2, 4, 6, 8 — 38Х2МЮА, при мощности 75 Вт (3, 4, 7, 8) и 100 Вт (1, 2, 5, 6).

Fig. 3. Dependence of the geometric dimensions of the laser action zone (width of the LAZ (1 – 4), depth of the LAZ (5 – 8)) on the scanning speed of the laser beam for steels: 1, 3, 5, 7 — E3310; 2, 4, 6, 8 — A290C1M, at a power of 75 W (3, 4, 7, 8) and 100 W (1, 2, 5, 6).

Уменьшение геометрических размеров ЗЛВ для стали 38Х2МЮА как при мощности лазерного излучения 100 Вт, так и мощности 75 Вт при возрастании скорости сканирования от 2 до 11 мм/с аналогично изменению характеристик ЗЛВ, наблюдаемых для стали 12Х2Н4А. Для мощности 100 Вт фиксируется уменьшение глубины почти на 40 % (рис. 3, кривая 6), а ширины ЗЛВ — на 24 % (рис. 3, кривая 2), для мощности излучения 75 Вт эти же показатели зафиксированы на уровне ~ 34 % (рис. 3, кривая 8) и 21 % (рис. 3, кривая 4) соответственно. Таким образом, ЛО при большей мощности лазерного излучения, как и в случае стали 12Х2Н4А, приводит к более значительному изменению размеров ЗЛВ. Этот вывод коррелирует с выводами работ [19, 20], где при изучении микроструктуры стали AISI 4340 (российский аналог: сталь 40ХН2МА) после ЛО непрерывным излучением мощного волоконного лазера (модель IPG YLS-3000-ST2, мощность излучения 3,2 кВт) установлено, что мощность лазера является фактором, оказывающим наибольшее влияние на параметры ЗЛВ и профиль твердости. В соответствии с результатами модельных и натурных экспериментов [24] увеличение геометрических размеров ЗЛВ с ростом мощности излучения также установлено при обработке стали 40Х 4 кВт — непрерывным лазерным источником.

При обработке образцов стали 38Х2МЮА излучением мощностью 100 Вт со скоростями от 2 до 8 мм/с (табл. 2, дорожки 1 – 3) на поверхности ЗЛВ наблюдается зона оплавленного металла, толщина которой снижается от 40 до 10 мкм по мере возрастания скорости ЛО. Ширина зоны оплавления составляет около 300 мкм.

Микротвердость в приповерхностном слое образцов стали 12Х2Н4А после ЛО определяется мощностью излучения и слабо зависит от скорости лазерного сканирования, достигает значений 350 – 400 $HV_{0,1}$ при мощности 100 Вт и 300 – 350 $HV_{0,1}$ при мощности 75 Вт. Для стали 38Х2МЮА при мощности 100 Вт микротвердость в приповерхностном слое достигает значений 500 – 650 $HV_{0,1}$ и практически не снижается при уменьшении мощности до 75 Вт и остается на уровне 500 – 600 $HV_{0,1}$. Изменение микротвердости по глубине модифицированного слоя обусловлено изменением его микроструктуры.

Микроструктура сталей до лазерного воздействия

До лазерной обработки в исходном состоянии после термообработки, включающей закалку с 880 °С и высокий отпуск при 630–650 °С сталь 12Х2Н4А имела структуру сорбита отпуска (рис. 4а) и микротвердость ~ 180 – 260 $HV_{0,1}$. Сталь 38Х2МЮА в отличие от стали 12Х2Н4А в исходном состоянии после закалки с 930 – 950 °С в масло и отпуска при 640 – 680 °С имела структуру троостита с фрагментами феррита и сорбита (рис. 4б) и микротвердость ~ 220 – 280 $HV_{0,1}$.

Микроструктура сталей после ЛО

Сталь 12Х2Н4А

На поверхности и в объеме закаленного слоя стали 12Х2Н4А после ЛО излучением с мощностью 100 Вт формируется структура речного мартенсита (темные участки) и верхнего бейнита (светлые участки) (рис. 5а), при мощности 75 Вт — бейнитная структура.

С понижением температуры зоны закалки в глубине модифицированного слоя стали 12Х2Н4А вблизи границы ЗЛВ с основным металлом при лазерной обработке с $P = 100$ Вт имеет место структура нижнего бейнита игольчатого мартенситоподобного строения с микротвердостью 260 – 390 $HV_{0,1}$. При обработке лазерным излучением мощностью 75 Вт зона, граничащая с основным

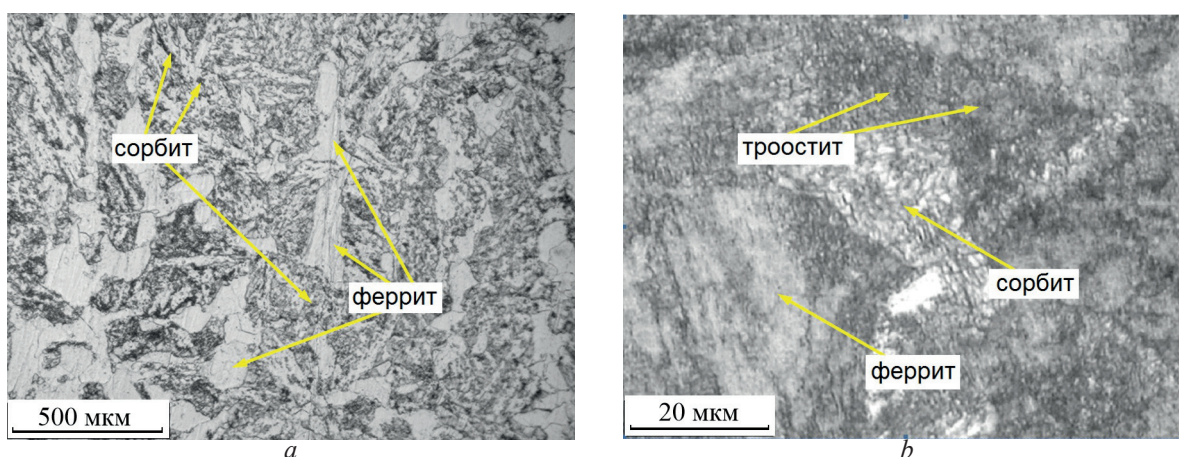


Рис. 4. Микроструктура до ЛО сталей: *a* — 12Х2Н4А, *b* — 38Х2МЮА.

Fig. 4. Microstructure before laser treatment of steels: *a* — E3310, *b* — A290C1M.

металлом, представлена узкой, до 30 мкм, прослойкой, структура которой сформировалась в результате неполной аустенизации при нагреве, и состоит из островков бейнита в ферритной матрице (рис. 5*b*), микротвердость которой составляет 290–357 $HV_{0,1}$.

При некоторых режимах ЛО микротвердость вблизи границы ЗЛВ с основным металлом имеет значения выше, чем на поверхности. Например, при ЛО ($P = 100$ Вт, $V = 2$ мм/с) в приповерхностном слое на глубине 20 мкм микротвердость находится на уровне 364 $HV_{0,1}$ и сохраняется практически постоянной до глубины 200 мкм, а затем возрастает до 379 $HV_{0,1}$ на глубине 250 мкм. Подобная ситуа-

ция наблюдается также и при анализе распределения микротвердости по глубине ЗЛВ для режимов ЛО с мощностью 75 Вт (табл. 2, дорожки 7 и 8). Поскольку сталь 12Х2Н4А не обладает склонностью к вторичному твердению при отпуске, это может быть вызвано наклепом металла и наличием сжимающих остаточных напряжений, возникших в результате лазерной обработки. Очевидно, что на образование последних влияют некие случайные факторы, которые не контролировали и которыми не управляли при ЛО (в частности, к ним можно отнести химическую и, как следствие, структурную неоднородность образцов, использованных для экспериментов).

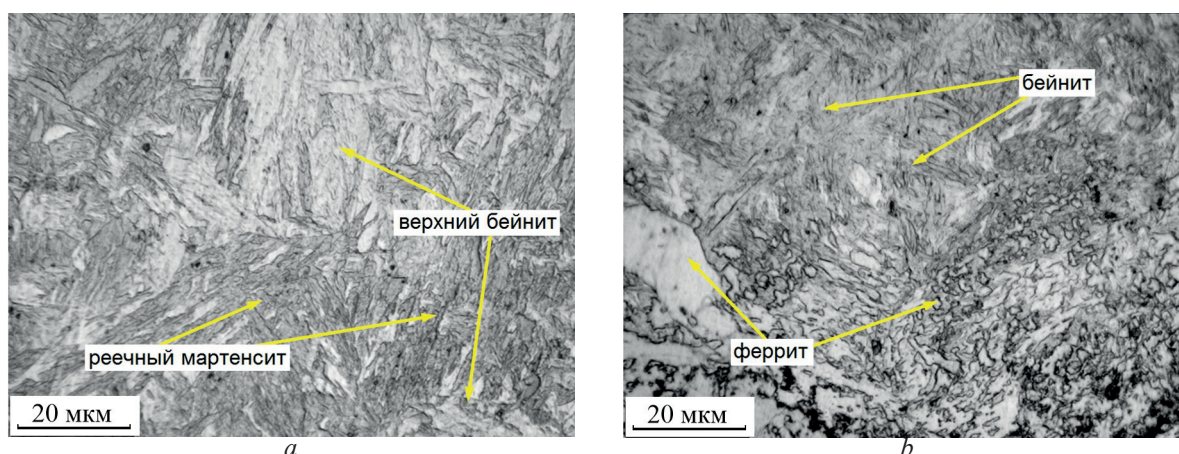


Рис. 5. Микроструктура зоны лазерной закалки стали 12Х2Н4А: *a* — на поверхности при $P = 100$ Вт; *b* — на границе ЗЛВ с основным металлом при $P = 75$ Вт.

Fig. 5. Microstructure of the laser hardening zone of E3310 steel: *a* — on the surface at $P = 100$ W; *b* — on the boundary of the laser action zone with the base metal at $P = 75$ W.

Максимальное увеличение микротвердости для рассмотренных режимов ЛО составляет $\sim 1,7$ раза при мощности лазерного излучения 100 Вт и $\sim 1,5$ раза при мощности 75 Вт. Максимальная глубина зоны упрочнения составляет 310 мкм при мощности лазерного излучения 100 Вт и 180 мкм при мощности 75 Вт.

Сталь 38Х2МЮА

Для стали 38Х2МЮА зависимость микроструктуры металла от режимов ЛО является более сложной, чем для стали 12Х2Н4А. Это отражается в изменении микроструктуры стали по глубине ЗЛВ и проявляется в зависимости микроструктуры от мощности излучения и скорости сканирования лазерного луча.

На рис. 6 представлены структуры по глубине ЗЛВ стали 38Х2МЮА после ЛО ($P = 100$ Вт, $V = 2$ мм/с, табл. 2, дорожка 1). При изучении ЗЛВ, полученной при данном режиме ЛО, выявлена тонкая, ~ 10 мкм, нетравящаяся в металлографическом реактиве прослойка, предположительно — аустенит (рис. 6а). Верхний слой в зоне упрочнения — переплавленный, имеет наибольшую микротвердость 600 – 700 $HV_{0,1}$ и мартенситную структуру (рис. 6а). Ниже в упрочненной зоне наблюдается мартенсито-бейнитная микроструктура с твердостью 470 – 570 $HV_{0,1}$. В нижней части ЗЛВ, вплоть до границы с основным металлом, доля бейнита возрастает (рис. 6б), микротвердость при этом существенно не снижается. Полученные данные существенно не отличаются от типичных значе-

ний микротвердости, наблюдаемых после ионного азотирования стали 38Х2МЮА, согласно которым максимальная микротвердость стали в приповерхностном слое составляет 750 – 800 $HV_{0,05}$ при глубине диффузионного слоя 290 – 330 мкм [39].

Микроструктура ЗЛВ, наблюдаемая после ЛО с мощностью $P = 100$ Вт при большей скорости сканирования $V = 5$ мм/с (табл. 2, дорожка 2), отличается от микроструктуры, полученной в результате ЛО при меньшей скорости сканирования $V = 2$ мм/с (табл. 2, дорожка 1), отсутствием аустенита в приповерхностном слое и меньшей глубиной оплавленного слоя.

Металлографический анализ микроструктур стали 38Х2МЮА и соответствующих им величин микротвердости показывает их изменения при вариации скорости сканирования и мощности лазерного излучения.

Так, после ЛО при мощности $P = 100$ Вт и $V = 8$ мм/с (табл. 2, дорожка 3) верхний слой в зоне упрочнения — переплавленный, имеет толщину до 10 мкм, мартенсито-бейнитную структуру и соответствующую ей микротвердость 450 – 500 $HV_{0,1}$. В средних участках ЗЛВ упрочненный слой имеет дисперсную мартенсито-бейнитную структуру микротвердостью до 590 $HV_{0,1}$. Вблизи границы ЗЛВ с основным металлом в основном имеет место бейнитная структура с микротвердостью 480 – 500 $HV_{0,1}$.

Увеличение скорости сканирования до 11 мм/с и 14 мм/с (табл. 2, дорожки 4 и 5) при сохранении мощности лазерного излучения $P = 100$ Вт меняет микроструктуру зоны закалки, где наблюдается

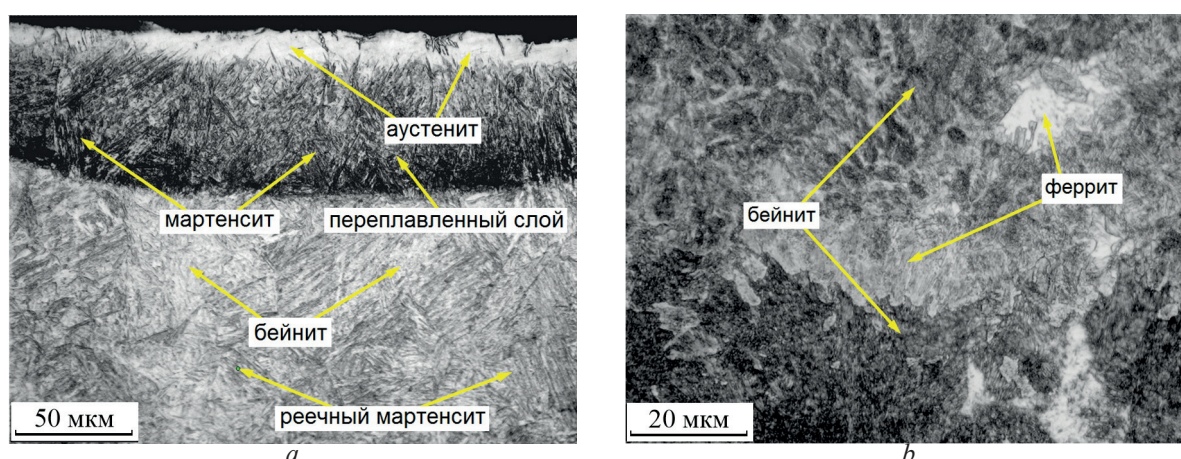


Рис. 6. Микроструктура ЗЛВ, полученная при обработке стали 38Х2МЮА при мощности $P = 100$ Вт и скорости сканирования $V = 2$ мм/с: а — зона оплавления и закалки; б — граница ЗЛВ/основной металл.

Fig. 6. The microstructure of the laser action zone obtained by processing A290C1M steel at a power of $P = 100$ W and a scanning speed of $V = 2$ mm/s: a — the melting and quenching zone; b — the boundary of the laser action zone/base metal.

структура мартенсит + верхний бейнит с микротвердостью 590 – 620 HV_{0,1}.

Микроструктура средней части ЗЛВ, полученной при увеличенных скоростях сканирования 11 мм/с и 14 мм/с и той же мощности $P = 100$ Вт (дорожки 4 и 5, табл. 2), идентична нормализованной. Скорость охлаждения с увеличением скорости сканирования становится недостаточной для закалки. Поэтому фазовое превращение здесь прошло по диффузионному механизму с образованием троостита с мелким зерном и пограничной ферритной “оторочкой”. Величина микротвердости составляет 510 – 560 HV_{0,1}. На границе с основным металлом микроструктура — троостит и сорбит отпуска — аналогична, но имеет более крупное зерно. Микротвердость остается на том же уровне.

Из данных табл. 2 следует, что увеличение скорости сканирования фактически эквивалентно понижению используемой мощности лазера. Так при ЛО с мощностью 100 Вт и скоростью сканирования 14 мм/с и при ЛО с мощностью 75 Вт и $V = 2$ мм/с (табл. 2, дорожки 5 и 6) формируются ЗЛВ одного размера шириной 720 мкм и глубиной 143 и 147 мкм. Это возможно, если на поверхности и по глубине ЗЛВ достигаются одинаковые температуры. Микроструктуры в обоих случаях также совпадают.

Повышение скорости обработки с 5 до 11 мм/с при мощности 75 Вт приводит к последовательному уменьшению глубины ЗЛВ от 118 мкм до 97 мкм (табл. 2) при сохранении величины микротвердости на уровне 500 – 610 HV_{0,1}. При скорости сканирования 5 мм/с микроструктура зоны упрочнения представлена верхним бейнитом, а нижней области — трооститом с фрагментами перлита. Этой микроструктуре соответствует микротвердость около 500 HV_{0,1}. Увеличение скорости сканирования до 11 мм/с приводит к формированию в зоне упрочнения троостито-перлитной структуры с элементами бейнита.

Максимальное увеличение микротвердости для рассмотренных режимов ЛО составляет при 100 Вт ~ 2,6 раза с оплавлением поверхности и 2,4 раза без оплавления поверхности и ~ 2,3 раза при 75 Вт. Максимальная глубина зоны упрочнения составляет 279 мкм при мощности лазерного излучения 100 Вт, включая зону оплавления и 147 мкм при мощности 75 Вт.

Результаты трибологических испытаний сталей 12Х2Н4А и 38Х2МЮА

Эпюры величин, измеряемых во время испытаний на трение поверхности сталей 12Х2Н4А и 38Х2МЮА, представлены на рис. 7. Кривая 1 иллюстрирует изменение момента трения, кривая 2 — кривая нормальной нагрузки, кривая 3 — зависимость температуры от времени. На вставках к рис. 7 показан внешний вид поверхностей износа после испытаний.

Лазерную обработку поверхности образцов обеих сталей, предназначенных для проведения трибоиспытаний, проводили на режимах, обеспечивающих глубину упрочненного слоя около 100 – 110 мкм.

После испытаний профилометрированием измеряли линейный износ, равный глубине канавки в месте касания пальца и поверхности исследуемого образца, и определяли интенсивность изнашивания как отношение линейного износа к пути трения. За путь трения принимали относительное перемещение трущихся поверхностей в течение всего цикла измерений. Значения линейного износа, интенсивности изнашивания и пути трения приведены в табл. 3.

Вследствие абразивного изнашивания испытываемых образцов наблюдали значительный разброс величины момента трения (соответственно силы трения и коэффициента трения).

Таблица 3

Результаты трибоиспытаний

Table 3

Results of tribological testing

Материал	Состояние поверхности	Линейный износ, мкм	Путь трения, м	Интенсивность изнашивания, мкм/м	Коэффициент трения
12Х2Н4А	без ЛО	410	565,2	0,725	0,70
	после ЛО	301	565,2	0,533	0,86
38Х2МЮА	без ЛО	323	565,2	0,571	0,80
	после ЛО	181	565,2	0,320	0,60

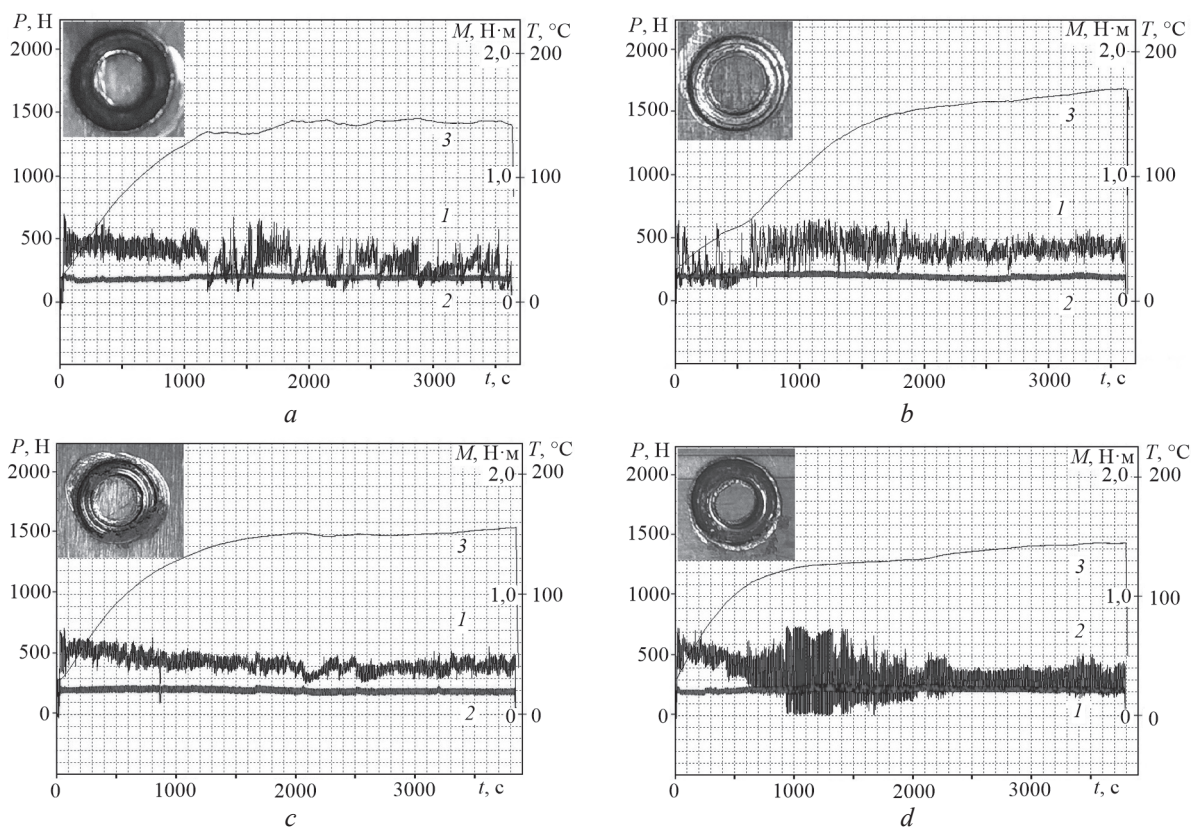


Рис. 7. Изменение параметров, контролируемых при проведении трибоиспытаний сталей: *a, b* — 12Х2Н4А; *c, d* — 38Х2МЮА, в исходном состоянии (*a, c*) и после ЛО (*b, d*).

Fig. 7. Change of parameters controlled during tribological testing of steels: *a, b* — E3310; *c, d* — A290C1M; in the initial state (*a, c*) and after laser treatment (*b, d*).

У образцов после ЛО зафиксировано уменьшение линейного износа и интенсивности изнашивания на 26,6 и 43,9 % соответственно для сталей 12Х2Н4А и 38Х2МЮА.

Выводы

1. Экспериментально показано, что обработка поверхности сталей 12Х2Н4А и 38Х2МЮА непрерывным лазерным излучением различной мощности приводит к увеличению микротвердости в ЗЛВ. Для стали 12Х2Н4А данный показатель возрастает от 1,36 до 1,97 раза, для стали 38Х2МЮА после ЛО без оплавления поверхности — в 2,0 – 2,6 раза в зависимости от режима упрочнения, что является существенным фактором снижения износа материалов. При этом микротвердость в ЗЛВ определяется в основном мощностью лазерного излучения и слабо зависит от скорости сканирования лазерного луча.

2. Установлено, что максимальная глубина ЗЛВ при ЛО без оплавления поверхности при исследо-

ванных режимах составляет для стали 12Х2Н4А 310 мкм, для стали 38Х2МЮА — 170 мкм и возрастает для стали 38Х2МЮА в режиме с оплавлением до 279 мкм.

3. В результате испытаний на трение скольжение по схеме “диск – палец” установлено, что лазерная обработка непрерывным излучением поверхности контакта приводит к снижению линейного износа и интенсивности изнашивания на 26,6 и 43,9 % соответственно для сталей 12Х2Н4А и 38Х2МЮА.

Козаков А.Т. благодарен Министерству науки и высшего образования РФ (Государственное задание в сфере научной деятельности 2023 г. №FENW-2023-0014) за финансовую поддержку.

Литература/References

1. Герасимов С.А., Куксенова Л.И., Лаптева В.Г. Структура и износостойкость азотированных конструкционных сталей и сплавов. М.: Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2012, 393 с.

- Gerasimov S.A., Kukseniva L.I., Lapteva V.G. *Struktura i iznosostojkost' azotirovannykh konstrukcionnykh stalej i splavov* [Structure and wear resistance of nitrided structural steels and alloys], Moscow, Publishing House of Bauman Moscow STU, 2012, 393 p. (In Russ.).
- 2. Славин А.В., Ляхов А.А., Вишталюк А.А. и др. Особенности разрушения азотированных образцов сталей 38Х2МЮА и 30Х3МА. Труды ВИАМ, 2021, № 9, с. 76 – 84.
- Slavin A.V., Lyakhov A.A., Vishtalyuk A.A. et al. *Osobennosti razrusheniya azotirovannykh obraztsov stalej 38Kh2MYuA i 30Kh3MA* [Features of destruction of nitrided steel samples 38X2MYA and 30X3MA]. Trudy VIAM [Proceedings of VIAM], 2021, no. 9, pp. 76 – 84, (in Russ.).
- 3. Дементьев В.Б., Иванова Т.Н., Ломаева Т.В. Исследование процесса азотирования легированных сталей. Химическая физика и мезоскопия, 2020, т. 22, № 3, с. 299 – 306.
- Dementiev V.B., Ivanova T.N., Lomaeva T.V. *Issledovanie protsessa azotirovaniya legirovannykh stalej* [Study of the nitriding process of alloy steels]. Krimicheskaya fizika i mezoskopiya [Chemical physics and mesoscopy], 2020, v. 22, no. 3, pp. 299 – 306, (in Russ.).
- 4. Майсурадзе М.В., Рыжков М.А., Беликов С.В. и др. Цементация, нитроцементация и азотирование стальных изделий: учебное пособие. Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2021, 102 с.
- Maisuradze M.V., Ryzhkov M.A., Belikov S.V. et al. *Tsementatsiya, nitrotsementatsiya i azotirovanie stal'nykh izdelij: uchebnoe posobie* [Cementation, nitrocementation and nitriding of steel products], Ekaterinburg: Publishing House of the Ural University, 2021, 102 p., (in Russ.).
- 5. Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н., Мисюров А.И. Технологические процессы лазерной обработки. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2006, 664 с.
- Grigoryants A.G., Shiganov I.N., Misyurov A.I. *Tekhnologicheskie protsessy lazernoj obrabotki*. [Technological processes of laser processing]. Moscow, Publ. House of Bauman Moscow STU, 2006, 664 p. (In Russ.).
- 6. Lawrence J.R. *Advances in laser materials processing: technology, research and applications*, USA, Elsevier Science, 2017, 802 p.
- 7. Козаков А.Т., Яреско С.И., Сидашов А.В. Модификация и анализ поверхности сталей и сплавов. Ростов н/Д: Изд-во ФГБОУ ВПО РГУПС, 2015, 378 с.
- Kozakov A.T., Yaresko S.I., Sidashov A.V. *Modifikatsiya i analiz poverkhnosti stalej i splavov* [Modification and surface analysis of steels and alloys], Rostov-on-Don, Publ. Rostov STU., 2015, 377 p. (in Russ.).
- 8. Zohuri B. *Thermal effects of high power laser energy on materials*. USA, Springer, 2021, 420 p.
- 9. Sidashov A.V., Kozakov A.T., Yares'ko S.I., Kakovkina N.G., Manturov D.S. Study of the phase composition and tribological properties of carbon tool steels after laser surface hardening by quasi – CW fiber laser. *Surface & Coatings Technology*, 2020, v. 385, art. 125427(13), <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2020.125427>.
- 10. Moradi M., Arabi H., Nasab S.J., Benyounis K.Y. A comparative study of laser surface hardening of AISI 410 and 420 martensitic stainless steels by using diode laser. *Optics and Laser Technology*, 2019, v. 111, pp. 347 – 357. <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2018.10.013>
- 11. Kirschner V., Švec M., Škréťová A., Dvořák L. The effect of the laser spots overlap on the structure during square parts quenching of 1.7225 steel. *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*, 2019, v. 461, art. 012038, doi: 10.1088/1757-899X/461/1/012038
- 12. Zhaoyun C.H., Guijuan Z., Zhonghua C. Microstructure and hardness investigation of 17-4PH stainless steel by laser quenching. *Materials Science and Engineering A*, 2012, v. 534, pp. 536 – 541, doi:10.1016/j.msea.2011.12.004
- 13. Lee J.H., Jang J.H., Joo B.D. et al. Laser surface hardening of AISI H13 tool steel. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, 2009, v. 19, iss. 4, pp. 917 – 920, doi: 10.1016/S1003-6326(08)60377-5.
- 14. Safonov A.N. Structure and microhardness of the surface layers of iron-carbon alloys after laser heat treatment. *Met. Sci. Heat Treat.*, 1996, v. 38, iss. 2, pp. 68 – 74, <https://doi.org/10.1007/BF01362160>.
- 15. Mioković T., Schulze V., Vöhringer O., Löhe D. Prediction of phase transformations during laser surface hardening of AISI 4140 including the effects of inhomogeneous austenite formation. *Materials Science and Engineering A*, 2006, v. 435 – 436, pp. 547 – 555, doi: 10.1016/j.msea.2006.07.037.
- 16. Bailey N.S., Tan W., Shin Y.C. Predictive modeling and experimental results for residual stresses in laser hardening of AISI 4140 steel by a high power diode laser. *Surface & Coatings Technology*, 2009, v. 203, iss.14, pp. 2003 – 2012, doi: 10.1016/j.surfcoat.2009.01.039.
- 17. Магин Д.Ю., С.В. Костромин С.В. Исследование структуры и свойств высокопрочной теплостойкой стали после объемной термической обработки и лазерного поверхностного упрочнения. Труды НГТУ им. Р.Е. Алексеева, 2013, № 4, с. 256 – 261.
- Magin D.Yu., Kostromin S.V. *Issledovanie struktury i svojstv vysokoprochnoj teplostojkoj stali posle ob'emnoj termicheskoj obrabotki i lazernogo poverkhnostnogo uprochneniya* [Study of the structure and properties of high-strength heat-resistant steel after volumetric heat treatment and laser surface hardening]. Trudy NGTU im. R.E. Alekseeva [Proceedings of the NSTU named after R.E. Alekseev], 2013, no. 4, pp. 256 – 261. (in Russ.).
- 18. Idan A.F.I., Akimov O., Golovko L., Goncharuk O., Kostyk K. The study of the influence of laser hardening conditions on the change in properties of steels. *Восточно-Европейский журнал передовых технологий. Vostochno-Evropskij zhurnal perezodnykh tekhnologij* [Eastern European Journal of Advanced Technologies], 2016, v. 2, no. 5 (80), с. 69 – 73.

19. Borki A.K., Ouafi A.El, Chebak A. Experimental investigation of laser surface transformation hardening of 4340 steel spur gears. *J. Manuf. Mater. Process*, 2019, v. 3, no. 3, art. 72, doi: 10.3390/jmmp3030072.
20. Barka N., Karganroudi S.S., Fakir R., Thibeault P., Kemda V.B.F. Effects of laser hardening process parameters on hardness profile of 4340 steel spline – an experimental approach. *Coatings*, 2020, v. 10 (4), art. 342, doi: 10.3390/coatings10040342.
21. Тескер Е.И. Перспективы применения лазерной обработки (ЛО) для повышения надежности и технического уровня зубчатых колес и трансмиссий. *Вестник ИжГТУ имени М.Т. Калашникова*, 2017, т. 20, № 2, с. 97 – 102.
 - Tesker E.I. Perspektivy primeneniya lazernoj obrabotki (LO) dlya povysheniya nadezhnosti i tekhnicheskogo urovnya zubchatykh kolev i transmissij [Prospects for the use of laser processing (LO) to improve the reliability and technical level of gears and transmissions]. *Vestnik IzhGTU imeni M.T. Kalashnikova* [Bulletin of IzhGTU named after M.T. Kalashnikov], 2017, v. 20, no. 2, pp. 97 – 102, (in Russ.).
22. Tarchoun B., El Ouafi A., Chebak A. Experimental investigation of laser surface hardening of AISI 4340 steel using different laser scanning patterns. *J. of Minerals and Mater. Charact. and Eng.*, 2020, v. 8, no. 2, pp. 9 – 26, <https://doi.org/10.4236/jmmce.2020.82002>.
23. Лаптева В.Г., Куксенова Л.И., Алисин В.В. Влияние лазерной обработки на структуру поверхностных слоев конструкционных сталей и их износостойкость. *Проблемы машиностроения и надежности машин*, 2009, №2, с. 79 – 84.
 - Lapteva V.G., Kuksenova L.I., Alisin V.V. Vliyaniye lazernoj obrabotki na strukturu poverkhnostnykh sloev konstruksionnykh stalej i ikh iznosostojkost' [Influence of laser treatment on the structure of surface layers of structural steels and their wear resistance] *Problemy mashinostroeniya i nadezhnosti mashin* [Problems of mechanical engineering and machine reliability], 2009, no. 2, pp. 79 – 84. (in Russ.)
24. Бирюков В.П., Исаков В.В., Федотов А.Ю., Баулин Д.А. Определение параметров зон лазерной закалки сталей и их трибологических характеристик. *Фотоника*, 2019, т. 13, № 3, с. 242 – 250.
 - Biryukov V.P., Isakov V.V., Fedotov A.Yu., Baulin D.A. Determination of the parameters of the laser hardening of steels and their tribological features. *Photonics*, 2019, v. 13, no. 3, pp. 242 – 250, doi: 10.22184/FRos.2019.13.3.242.250.
25. Пугачева Н.Б., Трушина Е.Б., Антенорова Н.П., Пугачева Е.И. Сравнительные исследования характера разрушения зубьев шестерен из стали 38Х2Н2МА и стали 12Х2Н4А, работающих в экстремальных условиях. *Трение и износ*, 2015, т. 36, № 3, с. 301 – 309.
 - Pugacheva N.B., Trushina E.B., Antenorova N.P., Pugacheva E.I. Comparative studies of the character of destruction in 38Cr2Ni2MoA and 12Cr2Ni4A steel gearwheel teeth operated under extreme conditions. *Journal of Friction and Wear*, 2015, v. 36, no. 3, pp. 229 – 236, doi: 10.3103/S1068366615030125.
26. Гришин В.И. Повышение контактной выносливости деталей из цементуемой стал 12Х2Н4А. *Вестник научно-технического развития*, 2016, №11, с. 3 – 9.
 - Grishin V.I. Povysheniye kontaktnoj vyнослиivosti detalej iz tsementuemoj stali 12KH2N4A [Increasing the contact endurance of parts made of cemented steel 12X2H4A]. *Vestnik nauchno-tekhnicheskogo razvitiya* [Bulletin of Scientific and Technical development], 2016, no. 11, pp. 3 – 9, (in Russ.).
27. Пугачева Н.Б., Трушина Е.Б., Антенорова Н.П., Пугачева Е.И. Исследование характера и причин разрушения при эксплуатации цементованных ведущей и ведомой конических шестерен из стали 12Х2Н4А. *Вопросы материаловедения*, 2014, №4, с. 201 – 210.
 - Pugacheva N.B., Trushina E.B., Antenorova N.P., Pugacheva E.I. Issledovanie kharaktera i prichin razrusheniya pri ehkspluatatsii tsementovannykh vedushhej i vedomoj konicheskikh shesteren iz stali 12KH2N4A [Study of the nature and destruction causes during operation of cemented driving and driven bevel gears made of steel 12X2H4A]. *Voprosy materialovedeniya* [Questions of materials science], 2014, no. 4, pp. 201 – 210 (in Russ.).
28. Трегуб В.И., Никифоров А.М. Повышение сопротивления усталостному разрушению хромоникелевой стали лазерным воздействием. *Вестник Самарского университета. Аэрокосмическая техника, технологии и машиностроение*, 2011, т. 10, № 3 – 4, с. 182 – 186.
 - Tregub V.I., Nikiforov A.M. Povysheniye soprotivleniya ustalostnomu razrusheniyu khromonikelevoj stali lazernym vozdeystviem [Increasing the fatigue resistance of chromium-nickel steel by laser effect]. *Vestnik Samarskogo universiteta. Aehrokosmicheskaya tekhnika, tekhnologii i mashinostroenie* [Bulletin of Samara University. Aerospace engineering, technology and mechanical engineering], 2011, v. 10, no. 3 – 4, pp. 182 – 186, (in Russ.).
29. Бородина Г.Г., Крапошин В.С., Курочкин Ю.И., Степанов В.В. Влияние лазерного упрочнения поверхности на усталостную прочность стали. *Поверхность. Физика, химия, механика*, 1986, № 1, с. 123 – 127.
 - Borodina G.G., Kraposhin V.S., Kurochkin Yu.V., Stepanov V.V. Vliyaniye lazernogo uprochneniya poverkhnosti na ustalostnyuyu prochnost' stali [Effect of laser surface hardening on the fatigue strength of the steel]. *Poverkhnost'. Fizika, khimiya, mekhanika* [Surface. Physics, Chemistry, Mechanics], 1986, no. 1, pp. 123 – 127. (In Russ.).
30. Dobrzański L., Dobrzańska-Danikiewicz A. Applications of laser processing of materials in surface engineering in the industry 4.0 stage of the industrial revolution. *Materials Performance and Characterization*, 2019, v. 8, no. 6, pp. 1091 – 1129, doi: 10.1520/MPC20190203.

31. Гладуш Г.Г., Смулов И.Ю. Физические основы лазерной обработки материалов. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2017, 592 с.
 - Gladush G.G., Smurov I.Yu. Fizicheskie osnovy lazernoj obrabotki materialov [Physical basic of laser materials processing], Moscow: Fizmatlit Publ., 2017, 592 p. (in Russ.).
32. Kostov V., Gibmeier J., Wilde F. et al. Fast in situ phase and stress analysis during laser surface treatment: A synchrotron X-ray diffraction approach. Review of Scientific Instruments, 2012, v. 83, iss. 11, art. 115101, <https://doi.org/10.1063/1.4764532>.
33. Kalainathan S., Prabhakaran S. Recent development and future perspectives of low energy laser shock peening. Optics & Laser Technology, 2016, v. 81, pp. 137 – 144, <http://dx.doi.org/10.1016/j.optlastec.2016.02.007>.
34. JiajunWu, Jibin Zhao, Hongchao Qiao, Xianliang Hu, Yuqi Yang. The new technologies developed from laser shock processing. Materials, 2020, v. 13 (6), art. 1453, <https://doi.org/10.3390/ma13061453>.
35. Ye C., Suslov S., Kim B.J., Stach E.A., Cheng G.J. Fatigue performance improvement in AISI 4140 steel by dynamic strain aging and dynamic precipitation during warm laser shock peening. Acta Mater., 2011, v. 59 (3), pp. 1014 – 1025, <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.10.032>.
36. Yong W., Xibin W., Zhibing L. et al. Effects of laser shock peening in different processes on fatigue life of 32CrNi steel. Materials Science & Engineering A, 2020, v. 796, art. 139933, doi: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139933>.
37. ГОСТ 4543-2016Metalлопродукция из конструкционной легированной стали. Технические условия. М.: Стандартинформ, 2017, 56 с.
 - GOST 4543-2016 Metalloproduksiya iz konstruktsionnoj legirovannoj stali. Tekhnicheskie usloviya [GOST 4543-2016 Structural alloy steel products. Specifications], Moscow, Standartinform, 2017, 56 p. (In Russ.).
38. Ибагуллин И.Д. Триботехнические испытания на фрикционную совместимость. Самара: изд-во Самарского научного центра РАН, 2014, 217 с.
 - Ibatullin I.D. Tribotekhnicheskie ispytaniya na friktsionnuyu sovmestimost' [Tribotechnical tests for frictional compatibility], Samara, Publishing house of the Samara Scientific Center of the RAS, 2014, 217 p. (In Russ.).
39. Поболь И.Л. Ионное азотирование поверхности отверстий в длинномерных изделиях из сталей. Вестник Брестского государственного технического университета, 2019, № 4, с. 25 – 30.
 - Pobol I.L. Ionnoe azotirovanie poverkhnosti otverstij v dlinnomernykh izdeliyakh iz staley [Ionic nitriding of the holes surface in long steel products]. Vestnik Brestskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta [Bulletin of the Brest STU], 2019, no. 4, pp. 25 – 30. (In Russ.).

Статья поступила в редакцию — 12.07.2022 г.
после доработки — 27.07.2022 г.
принята к публикации — 28.07.2022 г.

Ярьско Сергей Игоревич — Самарский филиал Физического института им. П.Н. Лебедева РАН (443011, Самара, ул. Ново-Садовая, 221), доктор технических наук, заведующий лабораторией, специалист в области лазерной технологии, физики взаимодействия лазерного излучения с веществом, физики поверхности твердого тела, трибологии. E-mail: yarsi54@gmail.com.

Козаков Алексей Титович — НИИ Физики Южного федерального университета (344091, Ростов-на-Дону, пр. Стачки, 194), доктор физико-математических наук, заведующий отделом, специалист в области физики твердого тела, физики поверхности твердого тела, физики взаимодействия рентгеновского излучения с веществом, рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии, трибологии. E-mail: kozakov_a@mail.ru.

Сидашов Андрей Вячеславович — Ростовский государственный университет путей сообщения (344038, Ростов-на-Дону, пл. Народного Ополчения, 2), кандидат физико-математических наук, доцент, специалист в области физики твердого тела, физики поверхности твердого тела, физики взаимодействия рентгеновского излучения с веществом, рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии, трибологии. E-mail: iav-1980@yandex.ru.

Щербаков Владимир Иванович — Самарский филиал Физического института им. П.Н. Лебедева РАН (443011, Самара ул. Ново-Садовая, 221), инженер-исследователь, специалист в области лазерной технологии, трибологии. E-mail: vladimir@fan.smr.ru.

Tribological characteristics of structural alloy steels after laser modification of their surface

S. I. Yaresko, A. T. Kozakov, A. V. Sidashov, V. I. Scherbakov

The microstructure and tribological characteristics of the modified surface of AISI E3310 and AISI A290C1M structural alloy steels after laser treatment using an ytterbium continuous fiber laser have been studied. Laser surface treatment was carried out on air with laser power outputs of 75 W and 100 W and scanning speeds from 2 to 14 mm/s. Metallographic analysis and durometer testing were applied to determine the structure of laser action zones and the steel structural components there. It has been shown that the scanning speed at a laser power of 100 W has the most significant effect on the dimensions of the laser action zones. The maximum depth of the laser action zone during laser treatment without surface melting is 310 and 170 μm for E3310 and A290C1M steel, respectively. Depending on the mode of hardening, the microhardness in the laser action zones varies from 1.36 to 1.97 times for E3310 steel; as for A290C1M steel, it increases by 2.0 – 2.6 times. At 100 μm hardening depth, the reduction in linear wear and wear intensity reaches 26.6 % and 43.9 % for E3310 and A290C1M steel, respectively.

Keywords: laser treatment, structural steels, laser action zone, metallographic analysis, microhardness, tribological testing, wear intensity.

Yaresko Sergey — Samara Branch of P.N. Lebedev Physical Institute of the RAS (443011, Samara, Novo-Sadovaya Str., 221), Dr Sci (Eng), head of laboratory, specialist in laser technology, physics of interaction of laser radiation with matter, solid state surface physics, tribology. E-mail: yarsi54@gmail.com.

Kozakov Alexey — Research Institute of Physics of the Southern Federal University (344091, Rostov-on-Don, Stachki Ave., 194), Dr Sci (Phys-Math), head of department, specialist in solid state physics, solid state surface physics, physics of X-ray radiation interaction with matter, x-ray photoelectron spectroscopy, tribology. E-mail: kozakov_a@mail.ru.

Sidashov Andrey — Rostov State University of Communication (344038, Rostov-on-Don, People's Militia Square, 2), PhD (Phys-Math), associate professor, specialist in the field of solid state physics, solid state surface physics, interaction physics x-ray radiation with matter, X-ray photoelectron spectroscopy, tribology. E-mail: iav-1980@yandex.ru.

Scherbakov Vladimir — Samara Branch of P.N. Lebedev Physical Institute of the RAS (443011, Samara, Novo-Sadovaya Str., 221), research engineer, specialist in laser technology, tribology. E-mail: vladimir@fian.smr.ru.