

06

Формирование состава и характеристик поверхности хромоникелевой стали 12X18Н10Т при лазерном модифицировании в слое экспериментальной легирующей обмазки

© В.И. Проскуряков, И.В. Родионов

Саратовский государственный технический университет им. Ю.А. Гагарина,
410054 Саратов, Россия
e-mail: prosku.94@mail.ru

Поступило в Редакцию 7 июня 2021 г.
В окончательной редакции 4 октября 2021 г.
Принято к публикации 5 октября 2021 г.

Представлены результаты экспериментального исследования лазерного импульсного модифицирования поверхности нержавеющей стали 12X18Н10Т в слое легирующей обмазки из графитовой пасты и нанодисперсного порошка диоксида титана (анатаза) и без обмазки. Проведен сравнительный анализ влияния обмазки на элементный и фазовый составы, морфологические характеристики и микротвердость модифицированной поверхности. Установлено, что в результате обработки протекают процессы цементации и окисления поверхности, что позволило получить в поверхностном слое стали смесь карбида железа и высокопрочных оксидов. У образцов, прошедших лазерную обработку в слое обмазки, выявлено повышение интенсивности дифракционных пиков фазы графита и образование оксидов железа Fe_3O_4 и хрома Cr_2O_3 с присутствием диоксида титана TiO_2 , что создавало смешанную гетерофазную металлооксидную структуру повышенной механической прочности. Установлено увеличение микротвердости модифицированной поверхности после лазерного импульсного сканирования в слое экспериментальной легирующей обмазки.

Ключевые слова: нержавеющая сталь, лазерное модифицирование, легирующая обмазка, элементный и фазовый составы, структура поверхности, микротвердость.

DOI: 10.21883/JTF.2022.01.51856.173-21

Введение

В настоящее время для упрочнения поверхностного слоя металлов и сплавов кроме использования классических термических и химико-термических процессов применяется технология лазерной обработки. Основными преимуществами данной технологии являются локальность, воспроизводимость процесса, скорость, низкие энергозатраты, которые достигаются за счет простоты регулирования тепловыделения в зоне обработки путем изменения параметров энергии и длительности импульсов [1–3].

В лазерной технике и лазерных технологиях активно разрабатываются процессы поверхностного легирования с использованием различных суспензий, паст, легирующих обмазок. Лазерное легирование в слое обмазки увеличивает многообразие возможных структур легированных слоев по сравнению с традиционными способами химико-термической обработки. Химическим составом слоя, его микротвердостью и однородностью можно управлять путем регулирования следующими основными параметрами обработки: типом и толщиной легирующей обмазки, фракционным составом используемого порошка, родом окружающей газовой среды, геометрией фокусировки лазерного излучения, мощностью и скоростью сканирования луча [4–7].

Известно, что при лазерном упрочнении нержавеющей стали формирующаяся в зоне расплава мартен-

ситная структура при увеличивающейся скорости обработки становится более дисперсной. Кроме того, род атмосферы влияет не только на геометрические размеры зон легирования, но также и на дисперсность формируемой структуры. Если обработка осуществляется с малым фокусным пятном и с применением аргона, то при стандартных скоростях обработки получается, в зависимости от вида легирующего компонента, тонкоигольчатая или мелкоглобулярная структура мартенсита. Микротвердость в зоне легирования может достигать 13 000–18 000 МПа. При этом в зоне легирования могут быть полностью исключены такие дефекты, как поры и трещины [8].

Т. Yamaguchi описывает исследования процесса лазерного легирования аустенитной нержавеющей стали AISI 304 (ее аналогом является сталь марки 08X18Н10) с использованием светопропускающей смолы в качестве источника углеродного элемента. Им было установлено, что при обработке лазером средней мощности карбид титана распределялся равномерно в ванне расплава, и твердость модифицированной зоны увеличилась примерно до 1200 НВ. Когда средняя мощность лазера была повышена, отмечалось образование интерметаллической β -фазы, что приводило к растрескиванию поверхности [9]. F. Lagoudie и др. установили, что твердость поверхности нержавеющей стали 316L (аналог 08X16Н1М3), легированной лазером с использованием

порошка карбида титана, составила около 280 HV [10]. В этом случае большая часть карбида титана находилась в больших кластерах, поэтому твердость вне кластеров показала лишь незначительное увеличение. В. AlMangour и соавторы отмечали, что армированные карбидом титана композиты из нержавеющей стали 316L были получены методом селективного лазерного плавления [11]. Твердость этих композитов была приблизительно равной 400 HV, и на нее существенно влияли размер зерен карбида титана и плотность получаемых композитов.

Известны способы модификации поверхности нержавеющей стали AISI 316 (российский аналог 03X17H14M3) непрерывным CO₂-лазером мощностью до 4 kW при различных скоростях сканирования. Установлено, что предварительное покрытие поверхности стали графитовым порошком и последующая лазерная обработка приводит к изменению микроструктуры, состоящей из γ -дендрита, окруженного сетью эвтектических структур (γ + карбид), и повышению микротвердости до 500 HV. Дополнительно проведенные исследования коррозионной стойкости также показали ее существенное возрастание по сравнению с исходной немодифицированной поверхностью [12].

Особого внимания заслуживает способ лазерной модификации нержавеющей стали X12CrNiMo с подачей в зону обработки смеси порошка карбида титана (TiC) и порошка твердого сплава на основе кобальта „Стеллит–6“ при различном процентном соотношении легирующих компонентов. Обработку осуществляли с использованием YAG-лазера непрерывного действия мощностью 4,4 kW. По результатам эксперимента установлено, что микротвердость поверхности, легированной карбидом титана, достигает 600 HV. При смешивании 30% порошка „Стеллит–6“ и 70% карбида титана значение микротвердости может достигать 1025 HV [13].

Однако, несмотря на научный и практический интерес, технология лазерного импульсного легирования в настоящее время применяется ограниченно и только начинает получать должное развитие и широкое промышленное внедрение. Причиной этого является недостаточная изученность закономерностей изменения свойств обрабатываемых металлов и сплавов в зависимости от создаваемого фазового и структурного состояния при лазерном легировании различными материалами в условиях высоких скоростей нагрева и охлаждения, что сдерживает разработку конкретных производственных технологий и технологических рекомендаций. Кроме того, к недостаткам данного способа можно отнести образование пор, свищей и выплесков, связанных с подачей в микрованну расплава легирующих материалов (особенно газообразных) [14,15].

Основными исследуемыми параметрами модифицированной поверхности, получаемой в результате лазерного импульсного легирования изделий из нержавеющей хромоникелевых сталей, являются следующие: морфологические характеристики, элементно-фазовый состав,

структурное состояние сканированного слоя и его микротвердость. Оценка параметров лазерного импульсного воздействия на стальную поверхность с нанесенной на нее легирующей обмазкой позволит разработать условия, необходимые для формирования модифицированных слоев с повышенными физико-механическими свойствами.

Исходя из вышеизложенного целью исследований являлось определение влияния лазерного легирования нержавеющей стали с нанесенной на нее экспериментальной обмазкой, состоящей из графитовой пасты и порошка диоксида титана TiO₂ с кристаллической решеткой анатаза, на химический и фазовый составы, морфологию и микротвердость модифицированной поверхности. Выполнение исследований позволило определить влияние обмазки на процесс образования цементованного слоя и на изменение фазово-структурного состояния поверхности после лазерного импульсного сканирования.

1. Методика экспериментальных исследований

Опытными образцами являлись пластины размерами 10 × 10 mm и толщиной 3 mm. Исследования проводились на нержавеющей хромоникелевой стали 12X18H10T (ГОСТ 5632-2014). Перед лазерным импульсным легированием поверхности образцов подготавливалась в несколько лабораторных этапов. На первом этапе проводили абразивно-струйную обработку порошком электрокорунда Al₂O₃ дисперсностью 150–250 μ m при избыточном давлении воздуха 0,4–0,6 МПа в течение 30 s. Такая подготовительная операция повышает химическую активность металлической поверхности и приводит к ее предварительному упрочнению вследствие наклепа за счет формирования структурно неоднородного слоя в процессе множества локальных микродеформаций поверхности частицами абразива. На втором этапе для удаления технологических загрязнений в виде остатков микрочастиц абразива и жировых компонентов использовался ультразвуковой метод очистки по стандартной методике при частоте колебаний 22 kHz.

Экспериментальная легирующая обмазка для лазерного модифицирования была изготовлена из графитовой пасты (ГОСТ 8295-73) и порошка диоксида титана (анатаза) дисперсностью 20–25 nm. Графитовая паста и наноразмерный порошок диоксида титана смешивались в массовом соотношении порошок-паста 1:4 до образования однородной массы. Затем обмазочный состав равномерно наносился на поверхность образцов слоем толщиной 250 ± 50 μ m. Порошок TiO₂ применялся в качестве дополнительного высокотвердого компонента, повышающего микротвердость формируемой поверхности.

Для дальнейшего сравнительного анализа были выбраны два способа лазерного упрочнения поверхности стали:

Таблица 1. Зависимость энергии импульса от напряжения на лампе накачки

τ , ms	U , V	E , J
0.5	250	0.08
	300	0.31
	350	0.58
	400	0.92
	450	1.35

1) лазерное модифицирование абразивно-струйной обработанной поверхности (АСО + ЛМ);

2) лазерное модифицирование абразивно-струйной обработанной поверхности в слое обмазки, состоящей из графитовой пасты и порошка анатаза в массовом соотношении 4 к 1 ((АСО + графитовая паста)/(Анализ + ЛМ)).

Импульсная обработка поверхности образцов из нержавеющей хромоникелевой стали 12Х18Н10Т производилась на автоматизированной установке для термофизической когерентной модификации поверхности LRS-50А. Энергия (E) единичного импульса при различных значениях напряжения определялась экспериментально при помощи прибора для определения мощности и энергии лазерного излучения „Laserstar“ от „OPHIR“, Laser Measurement Group.

В качестве базовых управляющих факторов эксперимента были выбраны следующие: напряжение на лампе накачки, U , [V]; диаметр сфокусированных в пятно лазерных импульсов ϕ , [mm].

Минимальное значение напряжения составляло 250 В. В этом режиме начинает визуализироваться незначительное изменение текстуры сканируемой поверхности. Максимально заданное напряжение импульса было ограничено 450 В, так как данный режим обработки приводит к существенному оплавлению поверхности с появлением пережогов. Шаг изменения напряжения лазерного импульса в диапазоне 250–450 В составлял 50 В.

При помощи прибора для определения мощности и энергии лазерного излучения экспериментально определялись значения энергии (E) единичного лазерного импульса. Длительность импульсного воздействия (τ) не изменялась и составляла 0.5 ms. Результаты среднестатистических значений зависимости энергии импульса от напряжения на лампе накачки приведены в табл. 1.

Задавались два значения диаметра сфокусированного в пятно лазерного импульса — 0.5 и 1 mm. Обработка осуществлялась при частоте сканирования 20 Hz с шагом импульса 0.2 mm.

Определение элементного состава методом энергодисперсионного рентгенофлуоресцентного анализа (ЭДРФА) проводилось с применением комплекса „MIRA II LMU“ с детектором „INCA PentaFETx3“

(OXFORD Instruments). Элементный состав поверхности определялся по спектрам химических элементов на нескольких микроучастках поверхности. Количество исследуемых локальных участков составляло от 3 до 10 с последующим усреднением данных по содержанию того или иного химического элемента в составе модифицированной поверхности.

Рентгенофазовый анализ (РФА) проводился на дифрактометре „ARL X'TRA (Thermo Fisher Scientific)“ с использованием $\text{Cu-K}\alpha$ -излучения ($\lambda = 0.15412$ nm) в диапазоне углов 2θ 5–90° и библиотеки международной электронной базы дифракционных стандартов COD-Inorg Rev248644 от 03.03.2020 в программе Match Version 1.11.

Исследование морфологии методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) проводилось в режиме сочетания с определением элементного состава при использовании электронного микроскопа „MIRA II LMU“.

Микротвердость модифицированной поверхности определялась методом Виккера на микротвердомере ПМТ-3М при нагрузке на алмазный индентор 0.981 N (ГОСТ9450-76).

2. Результаты исследования и их обсуждение

В виду того что наиболее выраженные характеристики при определении элементно-фазового состава и морфологии модифицированных образцов формировались при напряжении лампы накачки 400 В с энергией E лазерных импульсов 0.92 J и диаметре пятна фокусировки 0.5 mm, результаты химического анализа и РФА, а также структуры поверхности образцов приводятся при вышеуказанном режиме лазерной обработки.

Химический анализ поверхности образца серии АСО + ЛМ показал наличие таких не входящих в состав исходной стали 12Х18Н10Т элементов, как Al и O (рис. 1, табл. 2). Присутствие „следового“ (до 1.48 at.%) количества примесей алюминия в поверхностном слое связано с предварительной воздушно-абразивной обработкой образцов, где происходит внедрение отдельных частиц электрокорунда в поверхность подложки. Насыщение поверхности кислородом в пределах 7–16.15 at.% происходит вследствие протекания процессов окисления стали в результате реакционного взаимодействия с кислородом воздуха при термическом воздействии лазерных импульсов.

Элементный состав модифицированной поверхности образцов серии (АСО + графитовая паста)/(Анализ + ЛМ) характеризовался несколько меньшим процентным содержанием кислорода, который не превышал 8.5 at.%, в виду того, что диффузия кислорода в поверхность образцов под слоем обмазки была сильно затруднена и реакционные окислительные процессы замедлялись (рис. 2, табл. 3). Основной вклад в содержание кислорода на поверхности вносили частицы

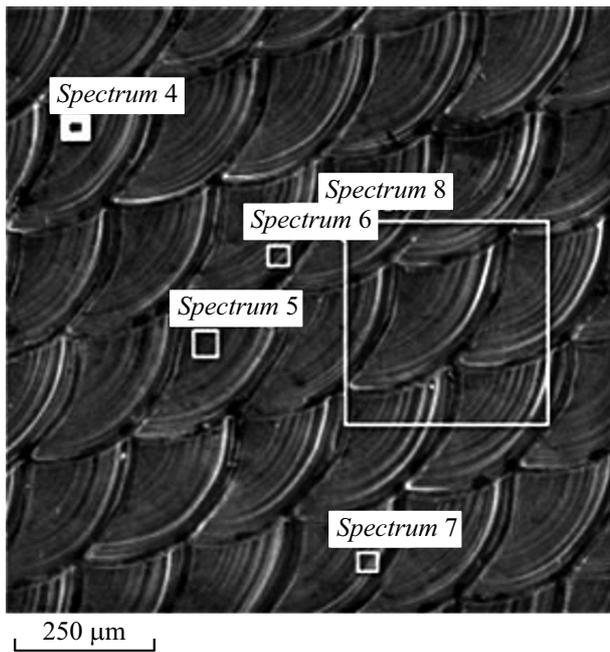


Рис. 1. РЭМ изображение поверхности образца серии АСО + ЛМ с цифровыми метками (спектрами), по которым проводился ЭДРФА.

Таблица 2. Элементный состав поверхности образца серии (АСО + ЛМ), at.%

Метка спектра	Спектр 4	Спектр 5	Спектр 6	Спектр 7	Спектр 8
O	12.46	10.14	6.97	10.25	16.15
C	0.12	0.11	0.8	0.10	0.12
Al	0.63	0.65	0.67	0.91	1.48
Si	1.28	1.46	1.19	1.37	1.75
Ti	0.34	0.35	0.29	0.36	1.09
Cr	19.79	19.97	20.47	20.26	20.07
Mn	0.36	0.38	0.40	0.34	0.47
Fe	57.31	59.36	61.53	58.07	50.95
Ni	7.71	7.58	8.40	8.34	7.97
Всего	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00

TiO₂, присутствующие в составе легирующей обмазки. Кроме того, выявлено повышенное содержание углерода, количество которого достигало уровня 1 ± 0.5 at.% и являлось следствием его диффузии в поверхность из графита с формированием цементованного слоя.

Для определения фазового состава модифицированной поверхности стальных образцов и его влияния на структуру и характеристики поверхностного слоя был проведен РФА. Проведенный анализ показал, что после

предварительной абразивно-струйной обработки и последующего лазерного модифицирования в поверхностном слое образцов содержатся аустенит (γ-Fe), феррит (α-Fe), графит и смесь металлооксидных соединений, формирующих гетерофазную структуру (рис. 3) [16].

В результате обработки формировалась фаза карбида Fe₂C, что является следствием протекания закалочных процессов при термическом воздействии лазерных импульсов. Идентификация фаз оксида железа Fe₃O₄, оксида хрома Cr₂O₃ и диоксида титана TiO₂ в виде рутила на полученной рентгеновской дифрактограмме свидетельствует о протекании процесса лазерного окисления, который может рассматриваться как самостоятельный способ получения тонкослойных гетерофазных покрытий с различными свойствами и функциональными характеристиками [17]. По интенсивности дифракционных пиков и с учетом данных ЭДРФА было установлено,

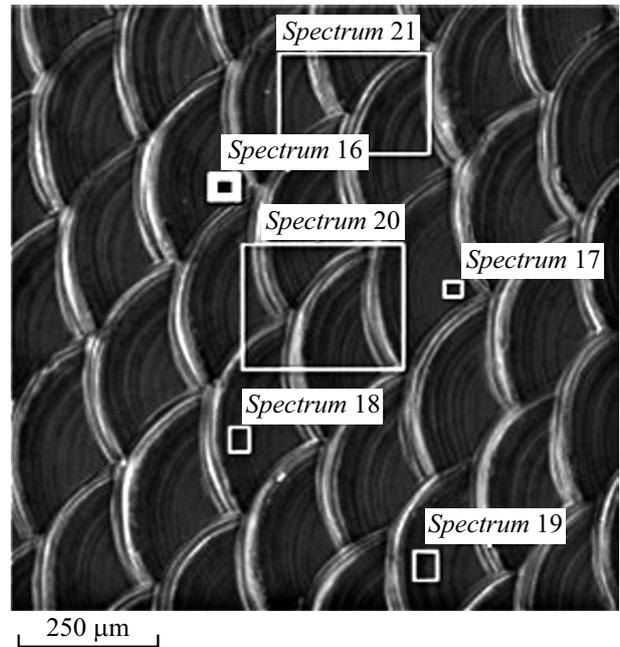


Рис. 2. РЭМ изображение поверхности образца серии (АСО + графитовая паста)/(Анализ + ЛМ) с цифровыми метками (спектрами), по которым проводился ЭДРФА.

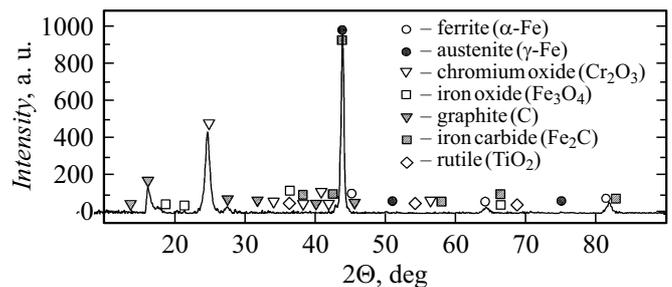


Рис. 3. Дифрактограмма поверхностного слоя образца стали 12Х18Н10Т серии АСО + ЛМ.

Таблица 3. Элементный состав поверхности образца серии (АСО + графитовая паста)/(Анализ + ЛМ), at.%

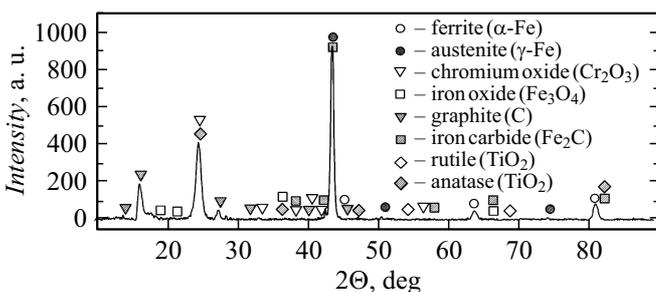
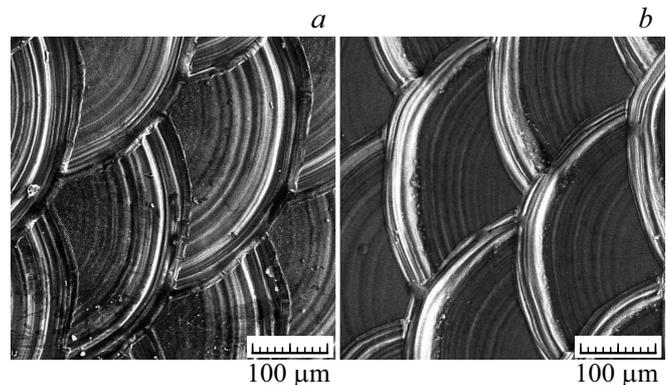
Метка спектра	Спектр 16	Спектр 17	Спектр 18	Спектр 19	Спектр 20	Спектр 21
O	5.55	3.75	4.46	5.00	8.52	7.30
C	0.81	0.76	0.84	0.93	1.05	1.01
Al	0.69	0.25	0.34	0.43	0.80	0.76
Si	1.05	0.99	0.80	0.84	1.20	1.06
Ti	0.53	0.32	0.41	0.62	1.08	1.12
Cr	17.58	18.18	18.00	17.74	17.17	17.37
Mn	0.62	0.56	0.64	0.59	0.59	0.59
Fe	65.26	67.05	66.65	66.05	62.1	63.15
Ni	7.91	8.14	7.86	7.80	7.49	7.64
Всего	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00

что основную долю в формируемом составе составляют оксид хрома Cr_2O_3 и фаза α -Fe.

Данные эксперимента показывают, что в результате лазерной обработки происходят процессы закалки и окисления поверхности, что приводит к образованию в поверхностном слое карбида железа и смеси металлооксидов (рис. 3).

РФА образцов серии (АСО + графитовая паста)/(Анализ + ЛМ) показал, что интенсивность пиков аустенита и феррита выше и возрастает интенсивность карбида железа (рис. 4). Установлено, что применение легирующей обмазки снижает образование оксидов железа Fe_3O_4 и хрома Cr_2O_3 вследствие затруднения процессов поглощения поверхностью кислорода воздуха с образованием металлооксидных соединений. Отмечается повышенная интенсивность дифракционных пиков фазы графита, что является следствием диффузии углерода из графитовой пасты и созданием цементирующего слоя. В составе модифицируемой поверхности появляется фаза диоксида титана TiO_2 с решеткой анатаза, что объясняется присутствием наноразмерных частиц анатаза в компонентном составе экспериментальной легирующей обмазки.

Анализ морфологических изменений поверхности после лазерной импульсной обработки осуществлялся с

**Рис. 4.** Дифрактограмма поверхностного слоя образца стали 12Х18Н10Т серии (АСО + графитовая паста)/(Анализ + ЛМ).**Рис. 5.** РЭМ изображения поверхности образцов: *a* — (АСО + ЛМ), *b* — (АСО + графитовая паста)/(Анализ + ЛМ).

помощью растровой электронной микроскопии и показал определенную схожесть получаемой микроструктуры поверхности при каждом способе лазерного модифицирования (рис. 5), однако наблюдались некоторые различия в ячеистой структуре поверхности получаемых пятен. Так, на образце без легирующей обмазки ближе к центру пятен выявлено образование множества микрочастиц (рис. 5, *a*). При этом ближе к периферии пятен подобного скопления закристаллизовавшихся частиц не наблюдалось. Противоположный эффект визуализировался у образца, где в качестве одного из компонента легирующей обмазки использовался наноразмерный анатаз. В этом случае скопление микрочастиц отмечалось у периферии сформировавшихся пятен (рис. 5, *b*).

Рассматривая участки поверхности ближе к периферии пятна, можно наблюдать появление квазипериодического волнового рельефа в данной области. Волнообразный микрорельеф является следствием движения расплава в радиальном направлении от центра к

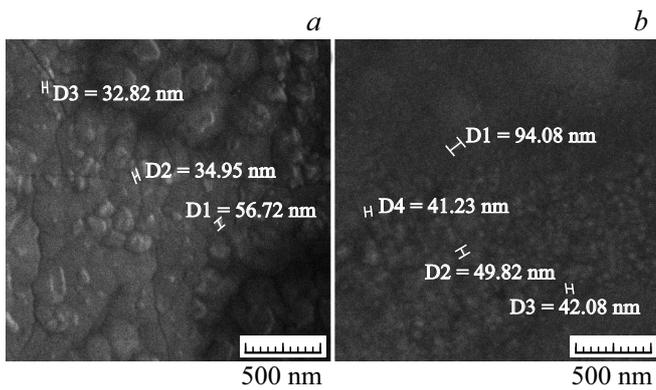


Рис. 6. РЭМ изображения поверхности образцов у периферии пятен: *a* — (АСО + ЛМ), *b* — (АСО + графитовая паста)/(Анатаз + ЛМ).

краю, вызванном ударно-волновым эффектом лазерного импульса. Такое явление присуще всем подобным участкам сканированной поверхности опытных образцов. Полученные результаты показывают, что использование легирующей обмазки способствует увеличению периодичности образования термокапиллярных волн и их сглаживанию.

Образец серии АСО + ЛМ, напротив, характеризовался большим шагом между соседними волнами и более глубокими канавками у их границ. Такая разница объясняется способностью обмазки поглощать часть энергии теплового потока лазерного импульса.

Исследование модифицированной поверхности у периферии пятен при большем увеличении показало, что основной структурной составляющей данной области являются нанометровые кристаллы, средний размер которых варьируется в диапазоне 30–100 нм и которые образуют плотные скопления наночастиц (рис. 6). На поверхности образца серии (АСО + ЛМ) было отмечено наличие образовавшихся наноразмерных трещин, что вызвано ростом внутренних напряжений в поверхностном слое при сканировании без легирующей обмазки (рис. 6, *a*). Установлено, что с использованием экспериментальной обмазки формирование наноструктуры происходит с выраженной однородностью и упорядоченностью элементов морфологии (рис. 6, *b*).

Полученные результаты РЭМ указывают на формирование разных типов морфологии поверхности опытных стальных образцов с отличительными особенностями структурообразования у центра сформированных пятен и у зоны их периферии, где характерно появление квазипериодического рельефа. При этом наблюдалось увеличение шага между образующимися термокапиллярными волнами в зоне периферии и углубление канавок у их границ для образцов серии АСО + ЛМ (рис. 5).

В целом электронно-микроскопические изображения позволили выявить образование на модифицированной стальной поверхности нанокристаллов, размер которых у центра пятна варьируется в диапазоне

Таблица 4. Среднестатистические значения микротвердости опытных образцов нержавеющей стали 12X18H10T

Способ обработки	Режимы ЛМ			Микротвердость поверхности	
	φ, mm	U, V	E, J	HV	H, GPa (±0.1)
АСО + ЛМ	0.5	250	0.08	297	2.91
		300	0.31	347	3.4
		350	0.58	275	2.7
		400	0.92	394	3.86
		450	1.35	–	–
	1	250	0.08	681	6.68
		300	0.31	365	3.6
		350	0.58	306	3.01
		400	0.92	420	4.12
		450	1.35	466	4.57
(АСО + графитовая паста)/(Анатаз + ЛМ)	0.5	250	0.08	309	3.03
		300	0.31	465	4.61
		350	0.58	491	4.83
		400	0.92	921	9.03
		450	1.35	–	–
	1	250	0.08	509	4.99
		300	0.31	343	3.36
		350	0.58	409	4.01
		400	0.92	261	2.56
		450	1.35	273	2.39

20–50 нм (вблизи кратера) и незначительно возрастает до 50–70 нм по мере удаления к периферийным областям. Из данных научно-технической литературы следует, что сформированные наноразмерные кристаллы имеют не только высокую термостабильность, но и могут способствовать существенному повышению механической прочности, ударной вязкости и других характеристик лазерно-модифицированной поверхности [18].

На полученных образцах двух опытных серий определялась микротвердость поверхности, где было установлено, что при обработке лазерными импульсами, сфокусированными в пятно диаметром φ 0.5 мм и при одинаковых заданных режимах лазерного воздействия, микротвердость образцов, модифицированных с нанесенной экспериментальной обмазкой, на 100–150 единиц Виккерса выше по сравнению с образцами, модифицированными без слоя обмазки (табл. 4). Другой эффект упрочнения наблюдался при диаметре пятна фокусировки φ 1 мм. Здесь микротвердость поверхности образцов

без обмазки была несколько выше, что объясняется недостаточной для нагрева поверхности концентрацией энергии в пятне диаметром 1 мм, так как выделяемое тепло частично поглощается обмазкой.

Следует отметить, что измерение микротвердости поверхности, обработанной лазерными импульсами, сфокусированными в пятно диаметром $\varnothing 0.5$ мм при напряжении 450 В, не представлялось возможным в виду сильного оплавления поверхности с образованием на ней хаотично расположенных макрочастиц и грубой высокопористой текстуры.

В соответствии с полученными результатами были составлены среднестатистические табличные данные, где указывались числовые значения микротвердости модифицированной поверхности, полученные при различных режимах и способах лазерной импульсной обработки (табл. 4).

Заключение

Проведены исследования процесса лазерного импульсного модифицирования поверхности образцов из хромоникелевой стали 12Х18Н10Т, который осуществлялся двумя способами: модифицированием поверхности, прошедшей предварительную абразивно-струйную обработку, и модифицированием такой поверхности с нанесенным слоем экспериментальной легирующей обмазки из графитовой пасты и наноразмерных частиц диоксида титана TiO_2 (анатаза).

Исследование элементного состава методом ЭДРФА показало, что в состав образцов, модифицированных без обмазки, кроме основных химических элементов стали 12Х18Н10Т входят Al и O. Причем алюминий как примесный элемент присутствует на поверхности в небольшом (до 1.48 at.%) количестве, что является следствием использования электрокорундового Al_2O_3 -порошка при предварительной абразивно-струйной обработке образцов. Кислород обнаружен в количестве 7–16.15 at.% и является результатом протекания окислительных процессов при лазерном сканировании. В составе поверхности образцов, модифицированных в слое легирующей обмазки, кислород содержался несколько в меньшем количестве (до 8.5 at.%), причем основной вклад в содержание кислорода вносили частицы диоксида титана TiO_2 , присутствующие в компонентном составе обмазки. Выявлено повышенное содержание углерода в количестве 1 ± 0.5 at.%, который в результате диффузии из графитовой пасты создавал цементованный слой поверхности образцов.

С помощью РФА установлено, что в результате лазерной обработки поверхности стальных образцов без обмазки ее состав характеризуется наличием аустенита (γ -Fe), феррита (α -Fe), графита, карбида Fe_2C и смеси металлооксидных соединений Fe_3O_4 , Cr_2O_3 и TiO_2 (рутила).

Установлено, что использование легирующей обмазки приводит к снижению содержания фаз оксидов железа и хрома и увеличению содержания карбида железа и графита. При этом в состав модифицированной поверхности входит диоксид титана TiO_2 с решеткой анатаза вследствие его присутствия в графитовой пасте.

Сравнительный электронно-микроскопический анализ модифицированной поверхности нержавеющей стали в слое экспериментальной обмазки и без нее показал, что при лазерном импульсном сканировании формируется разная структура поверхности с отличительными особенностями структурообразования у центра сформированных пятен и у зоны их периферии. Исследование морфологии отдельных образовавшихся пятен показало, что основной составляющей их центральной части являются нанометровые частицы, средний размер которых варьируется в диапазоне 20–50 нм. В области, находящейся ближе к периферии пятна, выявлено образование выраженных термокапиллярных волн, причем применение легирующей обмазки способствует увеличению их периодичности и сглаживанию с формированием более гладкого микрорельефа поверхности. Размер частиц в периферийных областях пятен составляет порядка 50–70 нм, а поверхностная структура образцов, сканированных в слое обмазки, является более равномерной и однородной.

Определена микротвердость опытных образцов и установлено существенное влияние легирующей обмазки на повышение данной характеристики. Так, поверхность, модифицированная с нанесенной обмазкой, имела микротвердость на 100–150 единиц Виккерса выше, чем поверхность, обработанная без обмазки, и достигала максимального значения 921 HV. При этом выявлено, что эффект повышения микротвердости при использовании экспериментальной обмазки достигается при фокусировке лазерных импульсов в пятно диаметром $\varnothing 0.5$ мм, так как при диаметре пятна $\varnothing 1$ мм происходит недостаточный нагрев модифицируемой поверхности из-за слабой концентрации тепла в зоне фокусировки и поглощения части тепловой энергии компонентами обмазки. В этих условиях происходит формирование закалочных структур в поверхностном слое с образованием смешанного состава из механически прочных фаз графита, Fe_2C , Cr_2O_3 , TiO_2 с решеткой анатаза и TiO_2 (рутил).

Финансирование работы

Исследования выполнены в рамках гранта РФФИ (конкурс на лучшие проекты фундаментальных научных исследований, выполняемые молодыми учеными, обучающимися в аспирантуре — „Аспиранты“), проект № 19-33-90101.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] M. Moradi, D. Ghorbani, M.K. Moghadam, M. Kazazi, F. Rouzbahani, Sh. Karazi. *J. Alloys Compounds*, **795**, 213 (2019). DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.05.016>
- [2] M. Moradi, H. Arabi, S.J. Nasab, K.Y. Benyounisc. *Optics Laser Technol.*, **111**, 347 (2019). DOI: 10.1016/j.optlastec.2018.10.013
- [3] J. Sundqvist, T. Manninen, H.-P. Heikkinen. *Surface Coatings Technol.*, **344**, 673 (2018). DOI: 10.1016/j.surfcoat.2018.04.002
- [4] N. Maharjan, W. Zhou, N. Wu. *Surface Coatings Technol.*, **385**, 125399 (2020). DOI: 10.1016/j.surfcoat.2020.125399
- [5] B. Zhang, H. Wang, R. Chen, B. He, Y. Cao, D. Liu. *Surface Engineer.*, **37** (5), 1 (2020). DOI: 10.1080/02670844.2020.1840758
- [6] M. Kulka, D. Mikołajczak, N. Makuch, P. Dziarski, D. Przystacki, D. Panfil-Pryka, A. Piasecki, A. Miklaszewski. *Materials*, **13** (21), 4852 (2020). DOI: 10.3390/ma13214852
- [7] J. Boes, A. Röttger, W. Theisen. *Additive Manufacturing*, **32**, 101081 (2020). DOI: 10.1016/j.addma.2020.101081
- [8] В.С. Голубев, А.И. Михлюк, И.А. Романчук, Л.И. Проценкович. Репозиторий Белорусского национального технического университета, материалы конференции „Современные методы и технологии создания и обработки материалов“, 58 (2018).
- [9] T. Yamaguchi, H. Hagino. *Vacuum*, **155**, 23 (2018). DOI: 10.1016/j.vacuum.2018.05.050
- [10] F. Laroudie, C. Tassin, M. Pons. *J. Mater. Sci.*, **30**, 3652 (1995). DOI: 10.1051/jp4:1994415
- [11] B. AlMangour, D. Grzesiak, J. Yang. *J. Alloy. Comp.*, **706**, 409 (2017). DOI: 10.1016/j.jallcom.2017.01.149
- [12] I.Y. Khalfallah, M.N. Rahoma, J.H. Abboud, K.Y. Benyounis. *Optics Laser Technol.*, **43** (4), 806 (2011). DOI: 10.1016/j.optlastec.2010.11.006
- [13] D.I. Adebisi, T. Fedotova, S.L. Pityana, A.P.I. Popoola. *Intern. J. Phys. Sci.*, **6** (14), 3336 (2011).
- [14] В.П. Бирюков. *Фотоника*, **27** (3), 34 (2011).
- [15] F. Colville. *Photovoltaics Intern.*, **5** (6), 1 (2009).
- [16] A.A. Fomin, M.A. Fomina, V. Koshuro, I.V. Rodionov. *Composite Structures*, **229**, 111451 (2019). DOI: 10.1016/j.compstruct.2019.111451
- [17] М.А. Васильев, И.Н. Макеева, П.А. Гурин. *Progress Phys. Metal.*, **20** (2), 310 (2019). DOI: 10.15407/ufm.20.02.310
- [18] А. Чирков. *Фотоника*, **4**, 28 (2008).