



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-99-109>
УДК 621.7.014

Поступила 27.01.2020
Received 27.01.2020

МОДИФИЦИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ДЕТАЛЕЙ ИМПУЛЬСНОЙ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКОЙ

*М. Н. ВЕРЕЩАГИН, С. Н. ЦЕЛУЕВА, Гомельский государственный технический университет им. П. О. Сухого, г. Гомель, Беларусь, пр. Октября, 48. E-mail: tselueva@gmail.com,
М. Ю. ЦЕЛУЕВ, Институт механики металлополимерных систем им. В. А. Белого НАН Беларуси, г. Гомель, Беларусь, ул. Кирова, 32а*

Одной из распространенных технологических схем процесса лазерной обработки металлических деталей является лазерное «глазурирование» нанесенного тонкого слоя порошка на подложку, что обеспечивает возможность получения микрокристаллических и аморфных структур в тонких поверхностных слоях деталей. Импульсное плавление малых объемов металла на поверхности обеспечивает получение однородных жидкостей (расплавов), которые после кристаллизации могут фиксировать структуру жидкости с уникальными свойствами.

Установлено наличие трех диапазонов энергозклада при импульсной лазерной поверхностной обработке (ИЛПО). На среднем уровне энергозклада происходит процесс лазерной наплавки материала, при этом фиксируется высокая адгезионная связь между покрытием и заготовкой. Наплавка покрытия из аморфизируемого сплава на основе железа на металлическую основу из сталей Ст3, 45 20X13 начинается при плотности лазерного излучения на поверхности обработки 1800–2000 Вт/мм², а легирование – при 3500–4000 Вт/мм². При ИЛПО зона лазерного воздействия (ЗЛВ) имеет слоистое строение: зона оплавления (ЗО), зона термического влияния (ЗТВ), зона исходного материала. Для получения аморфно-кристаллической структуры покрытия частота импульсов лазерного излучения не должна превышать 3–8 Гц.

Ключевые слова. Лазерное излучение (ЛИ), импульсная лазерная поверхностная обработка, модифицирование поверхности, плотность мощности, энергозклад, частота следования импульсов, микроструктура, микротвердость.

Для цитирования. Верещагин, М. Н. Модифицирование поверхностных слоев металлических деталей импульсной лазерной обработкой / М. Н. Верещагин, С. Н. Целуева, М. Ю. Целуев // *Литье и металлургия*. 2020. № 1. С. 99–109. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-99-109>.

MODIFICATION OF SURFACE LAYERS OF METAL PARTS BY PULSE LASER PROCESSING

*M. N. VERESCHAGIN, S. N. TSELUEVA, Gomel State Technical University named after P. O. Sukhoj, Gomel, Belarus, 48, October ave. E-mail: tselueva@gmail.com,
M. YU. TSELUEV, V. A. Belyi Metal-polymer Research Institute of National Academy of Sciences of Belarus, Gomel, Belarus, 32a, Kirov str.*

One of the common technological schemes for the laser processing of metal parts is laser «glazing» of the deposited thin layer of powder on the substrate, which makes it possible to obtain microcrystalline and amorphous structures in thin surface layers of parts. Pulse melting of small volumes of metal on the surface provides homogeneous liquids (melts), which, after crystallization, can fix the structure of a liquid with unique properties.

The presence of three energy input ranges for pulsed laser surface treatment (ILPO) has been established. At an average level of energy input, a process of laser surfacing of the material occurs, while a high adhesive bond between the coating and the workpiece is fixed. The deposition of an amorphized iron-based alloy coating on a metal base of St3, 45 20X13 steels begins at a laser radiation density on the treatment surface of 1800–2000 W/mm², and alloying at 3500–4000 W/mm². With ILPO, the laser exposure zone (ZLV) has a layered structure – the fusion zone (ZO), the heat-affected zone (HAZ), and the source material zone. To obtain an amorphous-crystalline structure of the coating, the laser pulse frequency should not exceed 3–8 Hz.

Keywords. Laser radiation (LI), pulsed laser surface treatment, surface modification, power density, energy input, pulse repetition rate, microstructure, microhardness.

For citation. Vereschagin M. N., Tselueva S. N., Tseluev M. Yu. Modification of surface layers of metal parts by pulse laser processing. *Foundry production and metallurgy*, 2020, no. 1, pp. 99–109. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-99-109>.

Одним из основных результатов воздействия лазерного излучения является изменение температурного поля обрабатываемого вещества. Характер нагрева, определяющийся скоростями изменения температуры, температурных градиентов, временем достижения температур структурных и фазовых переходов и другими параметрами процесса, оказывается различным в зависимости от свойств обрабатываемого материала и условий обработки.

Одна из распространенных технологических схем процесса лазерной обработки металлических деталей – лазерное «глазурирование» нанесенного тонкого слоя порошка на подложку [1, 2].

Взаимодействие лазерного излучения с твердым телом обеспечивает возможность получения микрокристаллических и аморфных структур в тонких поверхностных слоях деталей [3]. Неравновесная структура образуется вследствие воздействия лазерного луча с высокой плотностью энергии на металл за короткий промежуток времени. При этом основная часть лазерного излучения идет на локальное расплавление малых объемов металла вблизи поверхности, тогда как основная масса детали остается «холодной». Наличие такого взаимодействия пары расплав-деталь позволяет фиксировать высокие скорости охлаждения порядка 10^5 – 10^7 К/с. Импульсное плавление малых объемов металла на поверхности обеспечивает получение гомогенных жидкостей (расплавов), которые после кристаллизации могут фиксировать структуру жидкости с уникальными свойствами.

Основными физическими параметрами процесса ИЛПО твердых тел являются удельная плотность мощности поглощенного лазерного потока (10^3 – 10^6 Вт/см²) и время взаимодействия металла с лучом (10^{-3} – 10^{-5} с).

Цель данной работы – исследование процесса модифицирования поверхностных слоев металлических деталей импульсной лазерной обработкой.

Аппаратура и методика исследований

Для экспериментального изучения влияния технологических факторов на свойства изделий, получаемых методом модифицирования поверхностных слоев лазерной обработкой, разработана экспериментальная установка, включающая лазерную установку для импульсной сварки, резки и термообработки Квант-15 и координатный стол. Общий вид экспериментальной установки показан на рис. 1, структурная схема – на рис. 2.

Лазерная установка Квант-15 состоит из системы управления модуляторами 1 СУМ-10А, блока накопительных конденсаторов 2, источника тока 3 ИТ-ЗА-1 и индикатора энергии 4 ИЭ-ЗА, смонтирован-

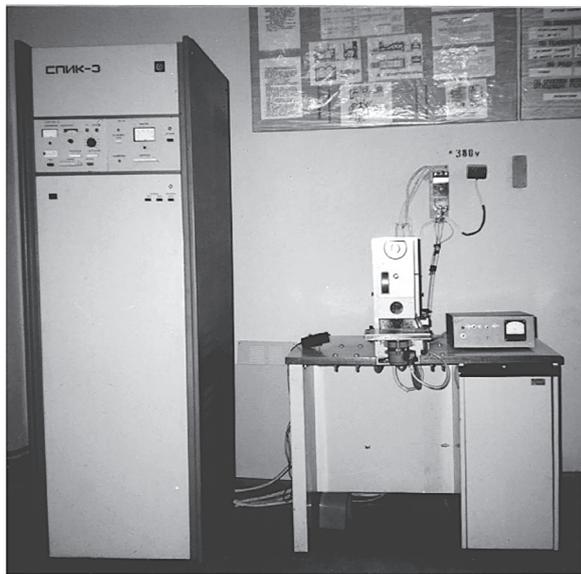


Рис. 1. Общий вид экспериментального оборудования для модифицирования поверхности металлической детали лазерной обработкой

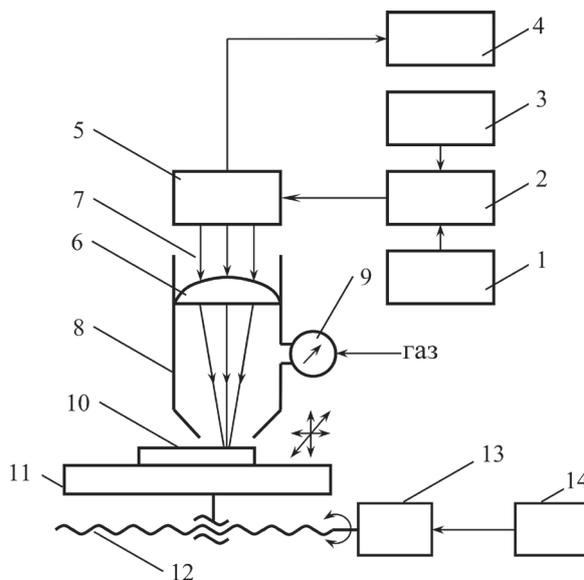


Рис. 2. Структурная схема экспериментального оборудования для модифицирования поверхности металлической детали лазерной обработкой: 1 – система управления модуляторами; 2 – блок накопительных конденсаторов; 3 – источник тока; 4 – индикатор энергии; 5 – оптический квантовый генератор; 6 – оптико-механический блок; 7 – излучение лазера; 8 – сопло; 9 – ротаметр; 10 – заготовка; 11 – координатный стол; 12 – ходовой винт; 13 – электродвигатель; 14 – электропривод

ных в стойке шкафного типа, а также стола с оптическим квантовым генератором 5 и оптико-механическим блоком 6. Основные технические характеристики лазерной установки Квант-15 приведены в таблице.

Основные технические характеристики лазерной установки Квант-15

Наименование параметра	Характеристика
Активный элемент	Алюмоиттриевый гранат ГП-6,3·100–20
Длина волны излучения, мкм	1,06
Частота следования импульсов, Гц	0,1–10
Диаметр пятна излучения в фокальной плоскости, мм	0,3 ^{+0,2} –1,3 ^{+0,2}
Энергия импульса, Дж	0–10
Длительность импульса, мс	2; 2,5; 4; 5

В основу работы лазерной установки Квант-15 положен принцип зарядки накопительных конденсаторов от источника ИТ-ЗА-1 до заданного напряжения и их разрядки по сигналу от системы СУМ-10А на нагрузку – оптический квантовый генератор. Далее квантовый генератор генерирует импульс лазерного излучения в виде параллельного пучка электромагнитных лучей 7, которые фокусируются оптико-механической системой в пятно требуемого размера.

Напряжение разрядки конденсаторов (энергия импульса), длительность и частоту следования импульсов лазерного излучения задавали на приборной панели системы СУМ-10А. Индикацию энергии импульсов лазерного излучения осуществляли по предварительно откалиброванному стрелочному микроамперметру индикатора энергии ИЭ-ЗА, в основе работы которого лежит принцип преобразования световой энергии импульса в электроэнергию с помощью фотодиода. Точность показаний индикатора ИЭ-ЗА составляет 5%. Требуемый диаметр светового пятна лазерного излучения в фокальной плоскости устанавливали путем регулировки градуированного верньера оптико-механической системы.

При необходимости проведения технологического процесса в среде защитного газа последний подавали через штуцер сопла 8. Давление газа определяли по показаниям ротаметра 9.

Координатный стол 11 обеспечивает установку заготовки 10 в рабочей зоне лазерной установки Квант-15 и ее непрерывное перемещение в горизонтальной плоскости в режиме сканирования лазерного излучения по поверхности. Требуемое положение заготовки обеспечивается путем перемещения координатного стола в трех взаимно перпендикулярных направлениях. Точность позиционирования заготовки составляет 10 мкм. Привод координатного стола в режиме сканирования лазерного излучения осуществляли через ходовой винт 12 от электродвигателя 13 СД-09, управляемого тиристорным электроприводом 14. Скорость сканирования составляет 0–10 мм/с с точностью 10%.

Перед модифицирующей обработкой на очищенную от оксидов и загрязнений поверхность заготовки наносили предварительный слой из легирующего сплава. Легирующий слой толщиной 100 мкм наносили путем приклеивания на металлическую основу быстрозакаленных лент из аморфизируемого сплава Fe₆₃Ni₅Co₃Cr₇Mo₄V₁₈, которые получали на описанном выше экспериментальном оборудовании для спиннингования металлического расплава. При склеивании применяли клей на нитроцеллюлозной основе Суперцемент с малым содержанием сухого остатка. В качестве металлической основы использовали шлифованные образцы толщиной 6–10 мм из исходных деформированных сталей Ст3 (ГОСТ 380-2005), 45 (ГОСТ 1050-2013), 20Х13 (ГОСТ 5632-2014) и меди М2 (ГОСТ 859-2014). С целью исключения окисления в процессе высокоэнергетической обработки перед нанесением легирующего слоя стальную основу подвергали бурированию в водном растворе буры (концентрация 200 г/дм³) при 92±6 °С в течение 5–7 мин и последующей сушке при 135–140 °С в течение 5–7 мин.

Процесс модифицирования поверхностных слоев металлических деталей лазерной обработкой осуществляли на описанном выше экспериментальном оборудовании.

Исходную заготовку устанавливали на координатный стол и путем его регулировки добивались расположения обрабатываемой поверхности в точке фокуса оптико-механической системы лазерной установки. Длительность импульса излучения лазера устанавливали равной $t_{и} = 5$ мс.

После подготовки экспериментального оборудования к работе задавали требуемые технологические параметры процесса: диаметр светового пятна лазерного излучения в фокальной плоскости, частоту следования импульсов и энергию импульса излучения лазера, а также скорость перемещения заготовки в режиме сканирования лазерного излучения по обрабатываемой поверхности. С целью воспроизводимости экспериментальных результатов скорость перемещения заготовки определяли из соотношения:

$$U_3 = (1 - x)vD_{\text{л}}, \quad (1)$$

где x – коэффициент перекрытия световых пятен лазерного излучения, $x = 0-1$; v – частота следования импульсов излучения лазера; $D_{\text{л}}$ – диаметр светового пятна лазерного излучения в фокальной плоскости.

Коэффициент перекрытия световых пятен лазерного излучения в соответствии с известными рекомендациями [4] принимали равным 0,25. Затем генерировали импульсное лазерное излучение, а в фокальную зону его действия непрерывно подавали исходную заготовку. Для предотвращения окисления исходного материала в зону обработки подавали от баллона защитный газ (аргон) давлением 0,15 МПа с расходом 0,6 м³/ч.

Воздействие импульса лазерного излучения с высокой плотностью мощности приводит к быстрому локальному разогреву и плавлению поверхности заготовки, в результате чего происходит сплавление легирующего слоя с материалом основы. После прекращения действия лазерного излучения происходит быстрое охлаждение расплавленной зоны (за счет отвода тепла в глубь холодного материала основы), что приводит к фиксации метастабильных структур на поверхности заготовки, которые недостижимы или труднодостижимы при традиционных условиях обработки. При данном способе лазерной обработки улучшение эксплуатационных свойств металлических материалов связано с изменением структуры, фазового и химического состава поверхностного слоя изделия.

После однократного сканирования поверхности заготовки лазерным излучением подачу заготовки и генерацию излучения лазера прекращали, а заготовку регулированием координатного стола перемещали в горизонтальной плоскости в направлении, перпендикулярном подаче заготовки на величину:

$$h = (1 - x)D_{\text{л}}. \quad (2)$$

Затем многократно повторяли цикл лазерной обработки заготовки до получения модифицированной поверхности требуемой площади. После чего работу экспериментального оборудования останавливали, обработанное изделие удаляли из зоны обработки, а оборудование готовили к следующему опыту.

После реализации процесса высокоэнергетического модифицирования поверхности металлических изделий определяли геометрические параметры, структуру и физико-механические свойства полученных изделий.

Микротвердость определяли при вдавливании в образец алмазной пирамиды Виккерса на приборе ПМТ-3 в соответствии с методикой, изложенной в ГОСТ 9450-76. Усилие вдавливания пирамиды составляло 0,98 Н, а продолжительность выдержки под нагрузкой – 10 с. Выбор усилия вдавливания обусловлен стремлением уменьшить влияние многофазной структуры на характеристику микротвердости.

Структуру и фазовый состав материала образцов определяли методом рентгеноструктурного и рентгенофазового анализа [5] на дифрактометре Дрон-3 в монохроматизированном CoK_{α} излучении при следующих режимах: напряжение – 30 кВ, ток – 20 мА, скорость счетчика – 2°/мин, скорость диаграммной ленты – 720 мм/ч. В качестве монохроматизатора использовали пластину пиролитического графита. За эталон принимали образец исследуемого состава, отожженный в вакууме при 850 °С. Степень аморфизации материала образца оценивали по уширению линий дифракционных максимумов дифрактограмм методами аппроксимации. Идентификацию фаз, присутствующих в материале, проводили расчетом межплоскостных расстояний по интерференционным линиям с последующим сравнением полученных значений с таблицами картотеки ASTM.

Изучение микроструктуры образцов выполняли на металлографическом микроскопе Метам-Р1. При подготовке шлифов для микроанализа в качестве травителей использовали Нитал (состав смеси: 5 мл азотной кислоты и 95 мл этилового спирта) и Царскую водку (состав смеси: 1 часть азотной кислоты и 3 части соляной кислоты).

Триботехнические характеристики образцов определяли при торцовом трении в соответствии с ГОСТ 23.211-80. Амплитуда виброперемещений составляла 100 мкм, удельная нагрузка – 40 МПа, частота вибраций – 30 Гц, число циклов – $1,5 \cdot 10^5$, температура – 20 °С. Износ определяли как разность размеров до и после испытаний. Эталоном служил закаленный образец из стали 45.

Результаты и их обсуждение

Выполненные экспериментальные исследования показали, что результаты ИЛПО с изменением химического состава, определяемые конечными свойствами и структурой обработанных материалов, в значительной степени зависят от уровня технологических факторов процесса.

Одним из наиболее значимых факторов процесса ИЛПО является плотность мощности (величина энерговклада) ЛИ на обрабатываемой поверхности. Полученные экспериментальные данные о результатах ИЛПО с изменением химического состава поверхности заготовки позволяют сделать вывод о наличии трех диапазонов энерговклада. При малом энерговкладе (отсутствует проплавление материала основы или присутствуют только локальные очаги оплавления) процессы легирования и наплавки не осуществляются в связи с отсутствием адгезионной связи между металлом основы и легирующим слоем. При среднем энерговкладе (однородное по длине лазерной дорожки проплавление материала основы на небольшую глубину) происходит процесс лазерной наплавки материала с незначительным изменением химического состава наплавляемого слоя, при этом за счет сплавления материала основы с наплавляемым металлом формируется высокая адгезионная связь между покрытием и заготовкой. Сплавление разнородных участков изделия осуществляется за счет конвективного массопереноса в жидкой фазе, инициированного в поле высоких температурных градиентов. При высоком энерговкладе (значительное проплавление материала основы) происходит процесс легирования поверхности изделия со значительным перераспределением легирующего слоя в глубь основы. При этом температура поверхности обработки значительно превышает температуру кипения материала, что приводит к удалению жидкой фазы из зоны обработки механизмами плавления-вымывания и взрывного объемного кипения [6] с образованием кратеров и наплывов на поверхности изделия. В общем случае увеличение энерговклада вызывает ухудшение характеристик качества поверхности изделия.

Конкретные диапазоны энергетических воздействий зависят от теплофизических и оптических характеристик обрабатываемых материалов, а также от качества теплового контакта основы образца и предварительно нанесенного покрытия. Диаграммы результатов ИЛПО с изменением химического состава поверхности образцов из сталей Ст3, 45, 20Х13 и меди М2 с предварительно нанесенным слоем толщиной 100 мкм из аморфизируемого сплава $Fe_{63}Ni_5Co_3Cr_7Mo_4V_{18}$ приведены на рис. 3–6. Для определения границ интервалов энерговклада, определяющих соответствующие результаты ИЛПО, использовали обработку экспериментальных данных (точки на графиках) методом наименьших квадратов [7].

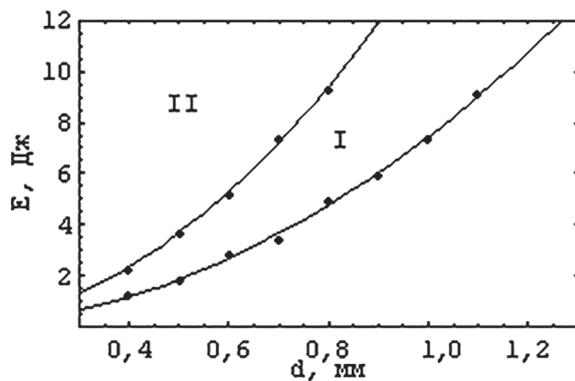


Рис. 3. Диаграмма результатов ИЛПО с изменением химического состава поверхности заготовки (материал заготовки – Ст3; I – область наплавки; II – область легирования)

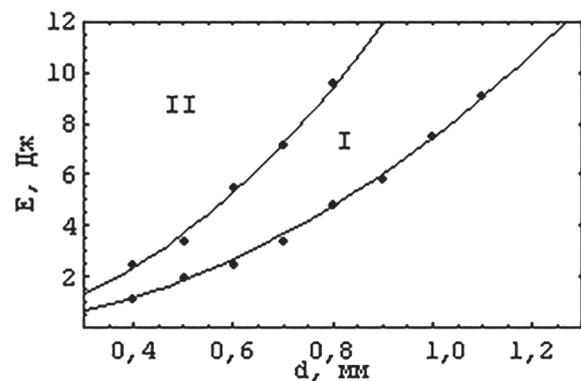


Рис. 4. Диаграмма результатов ИЛПО с изменением химического состава поверхности заготовки (материал заготовки – сталь 45; I – область наплавки; II – область легирования)

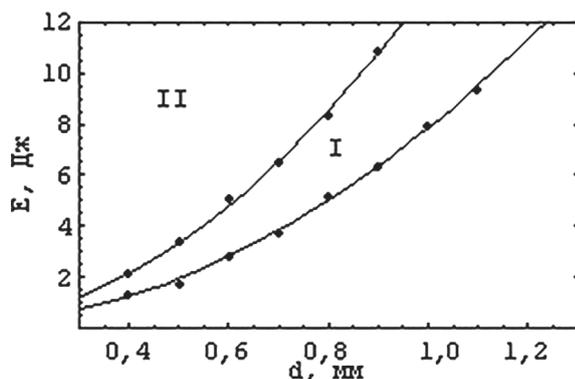


Рис. 5. Диаграмма результатов ИЛПО с изменением химического состава поверхности заготовки (материал заготовки – 20Х13; I – область наплавки; II – область легирования)

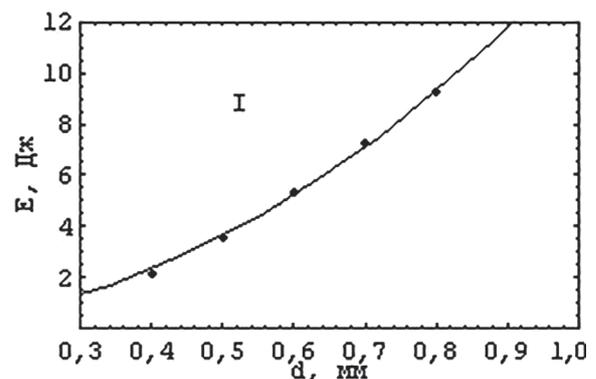


Рис. 6. Диаграмма результатов ИЛПО с изменением химического состава поверхности заготовки (материал заготовки – медь М2; I – область наплавки)

Моменты начала наплавки и легирования фиксировали металлографически (начало наплавки – по моменту формирования непрерывного адгезионного контакта между покрытием и основой; начало легирования – по моменту проплавления материала основы на глубину более 30 мкм).

Данные, приведенные на рис. 3–5, свидетельствуют о том, что наплавка покрытия на металлическую основу из сталей Ст3, 45, 20Х13 начинается при средней плотности мощности ЛИ на поверхности обработки около 1800–2000 Вт/мм², а легирование – при 3500–4000 Вт/мм². При обработке образца с основой из меди М2 момент начала формирования адгезионной связи между покрытием и основой соответствует плотности мощности ЛИ на поверхности обработки около 3600–3900 Вт/мм². Практически одинаковые границы диапазонов энерговыклада при обработке образцов с основой из сталей Ст3, 45 и 20Х13 объясняются их незначительно различающимися теплофизическими характеристиками. Значительное увеличение граничных значений энерговыклада при обработке образцов с основой из меди М2 связано с ее высокой теплопроводностью, что не позволяет создать высокую концентрацию тепловой энергии на поверхности образца.

Другим важным фактором ИЛПО является частота следования импульсов ЛИ. С увеличением этого технологического параметра процесса происходит снижение времени остывания металла в паузах между импульсами, что ведет к повышению энергонакопления, а значит, и средней температуры в материале образца. В процессах высокоскоростной закалки металлических расплавов, направленных на аморфизацию материала, это негативно сказывается на структуре в связи с уменьшением скорости охлаждения затвердевающего расплава на нагретой подложке. В ходе экспериментов установлено, что для получения аморфно-кристаллического слоя на поверхности изделия частота следования импульсов ЛИ не должна превышать 3–8 Гц. При увеличении частоты следования импульсов ЛИ более 10 Гц аморфизация поверхности не происходит.

Поскольку при ИЛПО различные слои материала нагревались до разных температур, зона лазерного воздействия имеет слоистое строение. По результатам измерения микротвердости и исследования микроструктуры по глубине ЗЛВ в общем случае зафиксированы три принципиально различных по природе фазовых превращений слоя.

Первый слой от поверхности образца – зона оплавления, получен при закалке из расплавленного состояния. В случае среднего энерговыклада при частоте следования импульсов излучения до 3–8 Гц, вне зависимости от материала основы, все образцы имели аморфно-кристаллическую структуру данного слоя, о чем свидетельствовало размытие и/или исчезновение на дифрактограммах, снятых с поверхности, соответствующих дифракционных максимумов от кристаллических фаз, а также отсутствие травимости поверхностного слоя в Царской водке. Количество аморфной фазы в поверхностном слое изделия, определенное по уширению линий дифракционных максимумов дифрактограмм методами аппроксимации, составляло 70–80%. Кристаллическая составляющая была представлена α -фазой, интерметаллическими соединениями FeCr и FeCrMo и металлическим соединением Fe₂V. По-видимому, кристаллическая фаза была образована при отпуске аморфной фазы в зоне термического влияния очередного лазерного импульса. Микротвердость ЗО составляла 800–910 НВ, причем большие значения наблюдались в нижней части зоны. Кроме того, зафиксировано небольшое повышение микротвердости ЗО с ростом теплопроводности материала основы образца. Повышение микротвердости ЗО в данных случаях связано с увеличением скорости охлаждения материала и, как следствие, фиксированием более совершенной аморфной структуры (имеющей меньшее количество зародышей кристаллической фазы), обладающей повышенными механическими характеристиками.

Характерной особенностью микроструктуры ЗО образцов, обработанных излучением лазера с высоким энерговыкладом при частоте следования импульсов более 10 Гц, является ее тонкое столбчатодендритное строение (рис. 7, 8) с преимущественной ориентировкой главных осей дендритов в направлении теплоотвода (перпендикулярно к границе раздела оплавленной зоны и основы металла). Фазовый состав ЗО по данным качественного рентгенофазового анализа состоял из α -фазы, металлических Fe₂V, Co₂V, Ni₂V и интерметаллических FeCr и FeCrMo соединений. Отсутствие аморфной фазы в поверхностном слое образцов в данном случае связано с увеличением средней температуры материала основы (за счет увеличения количества подводимой энергии) и, как следствие, снижением достигаемой скорости охлаждения металлического расплава, а также со снижением стеклообразующей способности расплавленного материала, связанным со значительным изменением химического состава наплавляемого аморфизирующегося сплава при конвективном перемешивании с расплавом материала основы.

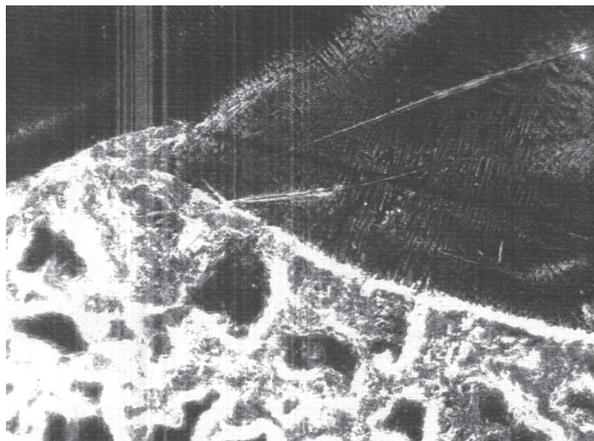


Рис. 7. Микроструктура ($\times 1000$) образца после ЛПО с изменением химического состава поверхности (материал основы – Ст3; $v = 10$ Гц; $E = 8$ Дж; $d = 0,6$ мм)

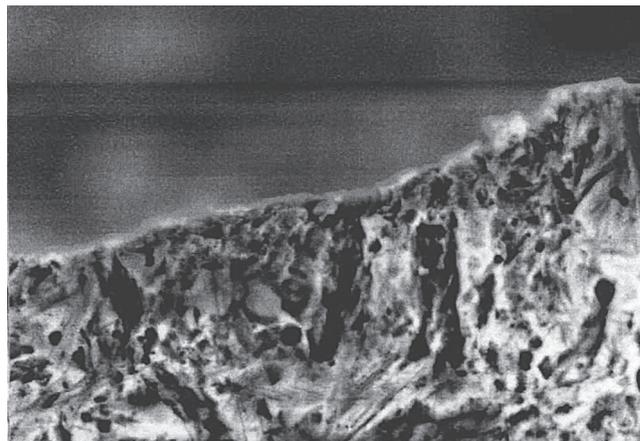


Рис. 8. Микроструктура ($\times 4000$) образца после ЛПО с изменением химического состава поверхности (материал основы – Ст3; $v = 3$ Гц; $E = 7$ Дж; $d = 1$ мм)

Второй слой ЗЛВ – зона термического влияния, получен при закалке из твердого состояния. Особенности структуры данного слоя для сталей обусловлены неполной и негетогенной (по углероду) аустенизацией материала основы образцов в условиях высокоскоростного лазерного нагрева и, как следствие, закалкой из двухфазной ($\alpha + \gamma$ -фаза) области. Различия структуры и микротвердости в ЗТВ исследованных сплавов обусловлены отличиями в химическом составе, исходной структуре, температуре полиморфных и фазовых превращений, а также разными температурными условиями обработки.

Третий слой имеет структуру и микротвердость исходного состояния материала основы образцов.

Наибольший интерес представляют структура и микротвердость соответствующих слоев ЗЛВ в случаях, когда в процессе ЛПО с изменением химического состава в поверхности зафиксирована аморфно-кристаллическая структура.

При обработке образцов с основой из стали Ст3 ЗО представляет собой нетравящийся в Царской водке аморфно-кристаллический (до 20% кристаллической фазы) слой толщиной 70–100 мкм, имеющий микротвердость 820–870 HV. ЗТВ имеет толщину 10–25 мкм со структурой, состоящей из небольших участков мартенсита, образованного на месте бывшего перлита, и большого количества феррита. Микротвердость ЗТВ – 230–300 HV. Такая структура обусловлена закалкой из двухфазной ($\alpha + \gamma$ -фазы) области, образующейся вследствие неполного $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения в условиях высоких скоростей нагрева и существования широкого температурного интервала равновесия между α - и γ -фазами. ЗТВ переходит в исходную феррито-перлитную структуру с микротвердостью 130–160 HV.

При наплавке аморфизируемого сплава $Fe_{63}Ni_5Co_3Cr_7Mo_4V_{18}$ на металлическую основу из стали 45 (рис. 9) нетравящийся аморфно-кристаллический (до 25% кристаллической фазы) слой имеет толщину 75–100 мкм и микротвердость 800–870 HV. ЗТВ характеризуется структурной неоднородностью: вблизи границы оплавления вокруг мартенсита, сформированного на месте бывших перлитных колоний, образуется троостито-ферритная сетка, переходящая в ферритную вблизи к границе с зоной, имеющей исходную структуру основы металла. Микротвердость ЗТВ – 290–350 HV. Особенности структуры ЗТВ в данном случае обусловлены неполной и негетогенной (по углероду) аустенизацией при нагреве и, как следствие, закалкой из двухфазной ($\alpha + \gamma$ -фазы) области, а также в отличие от стали Ст3 увеличением содержания углерода в химическом составе сплава. ЗТВ имеет толщину 15–25 мкм и переходит в исходную феррито-перлитную структуру с микротвердостью 120–140 HV.

В случае обработки образцов с основой из стали 20Х13 (рис. 10) ЗО представляет собой нетравящийся аморфно-кристаллический слой (до 20% кристаллической фазы) толщиной 70–90 мкм с микротвердостью 800–850 HV. ЗТВ толщиной 15–30 мкм имеет микротвердость 430–470 HV и состоит из мартенсита и большого количества остаточного аустенита. Исходная структура основы образцов – феррито-перлитная с микротвердостью 210–280 HV.

Для образцов с основой из меди М2 (рис. 11) нетравящийся аморфно-кристаллический (до 25% кристаллической фазы) слой имеет толщину 100–120 мкм и микротвердость 870–910 HV. ЗТВ имеет толщину 10–25 мкм и двухфазную структуру: большое количество α -Cu (твердый раствор примесей в меди на основе ГЦК решетки) и серый эвтектид (α -Fe и α -Cu). Микротвердость ЗТВ – 150–170 HV. Металлическая основа имеет исходную структуру α -Cu с микротвердостью 45–60 HV.

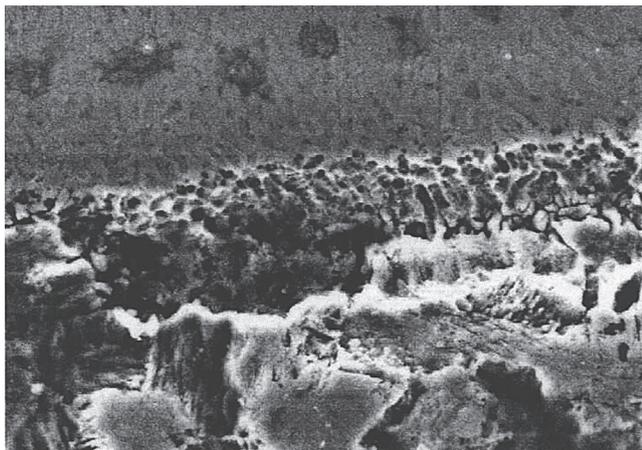


Рис. 9. Микроструктура (×4000) образца после ИЛПО с изменением химического состава поверхности (материал основы – сталь 45; $\nu = 5$ Гц; $E = 7$ Дж; $d = 1$ мм)

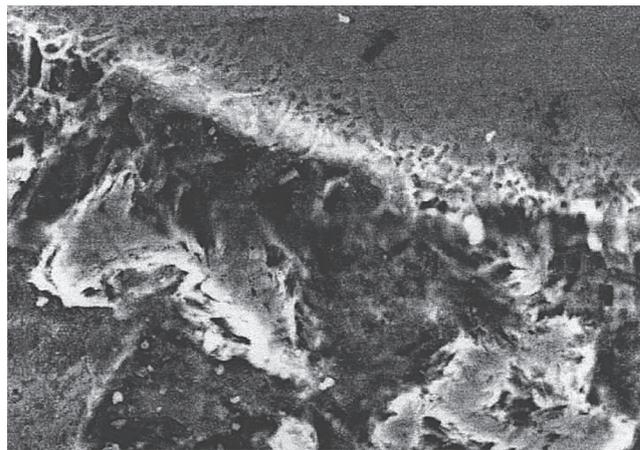


Рис. 10. Микроструктура (×1000) образца после ИЛПО с изменением химического состава поверхности (материал основы – сталь 20X13; $\nu = 3$ Гц; $E = 8$ Дж; $d = 1$ мм)



Рис. 11. Микроструктура (×4000) образца после ИЛПО с изменением химического состава поверхности (материал основы – медь М2; $\nu = 4$ Гц; $E = 9$ Дж; $d = 0,8$ мм)

Типичные распределения микротвердости по глубине для образцов с основой из исследованных материалов представлены на рис. 12–15. Во всех случаях повышение микротвердости в ЗТВ по сравнению с основой образца связано с закалкой и/или наклепом (в том числе и фазовым) вследствие пластического деформирования материала в поле высоких термических напряжений. Разрыв и скачкообразное увеличение показаний на кривой микротвердости обусловлено резким изменением химического состава образцов на границе оплавления.

Наблюдаемое выше увеличение ЗТВ связано со снижением температуры полиморфных и фазовых превращений. У стали это проявляется с ростом концентрации углерода до 0,8% и расширением в связи с этим температурного интервала аустенизации. Одновременно с этим у сталей снижается критическая скорость заковки и уменьшается теплопроводность, что создает условия для концентрации тепла в околосurface зоне и увеличения глубины ЗТВ.

Для всех образцов, обработанных в режиме наплавления покрытия, анализ микроструктуры материала в месте контакта ЗО и ЗТВ показывает хорошую адгезию наплавленного слоя к металлической основе. На всем протяжении границы оплавления наличия пор, трещин или каких-либо других дефектов не обнаружено. Испытания на изгиб приводили к появлению сетки трещин на поверхности образцов, однако отделение наплавленного покрытия от основы образца не наблюдалось.

Для всех образцов, обработанных в режиме наплавления покрытия, анализ микроструктуры материала в месте контакта ЗО и ЗТВ показывает хорошую адгезию наплавленного слоя к металлической основе. На всем протяжении границы оплавления наличия пор, трещин или каких-либо других дефектов не обнаружено. Испытания на изгиб приводили к появлению сетки трещин на поверхности образцов, однако отделение наплавленного покрытия от основы образца не наблюдалось.

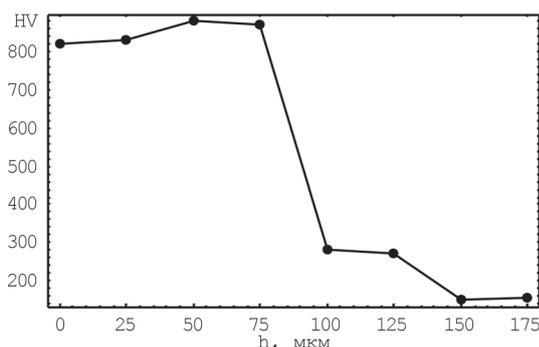


Рис. 12. Типичное распределение микротвердости в образце с основой из стали Ст3 после лазерной наплавки покрытия

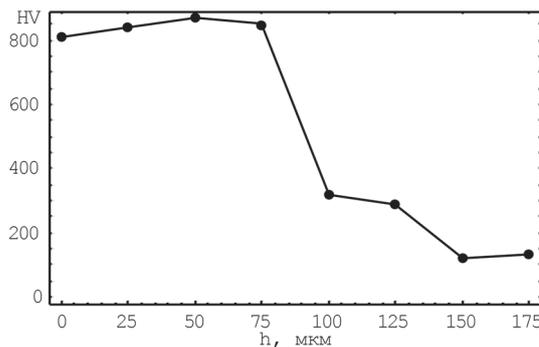


Рис. 13. Типичное распределение микротвердости в образце с основой из стали 45 после лазерной наплавки покрытия

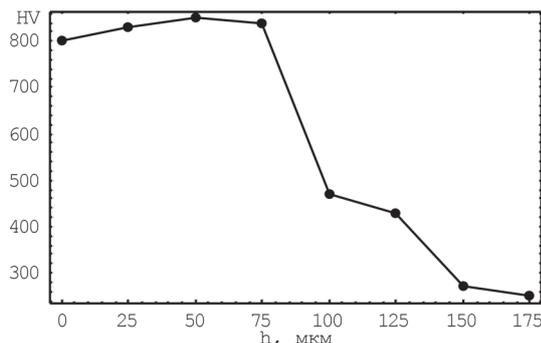


Рис. 14. Типичное распределение микротвердости в образце с основой из стали 20X13 после лазерной наплавки покрытия

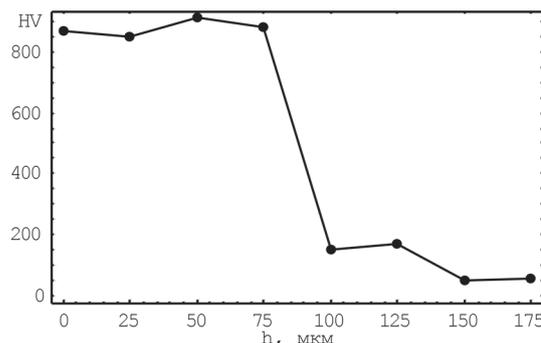


Рис. 15. Типичное распределение микротвердости в образце с основой из меди М2 после лазерной наплавки покрытия

Результаты исследований триботехнических характеристик полученных образцов показывают, что ИЛПО с изменением химического состава поверхности в режиме наплавки позволяет получать износостойкие (рис. 16) покрытия без пор и дефектов. У аморфно-кристаллического покрытия фактически отсутствует период приработки и снижается склонность к схватыванию, при этом коэффициент трения составляет 0,17–0,2, что свидетельствует о наличии на поверхности диссипативных пленок, которые и обеспечивают снижение интенсивности изнашивания покрытия.

В общем случае ИЛПО с оплавлением поверхности вызывает ухудшение качества рельефа поверхности, поскольку высокие градиенты температуры, имеющиеся в зоне оплавления, приводят к значительным градиентам поверхностного натяжения жидкой фазы и образованию циркуляционного движения в жидкости [6]. Изменение давления внутри расплава требует компенсации, что приводит к искривлению поверхности жидкой ванны. Наибольшее влияние на рельеф поверхности оказывает плотность мощности ЛИ на поверхности обработки. Обработка поверхности в режиме наплавки при средних величинах энерговыклада приводит к формированию зоны оплавления, имеющей небольшую глубину и относительно большую ширину. В этом случае циркуляционные вихри распадаются на целый ряд завихрений, что вызывает умеренное искривление поверхности. При среднем энерговыкладе дорожка наплавленного материала представляет собой «валик» с выпуклостью, направленной вверх.

В случае увеличения энерговыклада резко ухудшается качество поверхностного слоя, определяемое волнистостью (максимальной высотой напылов) и микрогеометрией (шероховатостью). Более всего ухудшается волнистость поверхности. С увеличением энерговыклада температура обрабатываемой поверхности начинает превышать температуру кипения материала, что приводит к развитию процессов испарения материала с поверхности обработки. Возникающая при испарении реактивная сила отдачи паров искривляет поверхность расплава и вызывает образование в застывшем поверхностном слое металла напылов и каверн (неглубоких кратеров). Кроме того, высокие температуры перегрева жидкости могут привести к объемному вскипанию материала и его удалению из зоны обработки в виде жидкой фазы. Движение расплава, частично выбрасываемого на поверхность изделия, приводит к образованию напылов и кратеров.

На основании экспериментального материала при получении износостойких покрытий с аморфной и аморфно-кристаллической структурой на поверхности металлических изделий методом ИЛПО с изменением химического состава поверхности рекомендуется использовать средний диапазон энерговыклада (определяемый для различных материалов экспериментально или с помощью соответствующих математических моделей) и частоту следования импульсов излучения до 3–8 Гц.

Дальнейшим совершенствованием процесса ИЛПО с изменением химического состава поверхности, по-видимому, будут являться улучшение теплового контакта наплавленного слоя с материалом основы за счет его предварительного нанесения ме-

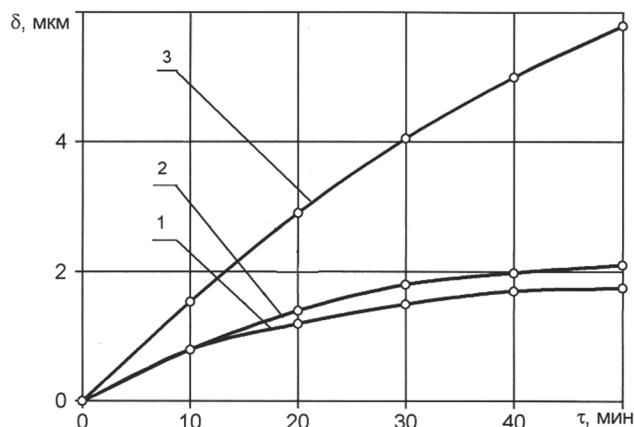


Рис. 16. Зависимость износа покрытий от времени испытаний: 1 – лазерная наплавка (аморфно-кристаллическая структура); 2 – лазерная наплавка (кристаллическая структура); 3 – сталь 45 после закалки (эталон)

тодами газотермического и электроискрового напыления, а также обработка поверхности ЛИ с непрерывной генерацией.

Выводы

Одной из распространенных технологических схем процесса лазерной обработки металлических деталей является лазерное «глазурирование» нанесенного тонкого слоя порошка на подложку. Это обеспечивает возможность получения микрокристаллических и аморфных структур в тонких поверхностных слоях деталей. Наличие взаимодействия пары расплав-деталь под воздействием лазерного луча позволяет фиксировать высокие скорости охлаждения порядка 10^5 – 10^7 К/с. Импульсное плавление малых объемов металла на поверхности обеспечивает получение гомогенных жидкостей (расплавов), которые после кристаллизации могут фиксировать структуру жидкости с уникальными свойствами.

Наиболее значимым фактором импульсной лазерной поверхностной обработки с изменением химического состава является плотность мощности лазерного излучения на обрабатываемой поверхности.

Экспериментально установлено наличие трех диапазонов энергозаклада при импульсном лазерном воздействии с изменением химического состава поверхности заготовки. При малом энергозакладе (отсутствует плавление материала основы) процессы лазерного легирования и наплавки не осуществляются в связи с отсутствием адгезионной связи между металлом основы и легирующим слоем. При среднем энергозакладе (незначительное плавление материала основы) происходит процесс лазерной наплавки материала с незначительным изменением химического состава наплавляемого слоя, при этом формируется высокая адгезионная связь между покрытием и заготовкой. Наплавка покрытия из сплава системы Fe-Ni-Co-Cr-Mo-V на металлическую основу из сталей Ст3, 45, 20Х13 начинается при плотности ЛИ на поверхности обработки 1800–2000 Вт/мм², а легирование – при 3500–4000 Вт/мм². При высоком энергозакладе (значительное проплавление материала основы) происходит процесс лазерного легирования поверхности изделия со значительным перераспределением легирующего слоя в глубину заготовки.

При ИЛПО зона лазерного воздействия имеет слоистое строение: зона оплавления – количество аморфной фазы составляет 70–80%, кристаллическая составляющая представлена α -фазой, интерметаллическими соединениями FeCr и FeCrMo и металлическим соединением Fe₂B, микротвердость зоны оплавления – 800–900 НВ; зона термического влияния – структура слоя обусловлена неполной и негетогенной (по углероду) аустенизацией материала основы образцов в условиях высокоскоростного лазерного нагрева; третий слой имеет структуру и микротвердость исходного состояния материала основы образцов.

При наплавке аморфизируемого сплава на основе железа на металлическую основу из стали 45 аморфно-кристаллический (до 25% кристаллической фазы) слой имеет толщину 75–100 мкм и микротвердость 800–870 НВ. ЗТВ характеризуется структурной неоднородностью – вблизи границы оплавления вокруг мартенсита образуется троостито-ферритная сетка, переходящая в ферритную. Микротвердость ЗТВ – 290–350 НВ. ЗТВ имеет толщину 15–25 мкм и переходит в исходную феррито-перлитную структуру с микротвердостью 12–140 НВ.

Увеличение частоты следования импульсов излучения лазера в процессе поверхностной обработки негативно сказывается на возможности получения аморфной структуры в наплавленном слое из-за повышения средней температуры материала основы и снижения скорости охлаждения наплавляемого материала. Для получения аморфной или аморфно-кристаллической структуры необходима обработка с частотой следования импульсов лазера до 3–8 Гц. При большей чем 10 Гц частоте имеет место образование мелкокристаллической структуры и снижение уровня физико-механических свойств.

ИЛПО с изменением химического состава поверхности в режиме наплавки позволяет получать износостойкие покрытия, причем для аморфно-кристаллического покрытия фактически отсутствует период приработки и снижается склонность к схватыванию при коэффициенте трения 0,17–0,2.

ЛИТЕРАТУРА

1. Григорьянц А. Г. Основы лазерной обработки материалов / А. Г. Григорьянц. М.: Машиностроение, 1989. 304 с.
2. Леонтьев П. А. Лазерная поверхностная обработка металлов и сплавов / П. А. Леонтьев, Н. Г. Чеканова, М. Г. Хан. М.: Металлургия, 1986. 142 с.
3. Криштал М. Л. Структура и свойства сплавов, обработанных излучением лазера / М. Л. Криштал, А. А. Жуков, А. Н. Кокора. М.: Металлургия, 1973. 192 с.
4. Коваленко В. С. Обработка материалов импульсным излучением лазеров / В. С. Коваленко. Киев: Выща шк., 1977. 144 с.
5. Рентгеноструктурный контроль машиностроительных материалов: справ. М.: Машиностроение, 1979. 134 с.
6. Лазерная и электронно-лучевая обработка материалов: справ. / Н. Н. Рыкалин [и др.]. М.: Машиностроение, 1985. 496 с.
7. Красовский Г. И. Планирование эксперимента / Г. И. Красовский, Г. Ф. Филаретов. Мн.: Изд-во БГУ, 1982. 302 с.

REFERENCES

1. **Grigor'janc A. G.** *Osnovy lazernoj obrabotki materialov* [Basics of laser material processing]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1989, 304 p.
2. **Leont'ev P. A., Chekanova N. G., Han M. G.** *Lazernaja poverhnostnaja obrabotka metallov i splavov* [Laser surface treatment of metals and alloys]. Moscow, Metallurgija Publ., 1986, 142 p.
3. **Krishtal M. L., Zhukov A. A., Kokora A. N.** *Struktura i svojstva splavov, obrabotannyh izlucheniem lazera* [The structure and properties of alloys treated with laser radiation]. Moscow, Metallurgija Publ., 1973, 192 p.
4. **Kovalenko V. S.** *Obrabotka materialov impul'snym izlucheniem lazerov* [Laser material processing]. Kiev, Vyshha shkola Publ., 1977, 144 p.
5. **Rentgenostrukturnyj kontrol' mashinostroitel'nyh materialov** [X-ray control of engineering materials]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1979, 134 p.
6. **Rykalin N. N.** *Lazernaja i jelektronno-luchevaja obrabotka materialov* [Laser and electron beam processing of materials]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1985, 496 p.
7. **Krasovskij G. I., Filaretov G. F.** *Planirovanie jeksperimenta* [Experiment planning]. Minsk, Izdatel'stvovo BGU Publ., 1982, 302 p.