

DOI: 10.21821/2309-5180-2017-9-4-814-828

IMPROVEMENT EFFICIENCY OF LASER STRENGTHENING OF IRON DETAILS SHIP'S POWER PLANTS

I. I. Kuleshov, V. M. Khodakovskiy

Maritime State University named after admiral G.I. Nevelskoi, Vladivostok, Russian Federation

The influence of the plastic deformation method with the modification of the nanostructural layer on the change in the microhardness and the surface structure of the part made of gray pearlitic cast iron is considered. This method is considered for a part whose surface was pre-reinforced by the laser processing method with reflow. A special feature of this method is the considerable depth of the hardening zone (up to 1 mm). The disadvantage of laser hardening with spalling is the presence of a large amount of residual austenite (30-50%) in the zone of laser action. The reinforced layer can be subjected to further hardening operations in order to increase the hardness of the laser exposure zone. A method that allows further hardening of the laser exposure zone is the method of plastic deformation with modification of the nanostructured layer of the laser action zone.

The analysis of changes in microhardness and structure is performed depending on the load on the sample, the speed and the time of sample processing. The research was carried out in stages. Analysis of the dependence of micro-hardness and structure upon changing the load from 10 to 45 N/mm2 made it possible to establish that the optimal value of the load is 25 N/mm2. Analysis with a change in the processing speed from 0.1 to 1.5 m/s made it possible to establish that the optimal value of the optimal value of the processing speed is 0.3 m/s. Analysis of the dependence upon changing the processing time from 100 to 500 s allowed us to establish that the optimal value of the processing time is 300 s.

In the process of plastic deformation of the laser action zone in the contact zone, the original structure is transformed into a «white phase», characterized by high parameters of microhardness. The highest value of the microhardness of the «white phase» obtained during the experiment reaches more than 1200 HV.

Mathematical analysis in the form of a full factorial experiment 2³ allows one to obtain an expression relating the microhardness of the «white phase» to the technological regimes of plastic deformation.

Keywords: plastic deformation, modification of the nanostructured layer, change in microhardness, laser hardening with reflow, gray pearlitic cast iron, load change, processing speed, processing time, white phase, technological regimes of plastic deformation, mathematical analysis.

For citation:

Kuleshov, Igor I., and Vladimir M. Khodakovskiy. "Improvement efficiency of laser strengthening of iron details ship's power plants." *Vestnik Gosudarstvennogo universiteta morskogo i rechnogo flota imeni admirala S. O. Makarova* 9.4 (2017): 814–828. DOI: 10.21821/2309-5180-2017-9-4-814-828.

УДК 669:629.5.083.5

ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ЛАЗЕРНОГО УПРОЧНЕНИЯ ЧУГУННЫХ ДЕТАЛЕЙ СУДОВЫХ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ УСТАНОВОК

И. И. Кулешов, В. М. Ходаковский

Морской государственный университет имени адмирала Г. И. Невельского, Владивосток, Российская федерация

В работе рассмотрено влияние метода пластического деформирования с модификацией наноструктурного слоя на изменение микротвёрдости и структуры поверхности детали, выполненной из серого перлитного чугуна. Данный метод рассматривается применительно к детали, поверхность которой предварительно была упрочнена методом лазерной обработки с оплавлением. Особенностью данного метода является значительная глубина зоны упрочнения (до 1 мм). Недостатком лазерного упрочнения с оплавлением является наличие большого количества остаточного аустенита (30 – 50 %) в зоне лазерного воздействия. Упрочнённый слой может быть подвергнут дальнейшим упрочняющим операциям с целью повышения твёрдости зоны лазерного воздействия. Методом, позволяющим произвести дальнейшее упрочнение



2017 год. Том 9. № 4

815

зоны лазерного воздействия, является метод пластического деформирования с модификацией наноструктурного слоя зоны лазерного воздействия.

Выполнен анализ изменения микротвёрдости и структуры в зависимости от нагрузки на образец, скорости и времени обработки образца. Исследования проводились поэтапно. Анализ зависимости микротвёрдости и структуры при изменении нагрузки от 10 до 45 Н/мм² позволил установить, что оптимальной величиной нагрузки является значение 25 Н/мм². Анализ при изменении скорости обработки от 0,1 до 1,5 м/с позволил установить, что оптимальной величиной скорости обработки является значение 0,3 м/с. Анализ зависимости при изменении времени обработки от 100 до 500 с позволил установить, что оптимальной величиной времени обработки является значение 300 с.

В процессе пластического деформирования зоны лазерного воздействия в зоне контакта происходит преобразование исходной структуры в «белую фазу», характеризующуюся высокими параметрами микротвёрдости. Наибольшее значение микротвёрдости «белой фазы», полученной в ходе эксперимента, составляет более 1200 HV.

Математический анализ в виде полного факторного эксперимента 2³ позволяет получить выражение, связывающее микротвёрдость «белой фазы» с технологическими режимами пластического деформирования.

Ключевые слова: пластическое деформирование, модификация наноструктурного слоя, изменение микротвёрдости, лазерное упрочнение с оплавлением, серый перлитный чугун, изменение нагрузки, скорость обработки, время обработки, белая фаза, технологические режимы пластического деформирования, математический анализ.

Для цитирования:

Кулешов И. И. Повышение эффективности лазерного упрочнения чугунных деталей судовых энергетических установок / И. И. Кулешов, В. М. Ходаковский // Вестник Государственного университета морского и речного флота имени адмирала С. О. Макарова. — 2017. — Т. 9. — № 4. — С. 814– 828. DOI: 10.21821/2309-5180-2017-9-4-814-828.

Введение (Introduction)

Для изготовления большинства ответственных литых деталей судовых энергетических установок (СЭУ) применяется серый чугун (СЧ). К таким деталям можно отнести маслоты для поршневых колец двигателей внутреннего сгорания (ДВС), втулки цилиндров ДВС и компрессоров, шевронные колёса грузовых лебёдок и т. д. [1]. В процессе работы трущиеся сопряжённые поверхности чугунных деталей, работающих как на трение, так и на ударные нагрузки, подвержены интенсивному износу вследствие накопленных остаточных напряжений. СЧ представляет собой сплав железа с большим количеством углерода (≥ 2,14 %). В структуре СЧ присутствует графит, который, ввиду своей низкой твёрдости, можно определить, как пустоты в структуре металла. Данная особенность обуславливает высокую хрупкость чугуна. Ввиду этого СЧ применяют в основном для деталей, работающих на сжатие. С целью повышения прочности и износостойкости таких деталей существует ряд методов, позволяющих значительно повысить эксплуатационные характеристики таких деталей. Все методы можно разделить на следующие группы:

- легирование с изменением химического состава;
- модифицирование чугуна в жидком состоянии графитизирующими присадками;
- термическая обработка;
- упрочнение рабочих поверхностей технологическими методами [1].

Методы повышения прочности металла путём изменения его химического состава значительно усложняют его технологию изготовления. Также зачастую требуется упрочнять не весь объём металла, а только его рабочую поверхность. Следовательно, наибольший интерес представляет метод упрочнения рабочих поверхностей технологическими методами. К таким методам можно отнести:

- поверхностно-пластическое деформирование (ППД) [2];

– лазерное упрочнение без оплавления рабочей поверхности [3], [4] и с её оплавлением [5];

 пластическое деформирование с модификацией структурных слоёв путём интенсивной пластической деформации (трением в контролируемой среде, дробеструйной обработкой, пескоструйным или ударным наклёпом) [6] – [8].



Методы упрочнения ППД характеризуются значительными величинами глубины упрочнённого слоя (до 7 мм). При этом важно отметить, что при нагреве деталей, упрочнённых методом ППД, до температур от 300 °C и выше происходит релаксация деформированного слоя, следствием чего является снижение твёрдости упрочнённой поверхности.

Лазерное упрочнение без оплавления характеризуется небольшой глубиной зоны упрочнения (до 0,3 мм), однако высокими параметрами микротвёрдости зоны обработки (700 – 900 HV). Лазерное упрочнение с оплавлением поверхности сопровождается бо́льшим значением глубины упрочнённой зоны (до 1 мм). Однако упрочнение с оплавлением характеризуется большим количеством остаточного аустенита в зоне оплавления (30 – 50 %), микротвёрдость которого колеблется в пределах от 500 до 600 HV, а микротвёрдость остальной упрочнённой зоны в зависимости от микроструктуры варьируется в пределах от 60 до 800 HV [4], [5].

Методы пластического деформирования с модификацией структурных слоёв заключаются в формировании наноструктурного состояния в поверхностной области. Полученная зона упрочнения определена как «белая фаза» и характеризуется повышенной твёрдостью и износостойкостью, но глубина упрочнённой зоны сравнительно невелика и составляет 40 – 60 мкм, а исходная объёмная структура с частично деформированными слоями составляет 60 – 110 мкм. При этом твёрдость упрочнённых наноструктурных слоёв варьируется в пределах от 800 до 1000 HV [9].

Цель работы состоит в определении влияния пластического деформирования на изменение микротвёрдости и структуры зоны лазерного воздействия при обработке чугунных деталей с оплавлением поверхности.

Методы и материалы (Methods and Materials)

В качестве исходного образца использовался образец прямоугольного сечения, размеры которого составляют $10 \times 10 \times 30$ мм. Материал образца — серый чугун СЧЗ0, ГОСТ 1412-85, следующего химического состава: C = 3,16 %, Si = 1,6 %, Mn = 0,8 %, S = 0,1 %, P = 0,1 %.

Исследования исходной структуры чугуна по графиту и металлической основе (по ГОСТ 3443-87) показали, что в структуре имеется пластинчатый графит (ПГ пластинчатый), форма графита — прямолинейная пластинчатая (ПГф1), распределение графита — веточное (ПГр5), размер включений варьируется от 500 до 1000 мкм (ПГд750), количество графита 8 – 12 % (ПГ10). Форма и распределение графита приведены на рис. 1.



Рис. 1. Форма и распределение графита, ×50

Металлическая структура имеет вид пластинчатого перлита (Пт1) с содержанием перлита 90 – 94 % (П92), дисперсность перлита достигает 0,3 мкм (Пд0,3). Микроструктура металлической основы представлена на рис. 2 и 3.





Рис. 2. Микроструктура металлической основы чугуна, ×500



Рис. 3. Участки со структурой П + Ф + Г, ×50

В структуре металла присутствуют включения ледебурита (рис. 4). Содержание 5 – 10 % (Ц10). Площадь изолированного включения находится в пределах от 10000 до 16000 мкм² (Цп13000).



Рис. 4. Участки со структурой $\Pi + \Gamma + \Pi, \times 50$

Результаты определения структуры: структура серого чугуна с равномерно распределенными включениями пластинчатого графита прямолинейной формы, длина отдельного включения 250 – 500 мкм; металлическая основа — перлит пластинчатый в количестве от 90 % с межпластинчатым расстоянием до 0,3 мкм; площадь занятая ледебуритом 5 – 15 мкм², площадь наибольшего включения ледебурита —10000 – 16000 мкм²:

 $\Pi \Gamma \varphi 1 - \Pi \Gamma p 5 - \Pi \Gamma q 750 - \Pi \Gamma 10 - \Pi \tau 1 - \Pi 92 - \Pi q 0,3 - U 10 - U \pi 13000.$

В металлической основе материала присутствуют включения цементита ледебурита, обладающие высокой твёрдостью, варьирующей от 700 до 950 HV. Твёрдость металлической основы составляет 300 HV. В качестве контртела использовался диск, диаметром 42 мм, шириной — 10 мм. Образец выполнен из стали 45 ГОСТ 1050-88. Химический состав: C = 0,44 %, Si = 0,3 %, Mn = 0,7 %, Ni = 0,2 %, S = 0,023%, P = 0,015 %, Cr = 0,1 %, Cu = 0,17 %, As = 0,05 %, Fe — остальное.

Исследование проводилось с целью установления связей между нагрузкой — F, H/mm^2 , оказываемой контртелом на образец, временем обработки — t, с, и скоростью обработки контртелом — V, m/c. Перед обработкой трением образец был подвержен лазерной обработке с оплавлением поверхности.

Лазерное упрочнение с оплавлением поверхности проводили на установке «Комета-2». Режимы лазерного упрочнения:



- мощность излучения 1,2 кВт;
- диаметр лазерного луча 4 мм;
- скорость перемещения луча 0,02 м/с.

Упрочнение пластическим деформированием выполнялось по схеме «диск – колодка» (трение скольжения) и проводилось на универсальной машине трения с высокотемпературной камерой. Регулировка рабочих параметров производилась на преобразователе частоты с управлением вектора потока EI-9011. Обработка проводилась при следующих режимах:

- нагрузка *F* — 10 – 45 Н/мм²;

- скорость обработки контртелом *V* — 0,1 – 1,5 м/с;

- время обработки *t* — 100 – 500 с.

В процессе обработки контролировалось изменение микроструктуры и твёрдость микроструктуры в зоне контакта.

Металлографическое исследование проводилось на микроскопе Leica DM4000 М при увеличениях от ×50 до ×1000 раз до травления и после травления в 4 %-м растворе азотной кислоты в спирте. Измерение твёрдости проводилось на микротвердомере МНТ-10 при нагрузке 150 Н и увеличении ×500.

Результаты (Results)

После определения исходной структуры образец подвергался лазерному упрочнению с оплавлением поверхности. Общий вид зоны лазерного воздействия, полученной в режиме оплавления, показан на рис. 5.



Рис. 5. Общий вид ЗО, ×50

Размеры зоны лазерного воздействия, мкм: общая глубина зоны лазерного воздействия (ЗЛВ) — 812,5; глубина зоны оплавления (ЗО) — 213,25; глубина зоны термического воздействия (ЗТВ) — 701 – 730; ширина зоны лазерного воздействия — 4318,75; ширина зоны оплавления — 2856,25.

Микроструктура на границе между зоной оплавления и зоной термического влияния показана на рис. 6.



Рис. 6. Микроструктура на границе между ЗО и ЗТВ, ×500



2017 год. Том 9. № 4



Рис. 7. Ледебурит с ячейками аустенита ЗО, ×1000

Включения ледебурита имеют микротвёрдость 600 – 800 HV. Ледебурит с ячейками аустенита имеет микротвёрдость 800 – 900 HV (рис. 7).

Металлическая основа чугуна в зоне термического влияния темно-серого цвета, она закалена на мартенсит со средней микротвердостью 600 HV. Микротвердость участков, в которых произошли подплавление ФЭ и структурные превращения, колеблется в пределах 600 – 900 HV. На тех участках, где образовался мартенсит + аустенит остаточный, микротвердость составляет 500 – 700 HV, а где образовался ледебурит + мартенсит + аустенит остаточный — 700 – 950 HV.

Начальным этапом исследования влияния пластического деформирования на изменение микротвёрдости и структуры ЗЛВ явилось установление появления белой фазы в ЗЛВ при пластическом деформировании. При этом в качестве контртела был выбран стандартный круглый образец диаметром 42 мм, выполненный из стали. Процесс проводился при установлении следующих параметров: V = 0,2 м/с; t = 300 с; на-

грузка *F* изменялась в пределах от 10 до 45 Н/мм². С целью получения более достоверной информации проводилось два параллельных опыта.

При обработке в зоне контакта трущихся поверхностей образуется белая фаза, обладающая повышенной твёрдостью и высокой однородностью. Данная структура образуется в ЗО из структуры, представленной ледебуритом с ячейками аустенита. Изменение микроструктуры зоны оплавления при увеличении величины нагрузки приведено на рис. 8.



Рис. 8. Состояние микроструктуры БФ при различных значениях нагрузки: *a* — при *F* = 10 H/мм², ×500, ×1,5; *б* — при *F* = 20 H/мм², ×1000; *в* — при *F* = 30 H/мм², ×1000; *г* — при *F* = 40 H/мм², ×1000



Определено, что наиболее однородная структура «белой фазы» (БФ) образуется при F = 25 H/мм². После определения изменения структуры определялось изменение микротвёрдости 30. На основании полученных данных был построен график зависимости микротвёрдости (HV) БФ от изменения нагрузки (*F*), представленный на рис. 9, *а*. Полученная зависимость позволяет сделать вывод о том, что значительные изменения микротвёрдости наблюдались при изменении нагрузки от 10 до 25 H/мм².



Рис. 9. Графики зависимости микротвердости БФ от нагрузки: *а* — основной; *б* — дополнительный

Дальнейшее увеличение нагрузки ведёт к образованию точки перегиба графика. При этом микротвёрдость принимает относительно постоянное значение. Следовательно, увеличение нагрузки более 25 Н/мм² не приведёт к увеличению микротвёрдости БФ. При изменении нагрузки от 10 до 25 Н/мм² построенные точки собраны вдоль прямой линии, поэтому можно предположить положительную линейную связь между микротвёрдостью и нагрузкой. Для уточнения данной связи проводилось дополнительное исследование, в котором были введены дополнительные параметры нагрузки: 12,5 Н/мм², 17,5 Н/мм², 22,5 Н/мм². Полученная зависимость приведена на рис. 9, *б*.

Дополнительное исследование показало, что при изменении нагрузки в диапазоне 10 – 25 Н/мм² построенные точки не находятся точно на линии, но собраны вдоль прямой линии, поэтому можно предположить, что связь между параметрами имеет линейный положительный характер. С целью подтверждения линейной положительной связи между микротвёрдостью БФ и нагрузкой выполнен корреляционный анализ.

На основании полученных данных рассчитывался коэффициент корреляции между параметрами $r_{xy} = 0,986$. Уровень значимости модели $\alpha = 0,05$ при степени свободы $f_1 = 5$ и $f_2 = 2$. Средний коэффициент эластичности $\Im_{cp} = 1,8$. Проведённое исследование позволило установить, что изменения в структуре 30 и микротвёрдости возникают при увеличении нагрузки от 10 до 25 Н/мм².

Экспериментальную зависимость микротвёрдости БФ от нагрузки (рис. 13) можно аппроксимировать функцией

$$HV = -14, 4 + 0,03F.$$
 (1)

Следующим этапом данной части исследования было определение влияния пластического деформирования на изменение структуры и микротвёрдости при следующих параметрах: V = 0,2 м/с; F = 25 H/мм²; t = 50 - 400 с.

Изменение микроструктуры зоны оплавления при увеличении времени обработки приведено на рис. 10.





Рис. 10. Состояние микроструктуры БФ при различных значениях нагрузки: при t = 50 с $\times 500$; при t = 200 с $\times 500$; при t = 300 с $\times 1000$; при t = 400 с $\times 500$, $\times 1,500$

На данном этапе было определено, что наибольшее значение микротвёрдости «белой фазы» достигается при обработке в течение 300 с. На основании полученных данных построен график зависимости НV БФ от изменения времени обработки *t*, представленный на рис. 11.



Рис. 11. График зависимости микротвёрдости БФ от времени обработки

Аналогично, как и при проведении опыта с изменением F, полученная зависимость позволяет определить, что значительные изменения микротвёрдости происходят при изменении времени обработки от 50 до 300 с. Дальнейшее увеличение времени обработки ведёт к образованию точки перегиба графика. При этом микротвёрдость принимает относительно постоянное значение при установлении времени обработки в пределах от 300 до 400 с. Из этого можно заключить, что изменение микротвёрдости происходит при варьировании времени обработки от 50 до 300 с. Так-



же из графика (см. рис. 11) можно установить, что при изменении времени обработки в диапазоне от 50 до 350 с построенные точки не находятся точно на линии, но собраны вдоль прямой линии, поэтому можно предположить, что связь между параметрами имеет линейный положительный характер. С целью подтверждения линейной положительной связи между микротвёрдостью БФ и временем обработки выполнен корреляционный анализ.

На основании данных рассчитывался коэффициент корреляции между параметрами $r_{_{xy}} = 0,978$. Коэффициент детерминации $R^2 = 0,956$. Уровень значимости модели $\alpha = 0,05$ при степенях свободы $f_1 = 5$ и $f_2 = 2$. Средний коэффициент эластичности $\Im_{cp} = 2,5$. Проведённое исследование позволило установить, что изменения в структуре ЗО и микротвёрдости возникают при изменении времени обработки от 50 до 350.

Экспериментальную зависимость микротвёрдости БФ от изменения времени обработки (см. рис. 11) можно аппроксимировать функцией

$$HV = -295, 5 + 0, 5t.$$
 (2)

Заключительным этапом данной части исследования было определение влияния пластического деформирования на изменение структуры и микротвёрдости при следующих параметрах: F = 25 H/мм²; t = 300 c; V = 0,2 - 1,5 м/с. Изменение микроструктуры зоны оплавления при увеличении скорости обработки приведено на рис. 12.



Рис. 12. Состояние микроструктуры БФ при различных значениях нагрузки: *a* — при *V* = 0,1 м/с ×1000; *б* — при *V* = 0,7 м/с ×1000; *в* — при *V* = 1,1 м/с ×1000; *г* — при *V* = 1,5 м/с ×1000

При изменении скорости обработки установлено изменение структуры ЗО. На основании полученных данных построен график зависимости НV БФ от изменения скорости обработки (*V*), представленный на рис. 13. Полученная зависимость позволяет определить, что значительные изменение микротвёрдости происходит при изменении скорости обработки от 0,1 до 0,7 м/с. Дальнейшее увеличение скорости обработки ведёт к снижению микротвёрдости БФ. Так как построен-



(3)

ные точки не находятся точно на линии, но собраны вдоль прямой линии, можно предположить, что связь между параметрами имеет линейный положительный характер. С целью подтверждения линейной положительной связи между микротвёрдостью БФ и скоростью обработки выполнен корреляционный анализ. На основании полученных данных рассчитывался коэффициент корреляции между параметрами $r_{xy} = 0,978$. Уровень значимости модели $\alpha = 0,05$ при степенях свободы $f_1 = 5$ и $f_2 = 2$. Средний коэффициент эластичности $\Im_{cp} = 5,8$.

Экспериментальную зависимость микротвёрдости БФ от изменения скорости обработки (см. рис. 13) можно аппроксимировать функцией



Рис. 13. График зависимости микротвёрдости БФ от скорости обработки

Проведённое исследование позволило установить, что изменения в структуре ЗО и микротвёрдости возникают при изменении скорости обработки от 0,1 до 1,5.

В ходе проведения эксперимента было определено, что после лазерного упрочнения с оплавлением поверхности возможно проведение дальнейшей обработки с целью повышения эффективности лазерного воздействия. Определено также, что упрочнение методом пластического деформирования способствует увеличению микротвёрдости структур, подверженных воздействию обработки. Изменение микротвёрдости сопровождается образованием в структурах, представляющих собой либо аустенит, либо ледебурит с ячейками аустенита, БФ. При этом на месте указанных структур образуется однородная белая структура, обладающая повышенной твёрдостью.

Важно отметить, что помимо аустенита и ледебурита с мелкоячеистыми включениями аустенита в структуре ЗО присутствуют включения перлита с распределёнными по периферии иглами мартенсита. Данные включения также претерпевали изменения как структуры, так и микротвёрдости в процессе обработки (рис. 14). В табл. 1 приведены данные по изменению микротвёрдости материала в ходе исследования.



Рис. 14. Изменение структуры перлитных включений: *а* — ×500, ×1,5; *б* — ×1000

Таблица 1



2017 год. Том 9. Nº 4

Микротвёрдость средняя HV									
Исходный металл		После лазерной обработки		После трения					
				изменение F		изменение t		изменение V	
П	Л	$\Pi + M$	Л + А	$\Pi + M$	БΦ	$\Pi + M$	БΦ	$\Pi + M$	БΦ
320	840	620	900	560	1086	610	980	640	1060

Изменение микротвёрдости составляющих микроструктуры

Примечание. В табл. 1 использованы следующие условные обозначения: П — перлит, Л — ледебурит, П + М — перлит и мартенсит, Л + А — ледебурит с ячейками аустенита, П + М — перлит с иглами мартенсита.

При проведении исследования с изменением нагрузки было установлено, что при F > 35 H/мм² значимого изменения микротвёрдости не наблюдалось. Полученные в результате проведения эксперимента данные позволили вывести математическую модель зависимости ожидаемой микротвёрдости БФ от технологических режимов, использованных в ходе проведения эксперимента. В качестве независимых переменных были приняты следующие величины: нагрузка — F; время обработки — t; скорость обработки — V.

Факторы, их уровни и интервалы варьирования, выбранные на основании априорной информации и предварительных экспериментов, приведены в табл. 2, результаты эксперимента в табл. 3.

Таблица 2

Фактор	Кодовое обозначение	Ур	овни фактор	Интервал	
Φάκιορ		+1	0	-1	варьирования
Нагрузка <i>F</i> , Н/мм ²	<i>x</i> ₁	30	25	20	5
Время обработки t, с	<i>x</i> ₂	350	300	250	50
Скорость обработки V, м/с	<i>x</i> ₃	0,1	0,3	0,5	0,2

Факторы, уровни и интервалы варьирования

По данным параллельных опытов проводился расчёт дисперсий и проверялась гипотеза их однородности по критерию Кохрена. Поскольку выполнялось условие $G_{\text{табл}} = 0,6798 > G_{\text{расч}} = 0,341$, ряд дисперсий считался однородным.

Результаты	измерения	микротвёрдости	БΦ
------------	-----------	----------------	----

Таблица	3	
---------	---	--

•	II	Матрица планирования			Микротвёрдость белой фазы HV		
	опыта	<i>x</i> ₁		<i>x</i> ₃	У		
			<i>x</i> ₂		1	2	
	1	+	+	+	753	722	
	2	—	+	+	850	903	
	3	+	_	+	980	1045	
	4	—	_	+	1178	1200	
	5	+	+	_	975	1025	
	6	_	+	_	894	921	
	7	+	_	_	1118	1120	
	8	_	_	_	1178	1204	



Рассчитывались коэффициенты регрессии и проверялась их статистическая значимость. Статистически значимыми признавались коэффициенты, абсолютная величина которых равна или больше доверительного интервала. В данном случае это b_0 , b_1 , b_2 , b_3 , b_{12} , b_{13} , b_{23} . Величина коэффициента b_{123} менее доверительного интервала, поэтому он не имеет значимости. Таким образом, в результате полного факторного эксперимента 2^3 для исследуемого чугуна были получены уравнения регрессии для микротвёрдости БФ в кодированном виде:

$$y = 1004 - 36,875 x_1 - 123,75x_2 - 50,25 x_3 + 25,25x_1x_2 - 42,0x_1x_3 - 23,125x_2x_3.$$
(4)

Адекватность модели проверялась по критерию Фишера. При уровне значимости α =0,05 табличное значение критерия Фишера $F_{\text{табл}}$ = 3,84. Поскольку $F_{\text{табл}}$ = 3,84 > $F_{\text{рас}}$ = 1,302, принималась гипотеза об адекватности моделей.

Поверхности отклика в кодированной форме для рассматриваемой модели приведены на рис. 15.



Рис. 15. Поверхности отклика в кодированной форме

Линии одного уровня в натуральных значениях для рассматриваемой модели приведены на рис. 16.



Рис. 16. Линии одного уровня в натуральных значениях

В результате перехода от кодированных значений к натуральным с использованием формул перехода:

$$x_1 = \frac{F - 25}{5}; x_2 = \frac{t - 300}{50}; x_3 = \frac{V - 0, 3}{0, 2},$$



можно определить микротвёрдость БФ следующим образом:

$$HV = 2240,625 - 25,075F - 4,306t + 1492,5V + 0,101Ft - 42FV - 2,313tV.$$
 (5)

Полученное выражение позволяет с достаточно высокой точностью определить ожидаемую микротвёрдость БФ в ЗЛВ при различных параметрах нагрузки, времени обработки и скорости обработки в исследуемом интервале значений скорости обработки.

Необходимо отметить, что поскольку процесс образования БФ является малоизученным, до сих пор причиной структурных изменений поверхностных слоёв считались высокотемпературные фазовые превращения, протекающие в результате интенсивного скольжения и трения между телами. При нагреве выше 700 °C в месте контакта возможно формирование аустенита и растворение карбидов. При отсутствии контакта между телами в результате быстрого охлаждения в поверхностном слое имеет место мартенситное превращение [10] – [12]. В работах [9], [13], [14] приводится доказательство того, что основной причиной сильного изменения поверхностных слоёв материала является формирование твёрдых наноструктурных слоёв, обладающих высокой износостойкостью при температурах, значительно ниже температур фазовых превращений.

Заключение (Conclusion)

Ввиду большого количества остаточного аустенита (30 – 50 %) в зоне лазерного воздействия, упрочнённый слой может быть подвергнут дальнейшим упрочняющим операциям с целью повышения твёрдости зоны лазерного воздействия. Методом, позволяющим произвести дальнейшее упрочнение зоны лазерного воздействия, является метод пластического деформирования с изменением микроструктуры зоны воздействия. В процессе пластического деформирования ЗЛВ в зоне контакта происходит преобразование исходной структуры в БФ, характеризующуюся повышенными значениями микротвёрдости. Наибольшее значение микротвёрдости БФ, полученной в ходе эксперимента, превышает 1200 HV. Математический анализ в виде полного факторного эксперимента 2³ позволяет получить выражение (2), связывающее микротвёрдость БФ с технологическими режимами пластического деформирования.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Блинов И. С.* Справочник технолога механосборочного цеха судоремонтного завода / И. С. Блинов. — М.: Морской транспорт, 1960. — 589 с.

2. Отений Я. Н. Особенности формирования глубины упрочнения при обработке деталей поверхностным пластическим деформированием / Я. Н. Отений, С. Н. Олъштынский // Известия Волгоградского государственного технического университета. — 2007. — Т. 1. — № 3 (29). — С. 79–82.

3. *Матвеев Ю. И.* Формирование структур серого чугуна в зоне лазерного воздействия / Ю. И. Матвеев, С. С. Казаков // Вестник НГИЭИ. — 2011. — Т. 2. — № 1 (2). — С. 41–53.

4. Ходаковский В. М. Исследование влияния режима лазерной обработки на глубину и структуру упрочнённой зоны чугунных деталей судовых ДВС / В. М. Ходаковский, Е. П. Патенкова, И. И. Кулешов // Вестник Морского государственного университета. — 2016. — № 74. — С. 28–36.

5. Кулешов И. И. Повышение работоспособности поршневых канавок головок поршней судовых малооборотных двигателей / И. И. Кулешов, В. М. Ходаковский // Вестник Государственного университета морского и речного флота имени адмирала С. О. Макарова. — 2016. — № 6 (40). — С. 155–168. DOI: 10.21821/2309-5180-2016-8-6-155-168.

6. Zhigalkin V. M. Deformation of semi-brittle materials. strengthening in case of complex loading / V. M. Zhigalkin, O. M. Usol'tseva // Физико-технические проблемы разработки полезных ископаемых. — 2002. — N_{2} 6. — C. 39–46.

7. *Ковальчук Б. И.* О деформировании полухрупких тел / Б. И. Ковальчук // Проблемы прочности. — 1982. — № 9. — С. 51–57.

8. Лалазарова Н. А. Упрочнение твердосплавных резцов для обработки деталей из высокопрочного чугуна методами поверхностного пластического деформирования / Н. А. Лалазарова, Л. И. Путятина,



А. В. Щукин // Вестник Харьковского национального автомобильно-дорожного университета. — № 33. — 2006. — С. 109–111.

9. Васильев М. А. Нанокристаллизация металлических поверхностей методами интенсивной пластической деформации / М. А. Васильев, Г. И. Прокопенко, В. С. Филатова // Успехи физ. мет. — 2004. — Т. 5. — С. 345–399.

10. *Мойар Г. Дж.* Анализ термических нагрузок на наклёп железнодорожного колеса / Г. Дж. Мойар, Д. Х. Стоун // Износ. — 1991. — Т. 144. — № 1. — С. 117–138.

11. *Грабски М. В.* Границы зерен как места скопления дислокаций / М. В. Грабски, Р. Корски // Философский журнал. — 1970. — Т. 22. — № 178. — С. 707–715.

12. Эйр Т. С. Образование белых слоев на поверхностях трения / Т. С. Эйр, А. Бакстер // Трибология. — 1972. — Т. 5. — № 6. — С. 256–261.

13. *Бауман Г*. Сравнение формирования нанофазы при изнашивании поверхности при трении и механическом истирании перлитной стали / Г. Бауман, Ю. Жонг, Г. Дж. Фехт // Наноструктурированные материалы. — 1996. — Т. 7. — № 1-2. — С. 237–244.

14. *Бауман Г*. Формирование слоев белого травления на рельсовых дорожках / Г. Бауман, Г. Дж. Фехт, С. Лебельт // Износ. — 1996. — Т. 191. — № 1-2. — С. 133–140.

REFERENCES

1. Blinov, I. S. Spravochnik tekhnologa mekhano-sborochnogo tsekha sudoremontnogo zavoda. M.: Mor. transport, 1960.

2. Oteniy, Ya. P., and S. P. Ol'shtyinskiy. "Osobennosti formirovaniya glubinyi uprochneniya pri obrabotke detaley poverhnostnyim plasticheskim deformirovaniem." *Izvestiya Volgogradskogo gosudarstvennogo tehnicheskogo universiteta* 1.3(29) (2007): 79–82.

3. Matveev, Y. I., and S. S. Kazakov. "Formation of structures of grey pig-iron in the zone of laser influence." *Bulletin NGII* 2.1(2) (2011): 41–53.

4. Hodakovskij, V. M., E. P. Patenkova, and I. I. Kuleshov. "Issledovanie vlijanija rezhima lazernoj obrabotki na glubinu i strukturu uprochnjonnoj zony chugunnyh detalej sudovyh DVS." *Vestnik Morskogo gosudarstvennogo universiteta* 74 (2016): 28–36.

5. Kuleshov, Igor Igorevich, and Vladimir Mikhailovich Khodakovsky. "Improving the operability of the piston's crowns rings grooves of low speed propulsion marine diesel engine." *Vestnik Gosudarstvennogo universiteta morskogo i rechnogo flota imeni admirala S.O. Makarova* 6(40) (2016): 155–168. DOI: 10.21821/2309-5180-2016-8-6-155-168.

6. Zhigalkin, V. M., and O. M. Usol'tseva. "Experimental investigation into deformation of semi-brittle materials. Communication II: Strengthening and loosening under complex loading." *Journal of Mining Science* 38.6 (2002): 558–564.

7. Kovalchuk, B. I. "O deformirovanii poluhrupkih tel." Problemyi prochnosti 9 (1982): 51-57.

8. Lalazarova, N., L. Putyatina, and A. Shchukin. "Hardening by syrface plastic deformation of hard-carbide tools for machining of high-strength cast-iron." *Bulletin of Kharkov National Automobile and Highway University* 33 (2006): 109–111.

9. Vasil'ev, M. A., G. I. Prokopenko, and V. S. Filatova. "Nanokristallizatsiya metallicheskikh poverkhnostei metodami intensivnoi plasticheskoi deformatsii." *Uspekhi fiz. met.* 5 (2004): 345–399.

10. Moiar, G. Dzh., and D. Kh. Stoun. "Analiz termicheskikh nagruzok na naklep zheleznodorozhnogo kolesa." *Iznos* 144.1 (1991): 117–138.

11. Grabski, M. V., and R. Korski. "Granitsy zeren kak mesta skopleniya dislokatsii." *Filosofskii zhurnal* 22.178 (1970): 707–715.

12. Eir, T. S., and A. Bakster. "Obrazovanie belykh sloev na poverkhnostyakh treniya." *Tribologiya* 5.6 (1972): 256–261.

13. Bauman, G., Yu. Zhong, and G. Dzh. Fekht. "Sravnenie formirovaniya nanofazy pri iznashivanii poverkhnosti pri trenii i mekhanicheskom istiranii perlitnoi stali." *Nanostrukturirovannye materialy* 7.1-2 (1996): 237–244.

14. Bauman, G., G. Dzh. Fekht, and S. Lebel't. "Formirovanie sloev belogo travleniya na rel'sovykh dorozh-kakh." *Iznos* 191.1-2 (1996): 133–140.



ИНФОРМАЦИЯ ОБ АВТОРАХ

Кулешов Игорь Игоревич — аспирант Научный руководитель: Ходаковский Владимир Михайлович Морской государственный университет имени адмирала Г. И. Невельского 690003, Российская Федерация, г. Владивосток, ул. Верхнепортовая, д. 50a e-mail: *igor-igorevich.2011@bk.ru* Ходаковский Владимир Михайлович кандидат технических наук, доцент Морской государственный университет имени адмирала Г. И. Невельского 690003, Российская Федерация, г. Владивосток, ул. Верхнепортовая, д. 50a e-mail: *khodprim@mail.ru*

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Kuleshov, Igor I. — Postgraduate Supervisor: Khodakovskiy, Vladimir M. Maritime State University named after admiral G.I. Nevelskoi 50a Verkhneportovaya Str., Vladivostok, 690003, Russian Federation e-mail: *igor-igorevich.2011@bk.ru* Khodakovskiy, Vladimir M. — PhD, associate professor Maritime State University named after admiral G.I. Nevelskoi 50a Verkhneportovaya Str., Vladivostok, 690003, Russian Federation e-mail: *khodprim@mail.ru*

> Статья поступила в редакцию 3 мая 2017 г. Received: May 3, 2017.