

# ЛАЗЕРНОЕ ПОВЕРХНОСТНОЕ ОПЛАВЛЕНИЕ ЧУГУНА СЧ20 В ОТБЕЛЕННОМ СОСТОЯНИИ\*

*В.Г. ГИЛЕВ, канд. техн. наук, с.н.с*  
*Е.А. МОРОЗОВ, аспирант, ст.преподаватель*  
*И.Б. ПУРТОВ, магистрант*  
*(ПНИПУ, г. Пермь)*

Поступила 11 октября 2016  
Рецензирование 17 января 2017  
Принята к печати 02 февраля 2017

Гилев В.Г. – 614990, г. Пермь, Комсомольский пр., 29,  
Пермский национальный исследовательский политехнический университет,  
e-mail: xray@pm.pstu.ac.ru

Приведены результаты экспериментальных исследований влияния параметров лазерного оплавления серого чугуна СЧ20 на рельеф поверхности лазерных дорожек, микроструктуру и микротвердость в зонах лазерной обработки. По химическому составу исследуемый материал относится к серым чугунам. Но из-за ускоренного охлаждения при литье материал в исходном состоянии имеет структуру белого чугуна. Лазерное оплавление осуществляли волоконным лазером с длиной волны 1,07 мкм и пятном круглого сечения. Варьировали скорость перемещения луча, размер пятна и мощность лазерного луча. Лазерное поверхностное оплавление в данном конкретном случае не меняет тип структуры. Однако дисперсность микроструктуры значительно увеличивается. В результате диспергирования структуры микротвердость HV50 повышается от 500 для исходной структуры до 770...850 после лазерного оплавления. При малых размерах пятна 0,2...0,5 мм на поверхности образуются периодические структуры рельефа. Сравнительно гладкую поверхность лазерных дорожек получили при размерах пятна 2...4 мм. В этом же случае достигается максимальная микротвердость.

**Ключевые слова:** лазерное поверхностное оплавление, серый чугун, белый чугун, рельеф поверхности, микроструктура, микротвердость, ледебурит, измельчение структуры.

DOI: 10.17212/1994-6309-2017-1-40-50

## Введение

Лазерные технологии поверхностной и локальной обработки материалов с развитием волоконных лазеров и новых методов лазерной обработки материалов находят все большее и разнообразное применение [1–3]. Значительное внимание уделяется лазерному упрочнению поверхностей деталей из чугунов [4–16]. Детали из серого чугуна СЧ20 широко применяются в

машиностроении. Известно их применение для изготовления деталей установок центробежных водяных и нефтяных насосов, работающих в абразивной и коррозионной средах наряду с чугуном нирезист. Для повышения стойкости к эрозии некоторые детали из серого чугуна получают литьем в охлаждаемые формы, при этом формируют структуры отбеленного чугуна с ледебуритной структурой. Для повышения износостойкости чугунов используются различные виды лазерной обработки: наплавка, оплавление, закалка и легирование.

\* Работа выполнена при поддержке министерства образования и науки РФ в рамках финансирования проектной части государственного задания № 11.8353.2017/БЧ.

Обработка чугунов лазерной закалкой и оплавлением известна для серых, высокопрочных и некоторых легированных чугунов, упрочнение при этом обусловлено образованием мартенсита, ледебурита, дисперсных карбидов [15].

Лазерная обработка с оплавлением поверхности в ряде случаев диктуется необходимостью получения упрочненных слоев, обладающих утонченной структурой с метастабильными фазами, а также для устранения поверхностных дефектов, измельчения и перераспределения различных включений, присущих данному типу чугунов [16]. При этом значительно ухудшается исходная шероховатость обрабатываемой поверхности. Твердость и износостойкость чугунов после лазерного оплавления определяется количеством образующегося ледебурита [15]. Интерес представляет поверхностное упрочнение чугунов лазерным инжекционным легированием титаном [11–13]. При этом из титана, подаваемого в зону оплавления, и имеющегося в составе чугуна углерода образуется *in situ* частицы карбида титана. Проведенные ранее исследования упрочнения по этой технологии аустенитного чугуна нирезист с чешуйчатым графитом, используемым для изготовления рабочих органов ступеней многоступенчатых электроцентробежных насосов для добычи нефти, показали, что количество образующегося TiC ограничивается частичным удалением углерода [12–14].

В настоящей работе исследовано влияние параметров лазерного оплавления на структуру, микротвердость, вид рельефа поверхности и потерю массы образцов из серого чугуна в отбеленном состоянии. Последнее представляет интерес для оценки роли структурного состояния углерода в чугуне на степень его утраты в ходе лазерного оплавления.

### Методика проведения исследований

Химический состав исследуемого чугуна СЧ20 приведен в табл. 1.

Заготовки образцов чугуна имели дендритную структуру доэвтектического белого чугуна

Таблица 1

#### Химический состав (в %) материала СЧ20

C	Si	Mn	S	P
3.3...3.5	1.4...2.4	0.7...1	до 0.15	до 0.2

с характерными более темными включениями ледебурита (рис. 1).

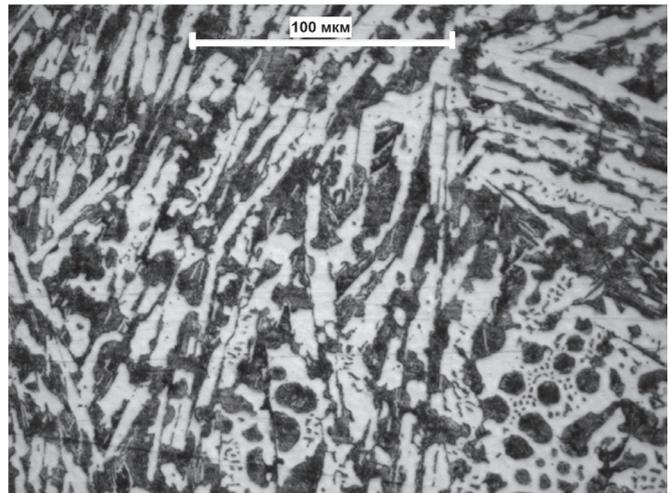


Рис. 1. Структура исследованного чугуна СЧ20 в исходном состоянии

Процесс оплавления осуществляли на установке OPTOMEC LENS 850-R с волоконным лазером YLR-1000 IPG Photonics с длиной волны 1.07 мкм, пятном круглого сечения и гауссовым распределением плотности мощности. Конструкция системы обеспечивает фокусировку луча на расстоянии 8 мм от среза лазерной головки в пятно диаметром 0.2 мм. Для изменения размера лазерного пятна в случае обработки расфокусированным лучом меняли расстояние до поверхности образца. Для расчетов требуемых расстояний в целях получения заданного диаметра пятна использовали формулы, приведенные в [17, 18].

Обработку проводили одиночными проходами в среде высокочистого аргона сфокусированным лучом при диаметре пучка в месте падения на поверхность обрабатываемого образца  $d = 0.2$  мм, а также расфокусированным пучком при различных диаметрах пучка 2.0 и 4.0 мм. Варьировали также мощность излучения  $P$  1.0, 0.8, 0.7 и 0.6 кВт. Микротвердость зоны оплавления измеряли на микротвердомере ПМТ-4 при нагрузке 50 г. Микроструктуры после лазерной обработки исследовали на микроскопе Axiovert 40 MAT фирмы Карс Цейс. Для выявления микроструктуры использовали 4 %-й водный раствор азотной кислоты. Во всех экспериментах фиксировали изменение веса образцов.

### Результаты и обсуждение

Образующийся в процессах лазерного оплавления рельеф поверхности в значительной мере определяется явлениями массопереноса расплава под действием сил поверхностного натяжения. Прежде всего следует отметить перенос значительного объема расплава в сторону, противоположную направлению движения луча. При скорости перемещения луча 20 мм/с, диаметре луча 0,2 мм в результате этого процесса на поверхности образуются периодические структуры рельефа (рис. 2).

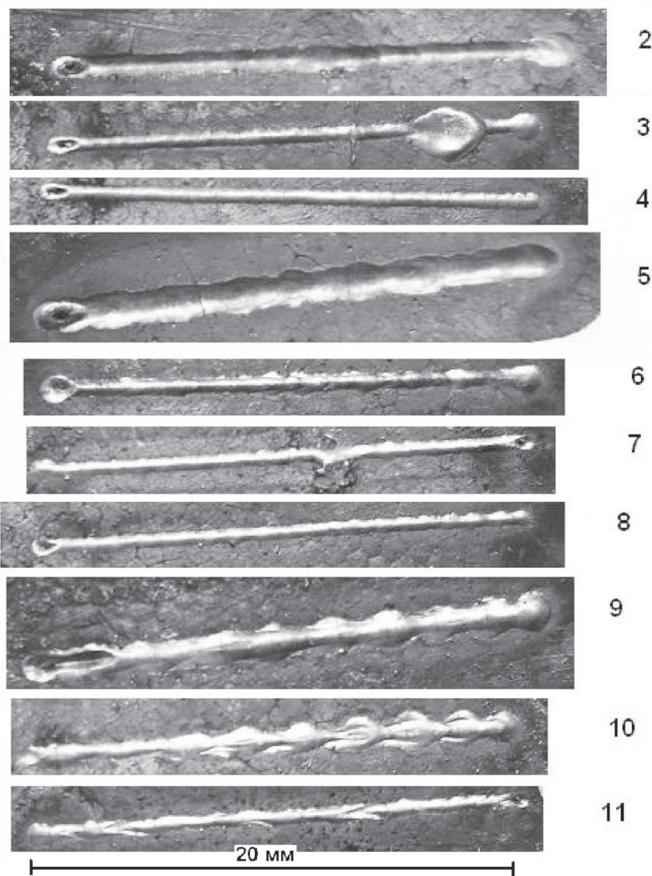


Рис. 2. Вид дорожек лазерного оплавления чугуна СЧ20 при диаметре лазерного пятна 0.2 мм

При меньших скоростях и диаметре пятна лазера 2 мм поверхность оплавленной зоны выглядит сравнительно гладкой (рис. 3). Как видно из рис. 2 и 3, гладкая поверхность достигается в режимах с малой плотностью мощности лазерного излучения 16 кВт/см<sup>2</sup>, а при большой плотности образуется периодический рельеф.

Поверхностный периодический рельеф аналогичен структурам, образующимся на поверхности при закалке с оплавлением псевдосплава

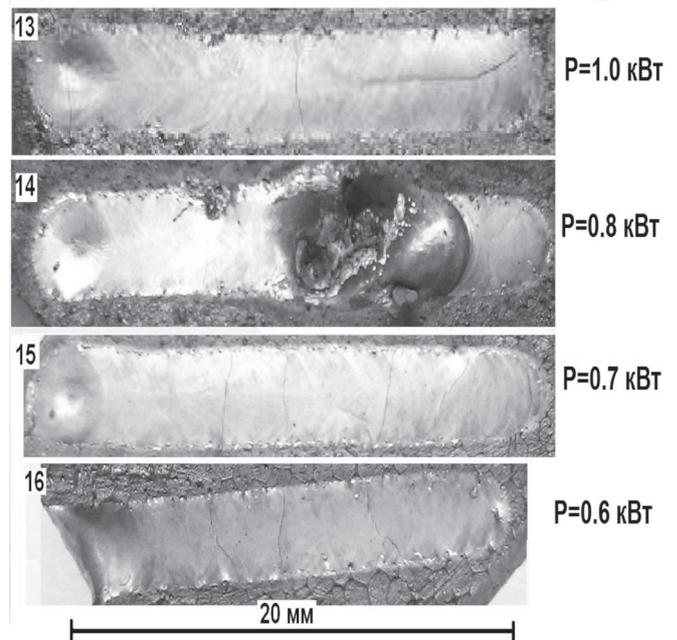


Рис. 3. Вид дорожек лазерного оплавления чугуна СЧ20 при диаметре лазерного пятна 2 мм и скорости перемещения луча 5 мм/с

сталь-медь [18] или при лазерном оплавлении чугуна нирезист [14]. Образующийся периодический рельеф отличается от данных [18], где рельеф имеет форму чередующихся кольцевых гребней, и от данных [14], где рельеф представляет форму вытянутых треугольников. В конце лазерной дорожки во всех случаях зафиксирован короткий отрезок канавки, из которой расплав был перенесен вдоль дорожки назад. Форма образующихся валиков примерно одинакова по всей длине дорожек в отличие от нирезиста [14], на котором наблюдался явный перенос расплава вдоль дорожек из горячей зоны расплава назад вдоль дорожки в более холодную зону.

Известны два механизма массопереноса в неоднородно локально нагретых расплавах, механизм термокапиллярной конвекции и механизм капиллярной термоконцентрационной конвекции, которые отличаются особенностями образующегося при этом рельефа [19]. В экспериментах варьировали диаметр падающего луча и плотность мощности в нем. Диаметр пятна 0.2 мм при  $P = 1$  кВт соответствовал плотности мощности в пятне 2500 кВт/см<sup>2</sup>, а диаметры 2 и 4 мм – плотности мощности (8...16 кВт/см<sup>2</sup>), что близко к условиям, полученным в работе [18]. И в [18], и в настоящей работе относительно гладкие поверхности наблюдаются при сравнительно неглубоком оплавлении. Но чугун

СЧ20 имеет более выраженную склонность к образованию сглаженной поверхности возможно из-за отсутствия значительных концентрационных неоднородностей, присущих материалам, исследованным в [18].

Микроструктуры в сечении одиночных лазерных дорожек, полученных при разных усло-

виях фокусировки лазерного луча, приведены на рис. 4–6. Во всех случаях можно отметить, что структура в зоне оплавления, так же как и исходная, представляет собой дендритную структуру, состоящую из первичных кристаллов и ледебурита. Отличие заключается в значительном уменьшении размеров структурных составляющих.

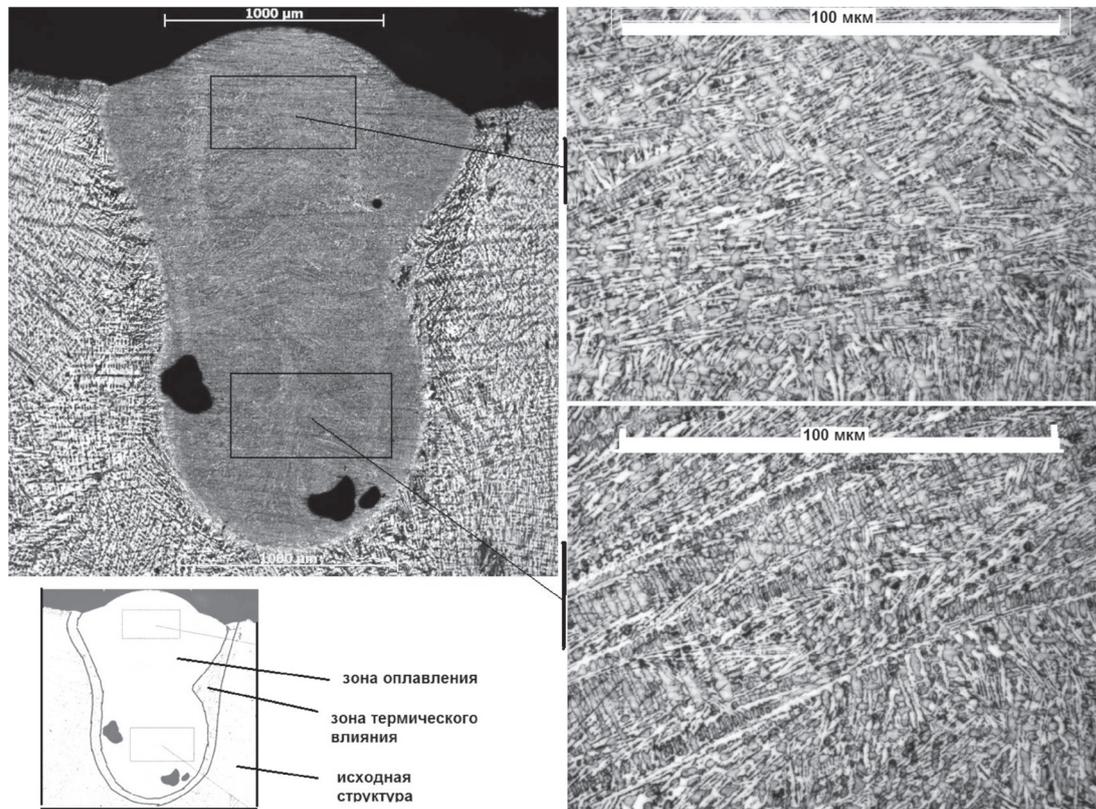


Рис. 4. Форма и структура зон лазерного оплавления и термического влияния чугуна СЧ20, полученные при  $P = 1$  кВт, при диаметре лазерного пятна 0.2 мм и скорости перемещения луча 20 мм/с

Известно, что из многообразия чугунов наиболее эффективно лазерным излучением обрабатываются серые чугуны перлитного класса, на которых достигается твердость  $HV_{50} = 1100$ . Белый чугун незначительно упрочняется лазерным излучением [20]. Однако в нашем случае серого чугуна СЧ20 в отбеленном состоянии наблюдается заметное упрочнение от  $HV_{50} = 500$  в исходном состоянии до  $HV_{50} = 850$  в зоне лазерного оплавления (табл. 2). Упрочнение происходит в основном из-за диспергирования микроструктуры. Кроме зоны оплавления на микроструктурах наблюдается также слой лазерного воздействия (термического влияния), см. схему, изображенную на рис. 4, отличающийся от основы несколько большей травимостью. Микротвердость

в этих участках не отличается от основы. Отличие в травимости зоны лазерного воздействия от основы может быть связано с тем, что на этих участках происходят начальные стадии оплавления на межфазных границах между цементитом и ферритом.

Можно также отметить ориентировку первичных кристаллов в столбчато-дендритной структуре, направление которых преимущественно перпендикулярно границе зоны оплавления. Это же самое отмечается в работах [14, 20].

Максимальная микротвердость достигнута в режимах с размером пятна 4 мм. Можно предположить, что разница в микротвердости обусловлена различиями в скорости охлаждения после лазерного оплавления. Так, в экспериментах по

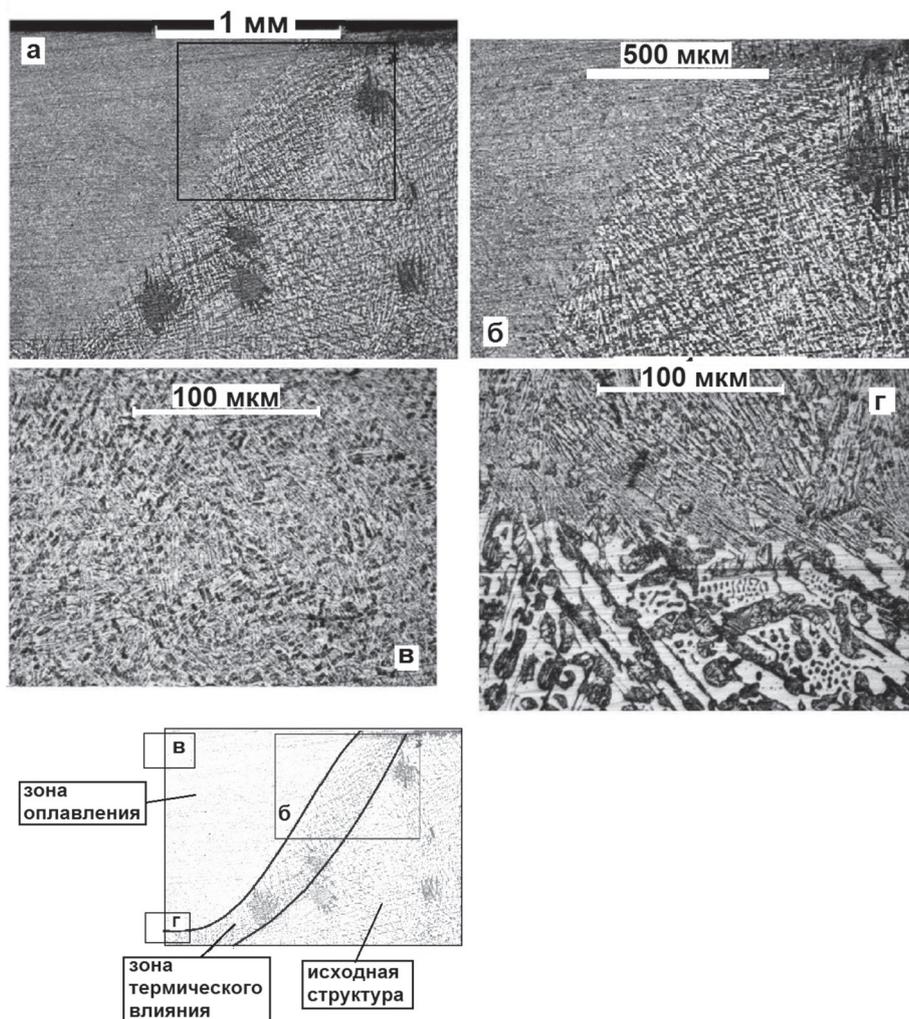


Рис. 5. Форма и структура зон лазерного оплавления и термического влияния чугуна СЧ20, полученные при  $P = 1$  кВт, диаметре лазерного пятна 2 мм и скорости перемещения луча 5 мм/с:

$a$  – общий вид;  $б$  – правый край зоны оплавления;  $в$  – середина зоны оплавления, верх;  $г$  – нижняя граница зоны оплавления

Таблица 2

**Параметры лазерной обработки и микротвердость основы зоны оплавления и зоны лазерного воздействия**

Номер обработки	Зоны воздействия	$P$ , кВт	$d$ , мм	$v$ , мм/с	HV	Параметр $P/(dv)^{0.4}$ , кВт/(мм <sup>2</sup> /с) <sup>0.4</sup>
9	Основа	–	–	–	601±45	
9	Зона оплавления	1	0.2	20	778±23	0.574
9	Зона термического влияния				549±61	
13	Зона оплавления	1	2	5	775±48	0.398
13	Зона термического влияния				634±92	
6	Зона оплавления	1	4	5	847±81	0.302
6	Зона термического влияния				Не определена	
18	Зона оплавления	0.8	4	5	824±74	0.241
18	Зона термического влияния				637±88	

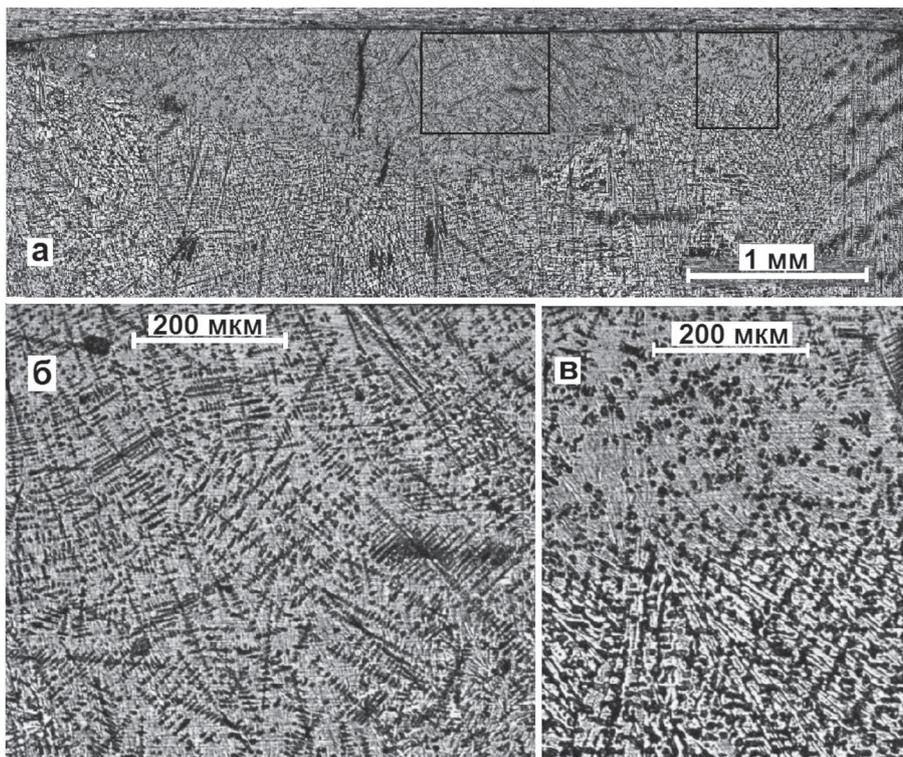


Рис. 6. Микроструктура зоны лазерного оплавления чугуна СЧ20, полученной при  $P = 1$  кВт, диаметре лазерного пятна 4 мм и скорости перемещения луча 5 мм/с:

*a* – общий вид; *б* – середина зоны оплавления, верх; *в* – правый край зоны оплавления, граница с исходной структурой

распылению серого чугуна газом [21] микротвердость определяется скоростью охлаждения и коррелирует с дисперсностью структуры.

Оценку скорости охлаждения при лазерной обработке можно сделать по параметру  $P/(dv)^{0.4}$ , который коррелирует с размерами зон лазерного воздействия [22] и критерием Фурье [23]. Согласно [23] глубина зоны лазерного воздействия пропорциональна критерию Фурье, характеризующему время охлаждения, т. е. скорость изменения температуры при охлаждении:

$$L \approx \frac{P}{(dv)^m} \approx PF_o^m,$$

где  $m$  может принимать значения 0.4 и 0.5.

Микротвердость в зонах лазерного оплавления в исследованных образцах чугуна снижается с увеличением параметра  $\frac{P}{(dv)^{0.4}}$  (рис. 7).

Таким образом, наблюдается обратная зависимость от скорости охлаждения. Поэтому логично объяснить высокую твердость в образцах, обработанных лазерным лучом с пятном диаметром 4 мм, меньшей потерей углерода, чем при

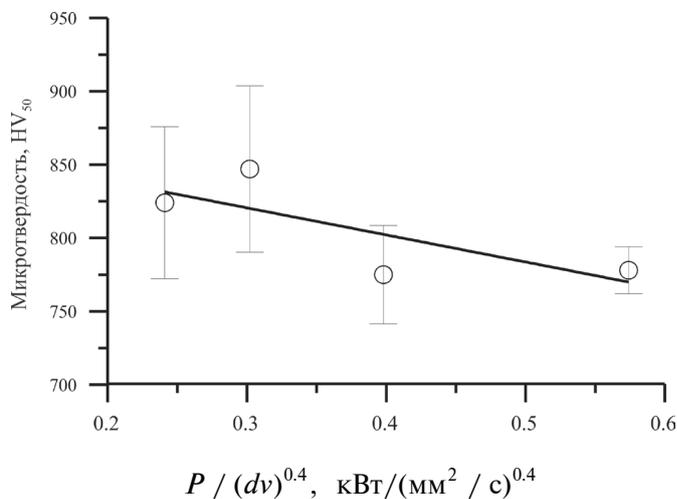


Рис. 7. Зависимость микротвердости зоны лазерного оплавления от параметра  $\frac{P}{(dv)^{0.4}}$

обработке лучом, сфокусированным в пятно диаметром 0.2 мм. Явление потери углерода в зоне лазерного оплавления известно (см., например [24]). В основе этого явления лежит механизм термически индуцированной (up-hill) диффузии углерода к более холодной поверхности расплава на стадии охлаждения.

Представляют интерес измерения потери массы образцов в ходе лазерного оплавления, так как они могут дать дополнительную информацию. При малых размерах пятна из-за высокой плотности мощности лазерного излучения потери массы значительно больше, чем при больших размерах пятен (рис. 8). Причем зависимости потери массы от параметров лазерной обработки для отбеленного серого чугуна СЧ20 отличаются от таких же зависимостей, полученных ранее на чугуне нирезист с чешуйчатым графитом [13].

Исследования потери массы ( $\Delta m$ ) в ходе лазерного оплавления велись при варьировании размера пятна ( $d$ ), скорости перемещения лазерного луча ( $v$ ) и его мощности ( $P$ ). На рис. 8 приведены результаты аппроксимации полученных данных по потере массы образца, отнесенной к длине лазерной дорожки, в зависимости от параметра  $P / (vd)^{0.4}$ , который коррелирует с размерами зон лазерного воздействия [21, 22]. Результаты собраны в группы с одинаковыми  $d$  и  $v$  при варьировании мощности лазерного излучения  $P$ .

Можно видеть, что потеря массы описывается квадратичной зависимостью от параметра  $P / (vd)^{0.4}$ , что отличается от линейной зависимости, полученной при проведении аналогичных экспериментов на чугуне нирезист с чешуйчатым графитом [13].

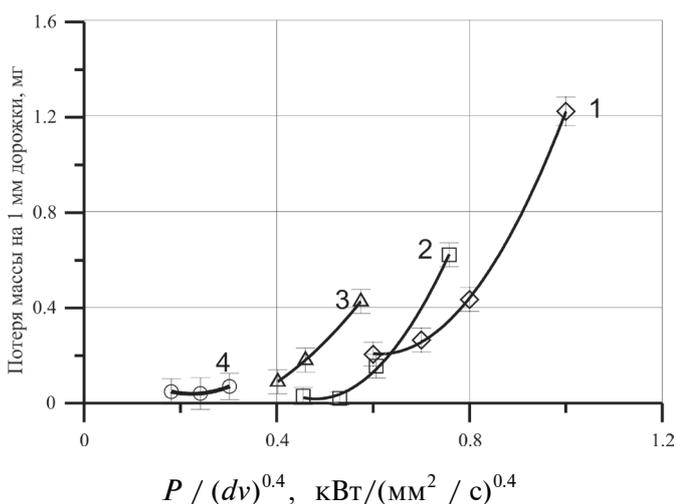


Рис. 8. Зависимости потери массы образцов при лазерном оплавлении чугуна СЧ20 в исходном отбеленном состоянии, отнесенные к длине лазерной дорожки, от параметра:  $W/(vd)^{0.4}$ :

1 –  $v = 5$  мм/с и  $d = 0,2$  мм; 2 –  $v = 10$  мм/с и  $d = 0,2$  мм; 3 –  $v = 20$  мм/с и  $d = 0,2$  мм; 4 –  $v = 5$  мм/с и  $d = 4$  мм. На всех кривых  $P$  варьируется от 0.6 до 1.0 кВт

Можно предположить, что различие в виде кривых, изображенных на рис. 8, и аналогичных кривых, приведенных в [13] для чугуна нирезист, связано с особенностями структуры и различиями в механизмах удаления материала. Есть сведения о возможности сублимации графита при лазерной обработке чугунов, с чем связывают образование пор [25]. В настоящей работе образование пор наблюдается только при обработке сфокусированным лучом ( $d = 0.2$  мм) в нижней части зоны оплавления (рис. 4). Образование пор очевидно связано с образованием узкого и глубокого канала проплавления, нижняя часть которого при большой скорости перемещения луча ( $v = 20$  мм/с) может оставаться в объеме материала. Это явление наблюдается при лазерной сварке с глубоким проплавлением. При расфокусированном до 2...4 мм лазерном луче и медленном его перемещении поры в зоне оплавления не образуются, но при этих режимах могут образовываться трещины, видимые на рис. 3.

## Выводы

1. После лазерного оплавления чугуна СЧ20 с исходной структурой белого чугуна наблюдается заметное повышение микротвердости от  $HV_{50} = 500$  в исходном состоянии до  $HV_{50} = 850$  в зоне лазерного оплавления.

2. После лазерного оплавления микроструктура, так же как и в исходном состоянии, состоит из первичных кристаллов и ледебурита, но в значительно диспергированном виде, что и является причиной упрочнения.

3. Максимальное упрочнение достигается при максимальных размерах лазерного пятна 4 мм, при которых минимальны потери углерода. При этих же режимах наблюдается образование сравнительно гладких поверхностей одиночных лазерных дорожек.

## Список литературы

1. Контактная выносливость NiCrBSi покрытий, полученных методом газопорошковой лазерной наплавки / Р.А. Саврай, А.В. Макаров, Н.Н. Соболева, И.Ю. Малыгина, А.Л. Осинцева // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2014. – № 4 (65). – С. 43–51.

2. Применение метода лазерно-плазменной модификации поверхности металлов для улучшения триботехнических характеристик цилиндров двига-

телей внутреннего сгорания / С.Н. Багаев, Г.Н. Грачёв, А.Л. Смирнов, М.Н. Хомяков, А.О. Токарев, П.Ю. Смирнов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2014. – № 1 (62). – С. 14–23.

3. Laser surface hardening of frictional pairs made from steel–copper pseudoalloy / V.G. Gilev, E.A. Morozov, P.N. Kilina, L.D. Sirotenko // Russian Engineering Research. – 2016. – Vol. 36, iss. 2. – P. 152–155. – doi: 10.3103/S1068798X16020118.

4. *Alabeedi K.F., Abboud J.H., Benyounis K.Y.* Microstructure and erosion resistance enhancement of nodular cast iron by laser melting // Wear. – 2009. – Vol. 266, iss. 9–10. – P. 925–933. – doi: 10.1016/j.wear.2008.12.015.

5. *Grum J., Šturm R.* Comparison of measured and calculated thickness of martensite and ledeburite shells around graphite nodules in the hardened layer of nodular iron after laser surface remelting // Applied Surface Science. – 2002. – Vol. 187, iss 1–5. – P. 116–123. – doi: 10.1016/S0169-4332(01)00823-6.

6. *Fernandez-Vicente A., Pellizzari M., Arias J.L.* Feasibility of laser surface treatment of pearlitic and bainitic ductile irons for hot rolls // Journal of Materials Processing Technology. – 2012. – Vol. 212, iss. 5. – P. 989–1002. – doi: 10.1016/j.jmatprotec.2011.11.013.

7. Microstructural study of surface melted and chromium surface alloyed ductile iron / M.H. Sohi, M. Ebrahimi, H.M. Ghasemi, A. Shahripour // Applied Surface Science. – 2012. – Vol. 258, iss. 19. – P. 7348–7353. – doi: 10.1016/j.apsusc.2012.04.014.

8. *Adel K.M., Dhia A.S., Ghazali M.J.* The effect of laser surface hardening on the wear and friction characteristics of acicular bainitic ductile iron // International Journal of Mechanical and Materials Engineering. – 2009. – Vol. 4, N 2 (Special issue). – P. 167–171.

9. *Chen C.H., Altstetter C.J., Rigsbee J.M.* Laser processing of cast iron for enhanced erosion resistance // Metallurgical Transactions A. – 1984. – Vol. 15, iss. 4. – P. 719–728. – doi: 10.1007/BF02644203.

10. *Paczkowska M.* The evaluation of the influence of laser treatment parameters on the type of thermal effects in the surface layer microstructure of gray irons // Optics & Laser Technology. – 2016. – Vol. 76. – P. 143–148. – doi: 10.1016/j.optlastec.2015.07.016.

11. Surface metal matrix composite Fe-Ti-C/TiC layers produced by laser melt injection technology / O.N. Verezub, Z. Kálazi, G. Buza, P. Boross, B. Vero, G. Kaptay // International Conference “Advanced metallic materials”: proceedings, Slovakia, Smolenice, 5–7 November 2003. – Smolenice, 2003. – P. 297–300.

12. *Гилев В.Г., Торсунов М.Ф., Морозов Е.А.* Лазерное легирование чугуна нирезист ЧН16Д7ГХ по-

дачей порошка ВТ-20 в зону оплавления // Металлообработка. – 2016. – № 5 (95). – С. 25–30.

13. *Gilev V.G., Morozov E.A.* Laser melt injection of austenitic cast iron Ch16D7GKh with titanium // Russian Journal of Non-Ferrous Metals. – 2016. – Vol. 57, iss. 6. – P. 625–632. – doi: 10.3103/S1067821216060055.

14. Исследование микроструктуры и микротвердости зон лазерного оплавления чугуна нирезист ЧН16Д7ГХ / В.Г. Гилев, Е.А. Морозов, И.Б. Пуртов, Е.С. Русин // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. – 2014. – Т. 16, № 6-1. – С. 227–233.

15. *Safonov A.N.* Structure and properties of the surface of iron-carbon alloys melted by laser radiation // Metal Science and Heat Treatment. – 1999. – Vol. 41, iss. 1. – P. 7–11. – doi: 10.1007/BF02466262.

16. *Ходаковский В.М., Патенкова Е.П.* Особенности лазерного упрочнения чугуновых деталей судовых технических средств // Металлообработка. – 2003. – № 4. – С. 26–29.

17. *Gilev V.G., Bezmaternykh N.V., Morozov E.A.* Study of steel–copper pseudo alloy microstructure and microhardness after laser heat treatment // Metal Science and Heat Treatment. – 2014. – Vol. 56, iss. 5. – P. 262–268. – doi: 10.1007/s11041-014-9743-8.

18. Исследование микроструктуры и рельефа поверхности при лазерной термической обработке тонкостенного цилиндра из порошкового псевдосплава сталь-медь / В.Г. Гилев, Е.А. Морозов, А.С. Денисова, А.М. Ханов // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. – 2012. – Т. 14, № 4-5. – С. 1212–1217.

19. *Майоров В.С.* Проявления капиллярной термомоконцентрационной неустойчивости при взаимодействии лазерного излучения с веществом // Лазерные технологии обработки материалов: современные проблемы фундаментальных исследований и прикладных разработок / под ред. В.Я. Панченко. – М.: Физматлит, 2009. – С. 310–330

20. *Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н.* Оборудование и технология лазерной обработки материалов. – М.: Высшая школа, 1990. – 159 с.

21. Microstructure evolution and mechanical properties of drop-tube processed, rapidly solidified grey cast iron / O. Oloyede, T.D. Bigg, R.F. Cochrane, A.M. Mullis // Materials Science and Engineering: A. – 2016. – Vol. 654. – P. 143–150. – doi: 10.1016/j.msea.2015.12.020.

22. *Kraposhin V.S., Shakhlevich K.V., Vyaz'mina T.M.* Influence of laser heating on the quantity residual austenite in steels and cast irons // Metal Science and Heat Treatment. – 1989. – Vol. 31, iss. 10. – P. 745–757. – doi: 10.1007/BF00717467.

23. *Крапошин В.С., Крапошина И.Ф.* Влияние параметров лазерного облучения на размеры облучен-

ных зон для стали 45 // Физика и химия обработки материалов. – 1989. – № 6. – С. 19–24.

24. Fedosov S.A. Laser beam hardening of carbon and low alloyed steels: discussion of increased quantity of retained austenite // Journal of materials

Science. – 1999. – Vol. 34, iss 17. – P. 4259–4264. – doi: 10.1023/A:1004607020302.

25. Stavrev D., Dikova Ts. Behaviour of graphite in laser surface hardening of irons // Machines, Technologies, Materials. – 2007. – Iss. 4–5. – P. 98–101.

## OBRABOTKA METALLOV

(METAL WORKING AND MATERIAL SCIENCE)

N 1 (74), January – March 2017, Pages 40–50

### Laser surface melting of the cast iron SCH20 after chill casting

Gilev V.G., Ph.D. (Engineering), Senior Researcher, Xray@pm.pstu.ac.ru

Morozov E.A., Ph.D. student, Senior Lecturer, e-mail: morozov.laser@gmail.com

Purtov I.B., Master's Degree student, e-mail: purtoff.ivan@ya.ru

Perm National Research Polytechnical University, 29 Komsomolsky prospekt, Perm, 614990, Russian Federation

#### Abstract

The influence of parameters of laser melting of gray cast iron SCh20 on the surface topography, microstructure and microhardness is investigated. Parts of centrifugal electric submersible pumps (ESP) for oil production are made of gray cast iron. According to the chemical composition, the analyzed material is gray cast iron. But due to the rapid cooling during casting the material in its initial state has the structure of white cast iron. The rapidly cooled from the melt cast iron (chilled iron) has a high hardness and wear resistance due to the presence of ledeburite in the structure. However, it is of interest to further increase the surface hardness by laser melting. Usually white iron is slightly hardened by laser melting. However, in this case the cast iron observed significant hardening. Samples were cut from the part obtained by casting in a metal mold, and had the form of 3 mm thick plates. Laser surface melting was carried out using a fiber laser with the 1.07  $\mu\text{m}$  radiation wavelength and a circular cross-section laser beam. The varied parameters were: a speed of beam movement  $v$ , a spot size  $d$ , and a power of the laser beam  $P$ . Microhardness was measured with a load of 50 grams.

Laser melting in this case does not change the type of structure. However, the dispersion of the microstructure increases significantly. As a result of structure refinement, the microhardness increased from 500 to 770...850  $\text{HV}_{0,05}$ . When a spot size of 0.2...0.5 mm periodic relief is formed on the surface. The relatively smooth surface of the track is formed by laser beam with spot size of 2...4 mm. Simultaneously, in this case, the material has a maximum microhardness.

Before and after laser treatment, the samples were weighed. Mass change  $\Delta m$  per unit of length of the laser tracks is determined. It is shown that the value of  $\Delta m$  well approximated by a quadratic dependence on the value of  $P/(dv)^{0.4}$ . It is known that the value of  $P/(dv)^{0.4}$  is proportional to the size of the laser melting zone. Previously, during a study of laser melting of austenitic Ni-Resist cast iron with flake graphite, it was found, that  $\Delta m$  is in linear dependence on the value of  $P/(dv)^{0.4}$ .

#### Keywords

laser surface melting, gray cast iron, white cast iron, surface topography, microstructure, microhardness, ledeburite, structure refinement.

DOI: 10.17212/1994-6309-2017-1-40-50

#### References

1. Savrai R.A., Makarov A.V., Soboleva N.N., Malygina I.Yu., Osintseva A.L. Kontaktnaya vyнослиvost' NiCrBSi pokrytii, poluchennykh metodom gazoporoshkovoi lazernoi naplavki [The contact endurance of NiCrBSi coatings obtained by gas powder laser cladding]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) – Metal Working and Material Science*, 2014, no. 4 (65), pp. 43–51.

2. Bagaev S.N., Grachev G.N., Smirnov A.L., Khomyakov M.N., Tokarev A.O., Smirnov P.Yu. Primenenie metoda lazerno-plazmennoi modifikatsii poverkhnosti metallov dlya uluchsheniya tribotekhnicheskikh kharakteristik

tsilindrov dvigatelei vnutrennego sgoraniya [Application of the method of laser-plasma surface modification of metals to improve tribological characteristics of combustion engines]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) – Metal Working and Material Science*, 2014, no. 1 (62), pp. 14–23.

3. Gilev V.G., Morozov E.A., Kilina P.N., Sirotenko L.D. Laser surface hardening of frictional pairs made from steel–copper pseudoalloy. *Russian Engineering Research*, 2016, vol. 36, iss. 2, pp. 152–155. doi: 10.3103/S1068798X16020118

4. Alabeedi K.F., Abboud J.H., Benyounis K.Y. Microstructure and erosion resistance enhancement of nodular cast iron by laser melting. *Wear*, 2009, vol. 266, iss. 9–10, pp. 925–933. doi: 10.1016/j.wear.2008.12.015

5. Grum J., Šturm R. Comparison of measured and calculated thickness of martensite and ledeburite shells around graphite nodules in the hardened layer of nodular iron after laser surface remelting. *Applied Surface Science*, 2002, vol. 187, iss. 1–2, pp. 116–123. doi: 10.1016/S0169-4332(01)00823-6

6. Fernandez-Vicente A., Pellizzari M., Arias J.L. Feasibility of laser surface treatment of pearlitic and bainitic ductile irons for hot rolls. *Journal of Materials Processing Technology*, 2012, vol. 212, iss. 5, pp. 989–1002. doi: 10.1016/j.jmatprotec.2011.11.013

7. Sohi M.H., Ebrahimi M., Ghasemi H.M., Shahripour A. Microstructural study of surface melted and chromium surface alloyed ductile iron. *Applied Surface Science*, 2012, vol. 258, iss. 19, pp. 7348–7353. doi: 10.1016/j.apsusc.2012.04.014

8. Adel K.M., Dhia A.S., Ghazali M.J. The effect of laser surface hardening on the wear and friction characteristics of acicular bainitic ductile iron. *International Journal of Mechanical and Materials Engineering*, 2009, vol. 4, no. 2 (Special issue), pp. 167–171.

9. Chen C.H., Altstetter C.J., Rigsbee J.M. Laser processing of cast iron for enhanced erosion resistance. *Metallurgical Transactions A*, 1984, vol. 15, iss. 4, pp. 719–728. doi: 10.1007/BF02644203

10. Paczkowska M. The evaluation of the influence of laser treatment parameters on the type of thermal effects in the surface layer microstructure of gray irons. *Optics & Laser Technology*, 2016, vol. 76, pp. 143–148. doi: 10.1016/j.optlastec.2015.07.016

11. Verezub O.N., Kálazi Z., Buza G., Boross P., Vero B, Kaptay G. Surface metal matrix composite Fe-Ti-C/TiC layers produced by laser melt injection technology. *International Conference «Advanced metallic materials»: proceedings*, Slovakia, Smolenice, 5–7 November 2003, pp. 297–300.

12. Gilev V.G., Torsunov M.F., Morozov E.A. Lazernoe legirovanie chuguna nirezist ChN16D7GKh podachei poroshka VT-20 v zonu oplavleniya [Laser alloying of cast iron Ni-Resist CHN16D7GH with feeding of powder BT-20 in the reflow zone]. *Metalloobrabotka – Metal processing*, 2016, no. 5 (95), pp. 25–30.

13. Gilev V.G., Morozov E.A. Laser melt injection of austenitic cast iron Ch16D7GKh with titanium. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*, 2016, vol. 57, iss. 6, pp. 625–632. doi: 10.3103/S1067821216060055

14. Gilev V.G., Morozov E.A., Purtov I.B., Rusin E.S. Issledovanie mikrostruktury i mikrotverdosti zon lazernogo oplavleniya chuguna nirezist ChN16D7GKh [Microstructure and microhardness research of ni”rezist cast iron after laser surface melting]. *Izvestiya Samarskogo nauchnogo tsentra Rossiiskoi akademii nauk – Proceedings of the Samara Scientific Center of the Russian Academy of Sciences*, 2014, vol. 16, no. 6-1, pp. 227–233.

15. Safonov A.N. Structure and properties of the surface of iron-carbon alloys melted by laser radiation. *Metal Science and Heat Treatment*, 1999, vol. 41, iss. 1, pp. 7–11. doi: 10.1007/BF02466262

16. Khodakovskii V.M., Patenkova E.P. Osobennosti lazernogo uprochneniya chugunnykh detalei sudovykh tekhnicheskikh sredstv [Features of laser hardening of pig-iron parts of ship means]. *Metalloobrabotka – Metal processing*, 2003, no. 4, pp. 26–29.

17. Gilev V.G., Bezmaternykh N.V., Morozov E.A. Study of steel–copper pseudo alloy microstructure and microhardness after laser heat treatment. *Metal Science and Heat Treatment*, 2014, vol. 56, iss. 5, pp. 262–268. doi: 10.1007/s11041-014-9743-8

18. Gilev V.G., Morozov E.A., Denisova A.S., Khanov A.M. Issledovanie mikrostruktury i rel’efa poverkhnosti pri lazernoi termicheskoi obrabotke tonkostennogo tsilindra iz poroshkovogo psevdosplava stal’-med’ [Research of microstructure and surface relief at laser thermal processing of the thin-walled cylinder made from powder pseudoalloy steel-copper]. *Izvestiya Samarskogo nauchnogo tsentra Rossiiskoi akademii nauk – Proceedings of the Samara Scientific Center of the Russian Academy of Sciences*, 2012, vol. 14, no. 4-5, pp. 1212–1217.

19. Maiorov V.S. Proyavleniya kapillyarnoi termokontsentratsionnoi neustoichivosti pri vzaimodeistvii lazernogo izlucheniya s veshchestvom [Manifestations of the capillary thermal instability of the concentration in the interaction of laser radiation with matter]. *Lazernye tekhnologii obrabotki materialov: sovremennye problemy fundamental’nykh issledovaniy i prikladnykh razrabotok* [Laser materials processing technology: modern problems of fundamental research and applications]. Ed. by V.Ya. Panchenko. Moscow, Fizmatlit Publ., 2009, pp. 310–330.

20. Grigor'yants A.G., Shiganov I.N. *Oborudovanie i tekhnologiya lazernoi obrabotki materialov* [Equipment and technology of laser processing of materials]. Moscow, Vysshaya shkola Publ., 1990. 159 p.

21. Oloyede O., Bigg T.D., Cochrane R.F., Mullis A.M. Microstructure evolution and mechanical properties of drop-tube processed, rapidly solidified grey cast iron. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, vol. 654, pp. 143–150. doi: 10.1016/j.msea.2015.12.020

22. Kraposhin V.S., Shakhlevich K.V., Vyaz'mina T.M. Influence of laser heating on the quantity residual austenite in steels and cast irons. *Metal Science and Heat Treatment*, 1989, vol. 31, iss. 10, pp. 745–757. doi: 10.1007/BF00717467

23. Kraposhin B.C., Kraposhina I.F. Vliyanie parametrov lazernogo oblucheniya na razmery obluchennykh zon dlya stali 45 [Effect of laser parameters on the size of the irradiated areas of the steel 45]. *Fizika i khimiya obrabotki materialov – Physics and chemistry of materials treatment*, 1989, no. 6, pp. 19–24.

24. Fedosov S.A. Laser beam hardening of carbon and low alloyed steels: discussion of increased quantity of retained austenite. *Journal of Materials Science*, 1999, vol. 34, iss. 17, pp. 4259–4264. doi: 10.1023/A:1004607020302

25. Stavrev D., Dikova Ts. Behaviour of graphite in laser surface hardening of irons. *Machines, Technologies, Materials*, 2007, iss. 4–5, pp. 98–101.

### Funding

The work is supported by the Ministry of Education and Science of the Russian Federation in the framework of the financing of the project part of the state task N 11.8353.2017/BCh.

### Article history:

Received 11 October 2016

Revised 17 January 2017

Accepted 2 February 2017