

УДК 621.9.048.7; 621.791.92:669.018.25; 669.15-196.56

DOI dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2015-3-44-52

## Лазерное инъекционное легирование аустенитного чугуна ЧН16Д7ГХ титаном

© 2015 г. В.Г. Гилев, Е.А. Морозов

Пермский национальный исследовательский политехнический университет (ПНИПУ)

Статья поступила в редакцию 24.10.14 г., доработана 04.12.14 г., подписана в печать 18.12.14 г.

**Гилев В.Г.** – канд. техн. наук, ст. науч. сотрудник Научного центра порошкового материаловедения ПНИПУ (614013, г. Пермь, ул. Проф. Поздеева, 6). E-mail: Xray@pm.pstu.ac.ru.

**Морозов Е.А.** – аспирант кафедры «Материалы, технологии и конструирование машин», руководитель лаборатории лазерной наплавки ПНИПУ. E-mail: morozov.laser@gmail.com.

Приведены результаты исследования микроструктуры и микротвердости чугуна (нирезиста) ЧН16Д7ГХ после лазерного легирования путем внедрения частиц титана в расплав. Обработку осуществляли с использованием волоконного лазера с пучком, сфокусированным в пятно диаметром 0,2 мм, при мощности излучения 1 кВт и скорости движения лазерного луча 10–40 мм / с. Титан растворяется в расплаве чугуна, и при охлаждении в структуре образуются частицы TiC. Коэффициент использования порошка титана возрастает при увеличении размеров зоны оплавления и достигает в лучшем случае величины 50 %. Модифицированный слой имеет композитную структуру с металлической матрицей и сравнительно равномерным распределением частиц карбида титана. Микротвердость модифицированной зоны составляет 600–700 HV. Дальнейшему ее росту препятствует тот факт, что часть углерода в ходе лазерного плавления удаляется из зоны расплава в составе выделяемого в процессе бурого дыма. Поэтому при увеличении подачи титана вместо повышения содержания TiC формируется фаза Лавеса (TiFe<sub>2</sub>). Приведены экспериментальные данные о закономерностях потери массы образцов, вызванной удалением вещества из зоны расплава, в зависимости от параметров лазерного оплавления.

**Ключевые слова:** лазерное легирование, аустенитный чугун, нирезист, карбид титана, микроструктура, микротвердость.

**Для цитирования:** Гилев В.Г., Морозов Е.А. Лазерное инъекционное легирование аустенитного чугуна ЧН16Д7ГХ титаном // Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия. 2015. No. 3. С. 44–52. DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2015-3-44-52.

Gilev V.G., Morozov E.A.

### **Laser Melt Injection of Austenite Cast Iron ChN16D7GKh with Titanium**

The results of studying the microstructure and microhardness of Ni-resist cast iron ChN16D7GKh after laser melt injection by means of introducing titanium into the melt are presented. The treatment was performed using a fiber laser with a beam focused into a spot 0,2 mm in diameter with the radiation power of 1 kW and motion velocity of the laser beam of 10–40 mm/s. Titanium is dissolved in the cast-iron melt, and TiC particles are formed in the structure in the course of cooling. The coefficient of using the titanium powder increases as the size of the fusion zone increases and reaches 50 % in the best case. A modified layer has a composite structure with a metallic matrix and comparatively uniform distribution of titanium carbide particles. Microhardness of the modified zone is 600–700 HV. Its further growth is suppressed by the partial removal of carbon from the melt zone in the composition of red fume isolated in the process course. Therefore, the Laves phase (TiFe<sub>2</sub>) is formed instead of increasing the TiC content upon increasing the titanium supply. The experimental data on the regularities of the weight loss of the samples caused by substance removal from the melt zone depending on laser fusion parameters are presented.

**Keywords:** laser melt injection, austenitic cast iron, Ni-resist cast iron, titanium carbide, microstructure, microhardness.

**Citation:** Gilev V.G., Morozov E.A. Lazernoe inzhektionsionnoe legirovanie austenitnogo chuguna ChN16D7GKh titanom. *Izv. Vuzov. Poroshk. Metall. Funkts. Pokryt.* 2015. No. 3. P. 44–52. DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2015-3-44-52.

## Введение

Лазерные технологии поверхностной и локальной обработки материалов с развитием волоконных и других новых видов лазеров находят все большее и разнообразное применение [1–14]. Можно выделить некоторые основные направления: лазерную закалку [3, 4, 6], лазерную наплавку [2, 5], лазерное легирование [1, 10–12, 14], лазерное оплавление [7, 8].

Детали из аустенитного чугуна (нирезиста) ЧН16Д7ГХ широко используются в машиностроении. Их применение в парах трения, работающих в абразивной и коррозионной средах, требует защиты от износа и коррозии. Обработка чугунов лазерной закалкой или лазерным оплавлением известна для серых, высокопрочных и некоторых

легированных чугунов [7], но для высоколегированного материала с аустенитной основой представляется малоэффективной. Так, микротвердость слоя лазерного оплавления нирезиста марки ЧН16Д7ГХ составила  $HV_{50} = 440 \div 480$  [8]. Анализ литературы показывает, что для локального или поверхностного упрочнения такого материала более всего подходит лазерное легирование частицами титана, подаваемыми струей несущего газа [9–12].

Отличием этой технологии [10–12, 14] является то, что процесс упрочнения происходит за счет внедрения поступающих со струей газа твердых частиц легирующего материала в озеро расплава на поверхности детали, образованного лучом лазера. Метод был применен для упрочнения поверхности стали [10]. Имеется также опыт упрочнения чугуна внедрением частиц титана в расплав и образованием *in situ* частиц TiC [12]. Работа [14] посвящена упрочнению титанового сплава внедрением в расплав частиц WC, которые растворяются в расплаве, а освободившийся при этом углерод идет на формирование *in situ* частиц TiC.

Условие внедрения твердой сферической частицы радиусом  $R$ , соударяющейся с поверхностью жидкости, обычно выражается безразмерным числом Вэбера ( $We$ ), определяемым как отношение кинетической энергии частицы к поверхностной [10]:

$$We \equiv \rho_L / \sigma R v^2, \quad (1)$$

где  $\rho_L$  — плотность расплава, кг/м<sup>3</sup>;  $\sigma$  — поверхностное натяжение, Дж/м<sup>2</sup>;  $R$  — радиус сферической частицы, м;  $v$  — перпендикулярная составляющая скорости частицы, м/с.

Критическое число Вэбера зависит от смачиваемости поверхности частицы расплавом и выражается как функция контактного угла и безразмерной плотности:

$$We_{кр} \equiv \frac{6(1 - \cos \Theta)}{\rho^* - 0,222}, \quad (2)$$

где  $\rho^* = \rho_S / \rho_L$ ;  $\rho_S$  — плотность твердой частицы;  $\Theta$  — контактный угол, или угол смачивания.

С помощью выражений (1) и (2) можно рассчитать критический радиус частицы. То же самое можно сделать по уравнению, выведенному в той же работе [10]:

Таблица 1. Расчетные значения критических радиусов частиц [10]

Частица	$\rho_S$ , кг/м <sup>3</sup>	$\Theta$ , рад	$R_{кр}$ , мкм	
			по (3) при $v = 5$ м/с	по (1) и (2)
TiC	4900	28–53	0,52–1,8	15–51
TiC**	4900	130	7,2	210
W	19300	0	0	0
WC	15700	0	0	0
Ti	4500	0	0	0
C	2200	120	34	990

\* Условия расчета: газ — Ar, давление 1 бар, температура 500 К, плотность газа 0,96 кг/м<sup>3</sup>, плотность жидкости 7000 кг/м<sup>3</sup>, поверхностное натяжение 1,8 Дж/м<sup>2</sup>,  $g = 9,8$  м/с<sup>2</sup>.

\*\* TiC с окисленной поверхностью, имеющей высокий контактный угол (плохо смачивается расплавом).

$$R_{кр} \equiv \frac{3(1 - \cos \Theta)}{\rho^* - 0,222} \frac{\rho_G}{\rho_L} \sqrt{\frac{\sigma}{g \rho_L}}, \quad (3)$$

где  $\rho_G$  — плотность газа в струе, кг/м<sup>3</sup>;  $g$  — ускорение свободного падения, м/с<sup>2</sup>.

Оценка по этим формулам критического (минимального) радиуса частицы, способной войти в массу жидкого металла при подаче частиц струей газа без выплескивания расплава, приведена в табл. 1 [10].

Целью настоящей работы являлся поиск условий получения на поверхности чугуна (нирезиста) износостойкого композитного слоя, состоящего из аустенитной матрицы с упрочнением дисперсными частицами карбида титана, при минимизации высоты образующегося рельефа.

## Методика проведения исследований

Объектом исследования был чугун типа нирезист марки ЧН16Д7ГХ (ТУ 4111-025-12058737-2008), химический состав которого приведен ниже, мас. %:

C.....	2,2–3,0
Si.....	1,2–2,7
Mn.....	0,5–1,6
Cr.....	1,5–3,0
Ni.....	14–17
Cu.....	5–8

Заготовки образцов вырезались из изделий, полученных литьем, и имели вид сегментов колец шириной 6–7 мм и высотой 8–10 мм. Размеры образцов позволяли проводить лазерные дорожки длиной 10,0–12,7 мм. Исходная микроструктура нирезиста представляет собой аустенитную металлическую основу, включения графита пластинчатой формы. Твердость материала составляет 120–180 НВ.

Процесс 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 мощности. Конструкция системы обеспечивает фокусировку луча на расстоянии 8 мм от среза лазерной головки в пятно диаметром 0,2 мм. Одновременно через 4 сопла, направленных под углом 45° к лучу и поверхности, подается порошок, образующий конус, сфокусированный в точке фокусировки лазерного луча. Для легирования использовали сферический порошок сплава ВТ20 с размером частиц 50–80 мкм. Обработку осуществляли одиночными проходами в среде высококислородного аргона. Длина каждой дорожки составляла 10,0–12,7 мм.

Микротвердость измеряли на микротвердомере ПМТ-4 при нагрузке 50 г. Микроструктуры после лазерной обработки исследовали на микроскопе Olympus GX-51-

Съемку рентгенограмм для фазового анализа зоны легирования выполняли на рентгеновском дифрактометре XRD-6000 фирмы «Shimadzu», Япония ( $\text{CuK}\alpha$ -излучение, геометрия съемки на отражение) с шагом сканирования  $0,02^\circ$  в интервале углов  $2\theta = 10\div 110^\circ$ . В этом случае использовали модельные образцы того же химического состава размерами  $25\times 20\times 5$  мм, а лазерное легирование проводили путем нескольких последовательных параллельных проходов луча лазера со смещением 0,7 мм.

## Результаты исследований и их обсуждение

На рис. 1 показано отношение привеса образца к массе подаваемого порошка. Видно, что коэффициент использования материала (КИМ) растет с увеличением скорости подачи порошка. Наряду

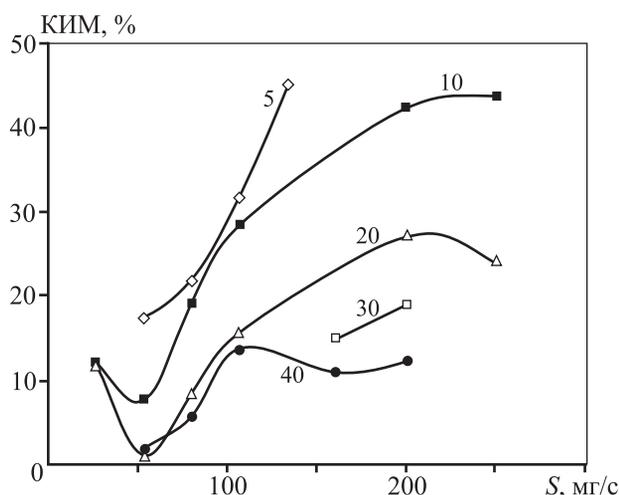


Рис. 1. Зависимости коэффициента использования материала от скорости подачи (расхода) порошка при различных скоростях движения луча лазера по поверхности образца (цифры у кривых –  $v$ , мм/с)

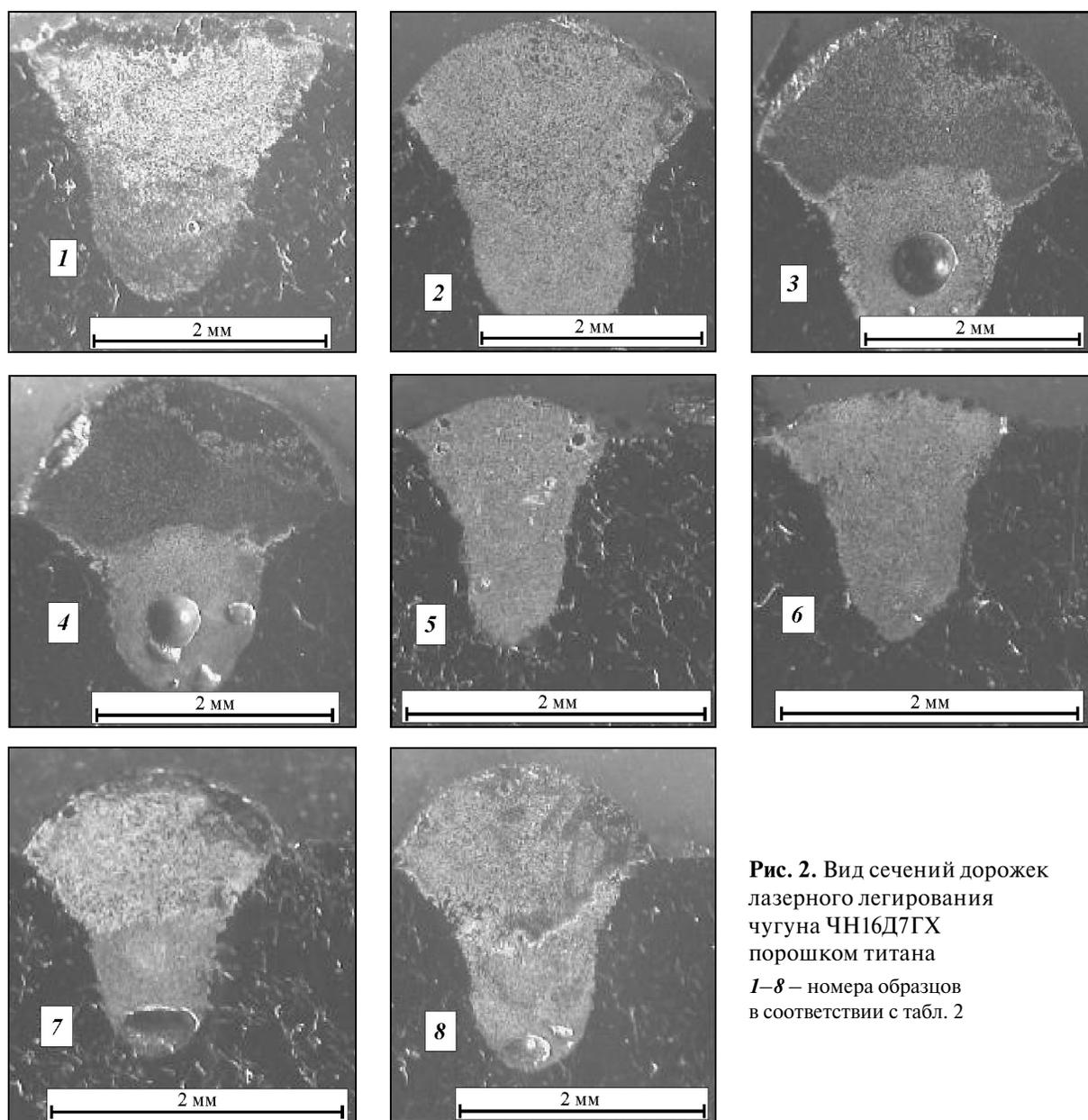
с внедрением частиц титана в расплав наблюдается процесс образования брызг расплава и темного дыма. Изменение массы образцов ( $\Delta m$ ) является результатом этих двух процессов:

$$\Delta m = \Delta m_{\text{Ti}} - \Delta m_{\text{уд}}, \quad (4)$$

где  $\Delta m_{\text{Ti}}$  — прибавка (привес) к массе образца за счет внедрения частиц титана в расплав;  $\Delta m_{\text{уд}}$  — убыль массы образца за счет удаления части материала из зоны расплава в виде брызг расплава и частиц дыма.

При малых подачах порошка ( $S$ ) расплав сильно разогревается, и величина убыли массы ( $\Delta m_{\text{уд}}$ ) может превышать привес  $\Delta m_{\text{Ti}}$ . При больших значениях  $S$  перегрева расплава не происходит, а привес  $\Delta m$  в отношении к массе подаваемого порошка растет и достигает порядка 50 % при скоростях перемещения луча  $v = 5$  и 10 мм/с. При высоких значениях  $v = 20, 30$  и 40 мм/с размеры озера расплава недостаточны, и коэффициент использования порошка значительно меньше — 30, 20 и 10 % соответственно. На кривых, соответствующих  $v = 10$  и 20 мм/с, просматривается минимум КИМ, который оценивали как отношение привеса образца к расходу порошка.

Для оценки величины убыли массы ( $\Delta m$ ) в процессе легирования из-за разбрызгивания провели опыты по оплавлению поверхности без подачи порошка при скоростях перемещения лазерного луча  $v = 5, 10, 20$  мм/с, его мощностях  $W = 0,6, 0,7$ ,



**Рис. 2.** Вид сечений дорожек лазерного легирования чугуна ЧН16Д7ГХ порошком титана  
1–8 – номера образцов в соответствии с табл. 2

0,8 и 1,0 кВт и варьировании условий фокусировки лазерного излучения на диаметры пятна  $d = 0,2, 1,0, 2$  и  $4$  мм. Ранее было выявлено [8], что при  $W = 1$  кВт,  $d = 0,2$  мм и  $v = 10, 20, 30$  и  $40$  мм/с величина  $\Delta m$  пропорциональна оплавленному объему чугуна в лазерной дорожке и примерно равна 3,5 % от его массы.

В настоящей работе в продолжение наших ранних исследований [8] было проверено и подтверждено предположение, что потерю массы от образования брызг и дыма ( $\Delta m_{уд}$ ) можно снизить уменьшением плотности мощности в пятне (за счет увеличения диаметра пятна лазера  $d$ ) или

уменьшением мощности лазерного луча ( $W$ ). Более подробно об этом будет изложено ниже.

Особенностью процесса в наших экспериментах по лазерному легированию (обусловленному применяемым оборудованием) являются малый диаметр падающего луча ( $0,2$  мм) и высокая плотность мощности в нем ( $3200$  Вт/мм<sup>2</sup>). На рис. 2 приведен вид сечений зон лазерного легирования, образовавшихся в опытах, параметры которых приведены в табл. 2.

При сравнительно малых скоростях ( $v = 10 \div 20$  мм/с) перемещения луча при лазерном легировании в большинстве случаев образуется

Таблица 2. Условия и результаты экспериментов лазерного легирования ( $W = 1$  кВт,  $d = 0,2$  мм) чугуна ЧН16Д7ГХ порошком титана

№ обр.	$v$ , мм/с	Подача Ti-порошка, г/мин	$h_{\text{опл}}^*$ , мм	КИМ, %	$\Delta m_{\text{опл}}^{**}$ , мг/мм <sup>3</sup>	HV
1	10	5	2,15	~19,1	0,41	332–391
2	10	8	2,00			360–657
3	10	12	1,70	42,3	1,67	415–709
4	10	15	1,58	43,7	2,8	454–634
5	20	5	1,48	~8,5	0,268	332–391
6	20	8	1,58			226–332
7	20	12	1,51	27,2	1,39	350–532
8	20	15	1,36	24,2	1,2	532–709

\*  $h_{\text{опл}}$  – глубина оплавления относительно исходной поверхности образца.  
 \*\*  $\Delta m_{\text{опл}}$  – привес, отнесенный к единице объема дорожки оплавления.

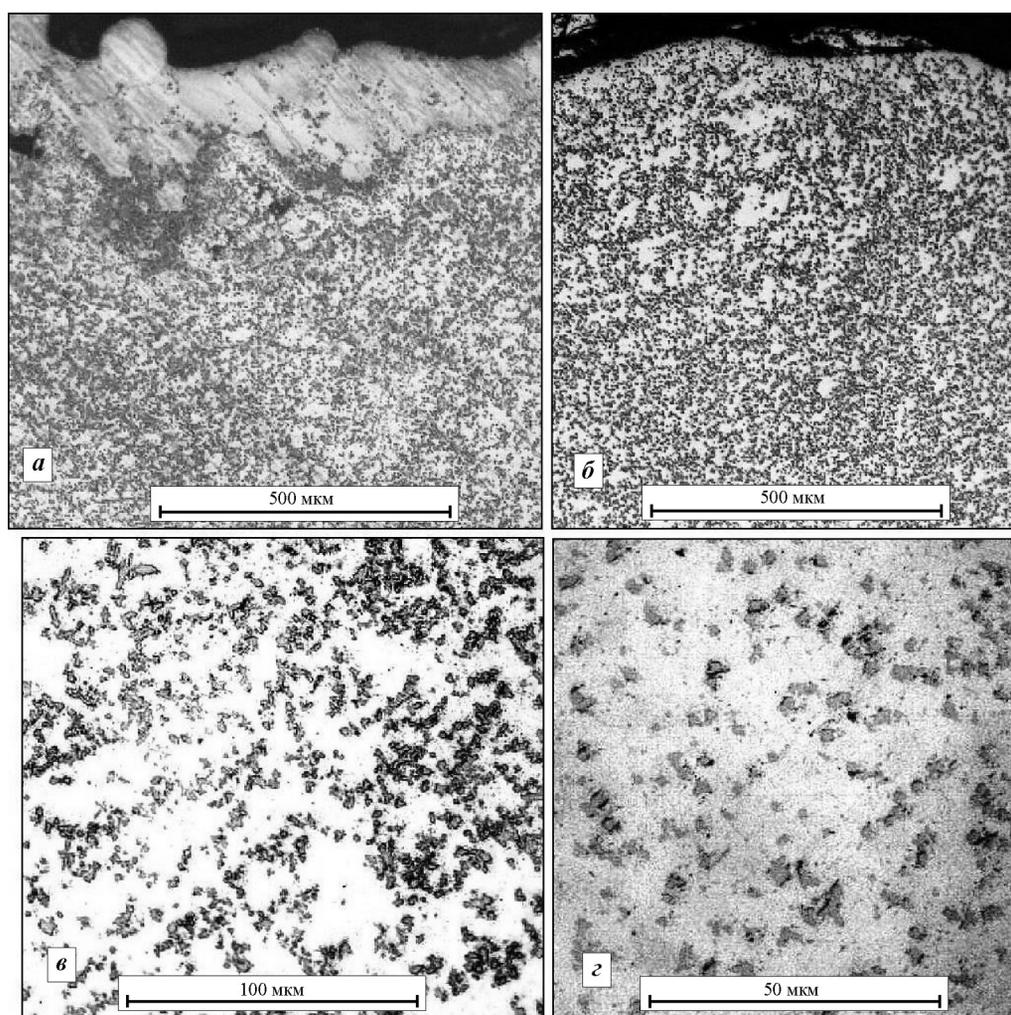


Рис. 3. Структура зоны лазерного легирования титаном чугуна марки ЧН16Д7ГХ по режимам 1 (а, в, г) и 2 (б)

валик переплавленного материала. Исключение представляет обр. 1, у которого высота нароста, имеющего плоскую вершину, минимальна, а

сам он состоит в основном из неоплавившихся Ti-частиц и областей, обогащенных титаном. По мере роста подачи порошка сечение поверхности

валика приближается к цилиндрической форме (см. рис. 2).

В приведенных сечениях просматриваются две зоны — верхняя и нижняя, контраст между ними возрастает по мере увеличения подачи Ti-порошка, что, по-видимому, обусловлено недостаточным перемешиванием расплава. Очевидно, это связано с тем, что верхний валик в основном образует материал, переносимый вдоль лазерной дорожки из более горячих участков к уже остывшему материалу нижней части сечения.

Особенностью исследуемого процесса является то, что подаваемый в виде порошка титан имеет более высокую температуру плавления, чем материал подложки. При широком варьировании условий экспериментов по лазерному легированию или лазерной наплавке возможна реализация следующих вариантов [9]: без смешивания, с малым смешиванием, с хорошим смешиванием, со смешиванием и расслоением. Во всех наших опытах осуществлялся последний вариант, а именно, наблюдалось расслоение зоны легирования на 2 части, причем верхняя часть более богата титаном, чем нижняя.

При больших подачах (12 и 15 г/мин) в нижней части зоны лазерного легирования наблюдается образование крупных пор, в то время как при  $S = 5$  и 8 г/мин этого не происходит. Одним из механизмов формирования таких пор может быть взаимодействие слоя оксида титана на поверхности частиц с углеродом расплава, приводящее к образованию углекислого газа. Также они могут возникать и при простом лазерном оплавлении чугуна вследствие испарения или сублимации графита [8, 13].

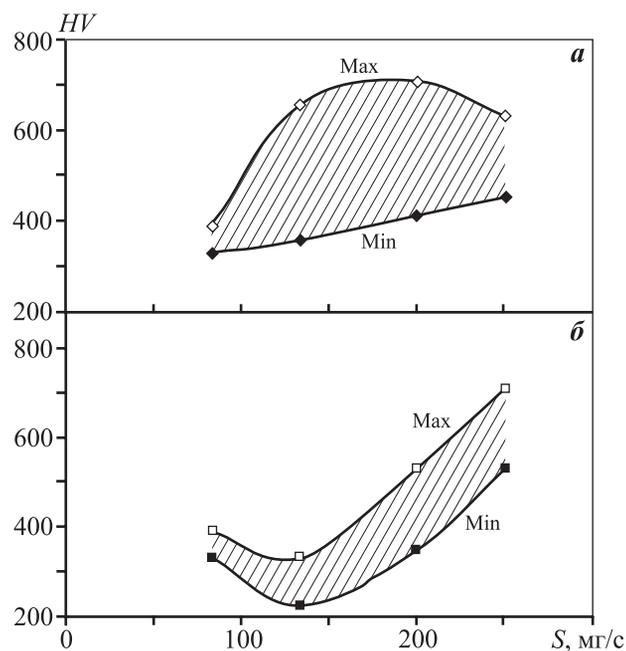
Следует отметить, что увеличение подачи порошка до 8 г/мин на обр. 2 по сравнению с обр. 1 заметно не изменило объемную долю карбидной фазы, которая, по-видимому, лимитируется содержанием углерода, и для ее повышения необходимо принимать меры против его выгорания. Увеличение подачи порошка в обеих сериях опытов при  $v = 10$  и 20 мм/с приводит к росту высоты валика переплавленного материала и некоторому снижению глубины зоны оплавления.

Структура зоны лазерного легирования по режимам 1 и 2 (см. табл. 2) при разных увеличениях приведена на рис. 3. Видно, что ее размеры не-

сколько больше 2 мм, а на глубине ~1 мм они более 1 мм; максимальная глубина зоны достигает 2,5 мм. Верхний слой толщиной 0,4 мм представляет собой корку нерасплавившегося титана, а весь остальной объем занимает матрица с наполнителем из карбида титана. Выделения карбидной фазы часто имеют треугольную форму. На рис. 3, г видны отдельные крестообразные сечения.

Измерения микротвердости ( $HV$ ) показали, что она растет с увеличением расхода порошка, и максимальные ее величины получены при скорости обработки 20 мм/с (см. табл. 2, рис. 4). Разброс значений  $HV$  значительный, что связано со случайным попаданием наконечника алмазной пирамидки либо в матрицу, либо в скопления упрочняющей фазы TiC.

На рис. 4, б прослеживается взаимосвязь микротвердости со скоростью подачи порошка. Можно предположить, что в этом случае рост значений  $HV$  в интервале  $S = 133,7 \div 250$  мг/с обусловлен увеличением доли TiC. Зависимость микротвердости от расхода порошка при скорости обработки 10 мм/с (рис. 4, а) не так наглядна, как при  $v = 20$  мм/с. Это связано с тем, что благодаря высокому значению КИМ уже при  $S = 133,7$  мг/с поглощенной доли титана достаточно для полного про-



**Рис. 4.** Зависимость микротвердости зоны легирования от подачи порошка титана при  $v = 10$  мм/с (а) и 20 мм/с (б). Штриховкой показана область разброса результатов измерений  $HV$

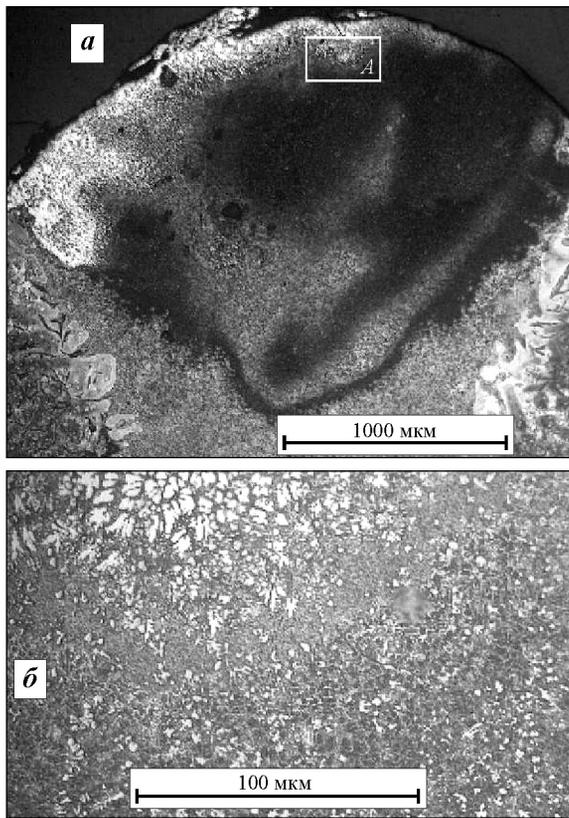


Рис. 5. Вид сечения зоны лазерного легирования обр. 2  
а – общий вид, б – область А с эвтектической структурой

текания реакции образования карбида титана, а при увеличении подачи порошка растет и избыток титана.

Расчеты показывают, что исходная концентрация углерода в 1 мм<sup>3</sup> чугуна (в предположении 2,6 мас.% его содержания) составляет величину ~0,195 мг/мм<sup>3</sup>. Для полного его соединения с титаном и полного протекания реакции  $Ti + C = TiC$  необходимы попадание в расплав титана и его растворение в количестве как минимум 0,78 мг на 1 мм<sup>3</sup>. В экспериментах, в которых расход порошка был  $\geq 200$  мг/с, это условие выполняется с избытком, особенно в опытах 3 и 4, поэтому зависимость микротвердости от подачи не так четко просматривается.

При сплавлении титана с матрицей исследуемого аустенитного хромоникелевого чугуна возможно образование сложных интерметаллических соединений типа  $TiFe_2$  и  $TiFe$ , температуры плавления которых равны соответственно 1427 и 1317 °С. В случае недостатка углерода, который во время лазерного оплавления частично испаряется, и локальном избытке титана при неполной гомо-

генизации вблизи Ti-частиц происходит формирование эвтектических структур, обогащенных титаном (рис. 5). Они подобны эвтектическим структурам, образующимся вблизи частиц WC при лазерном легировании стали частицами карбида вольфрама [11].

Увеличение скорости подачи порошка титана приводит к тому, что фаза  $TiFe_2$  наряду с  $TiC$  становится преобладающей, а фаза аустенита отсутствует (рис. 6).

Следует отметить, что вследствие особенностей конструкции применяемой лазерной системы процесс легирования сопровождается значительной потерей массы образца, в том числе и за счет испарения графита (образование брызг и бурого дыма). В связи с этим специально были проведены исследования потери массы ( $\Delta m$ ) в ходе простого лазерного оплавления при варьировании размера пятна ( $d$ ), скорости перемещения лазерного луча ( $v$ ) и его мощности ( $W$ ).

На рис. 7 приведены результаты аппроксимации полученных данных по потере массы образца, отнесенной к длине лазерной дорожки, параметрами  $W/(vd)^{0,4}$  и  $W/(vd^2)$ . Первый из них коррелирует с размерами зон лазерного воздействия [15, 16] и хорошо описывает результаты отдельных серий опытов, в которых варьировалась мощность излучения (рис. 7, а), а второй показатель описывает всю совокупность экспериментальных данных (рис. 7, б).

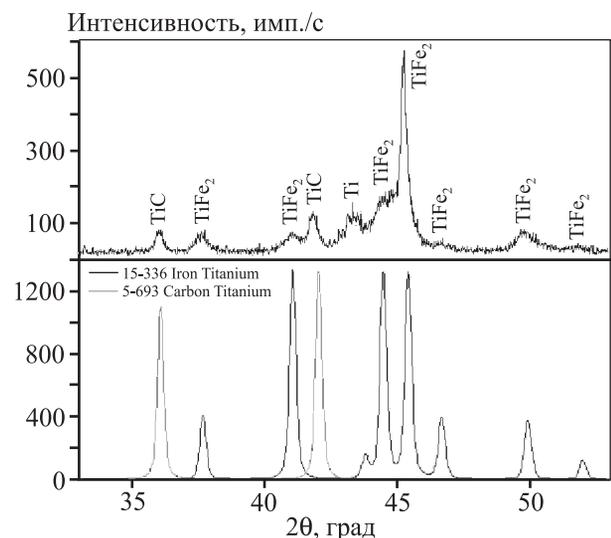
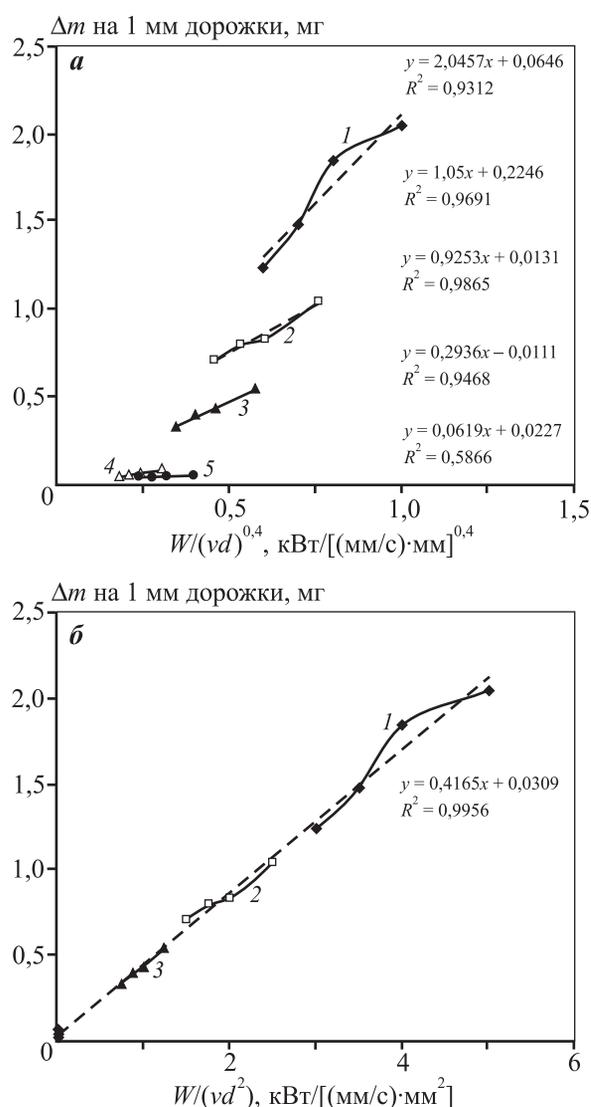


Рис. 6. Фрагмент дифрактограммы образца нирезиста после лазерного легирования при  $W = 1$  кВт,  $d = 0,2$  мм,  $v = 20$  мм/с и  $S = 12$  г/мин при параллельных проходах со смещением 0,7 мм



**Рис. 7.** Зависимости потери массы образцов при лазерном оплавлении нирезиста, отнесенной к длине лазерной дорожки, от параметров  $W/(vd)^{0,4}$  (а) и  $W/(vd^2)$  (б)

1 –  $v = 5$  мм/с и  $d = 0,2$  мм; 2 – 10 мм/с и 0,2 мм; 3 – 20 мм/с и 0,2 мм; 4 – 5 мм/с и 4 мм; 5 – 5 мм/с и 2 мм  
Штриховыми линиями показана линейная экстраполяция всех данных.

Данные серий 4 и 5 на рис. б слились в точку вблизи нулевых значений осей координат

## Заключение

Таким образом, лазерное легирование чугуна с внедрением в расплав частиц титана, подаваемых струей газа, обеспечивает образование композитных структур с металлической матрицей и сравнительно равномерным распределением частиц карбида титана, а также повышает твердость поверхности. Кроме того, наряду с образованием

TiC при избытке титана возможно формирование фазы Лавеса  $TiFe_2$ .

## Литература

1. *Takuto Yamaguchi, Hideki Hagino, Mamoru Takemura, Yasunori Hasegawa, Yasuhiro Michiyama, Atsushi Nakahira.* Microstructure of Fe–TiC Composite Surface Layer on Carbon Steel Formed by Laser Alloying Process // *Mater. Trans.* 2013. Vol. 54. No. 9. P. 1755–1759.
2. *Turichin G.A., Zemlyakov E.V., Pozdeeva E.Yu.* Technological possibilities of laser cladding with the help of powerful fiber lasers // *Metal Science and Heat Treatment.* 2012. Vol. 54. No. 3-4. July; *Туричин Г.А., Земляков Е.В., Поздеева Е.Ю.* Технологические возможности лазерной наплавки с использованием мощных волоконных лазеров // *МиТОМ.* 2012. No. 3. С. 35–40.
3. *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. No. 5-6. September; *Гилев В.Г., Безматерных Н.В., Морозов Е.А.* Исследование микроструктуры и микротвердости псевдосплава сталь–медь после лазерной термической обработки // *МиТОМ.* 2014. No. 5. С. 34–40.
4. *Гилев В.Г., Морозов Е.А., Русин Е.С., Ханов А.М.* Лазерная термическая обработка кольцевых выступов из порошковой медистой стали (псевдосплава сталь–медь) // *Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия.* 2014. No. 2. С. 36–42.
5. *Jiang W.H., Kovacevic R.* Laser deposited TiC/H13 tool steel composite coatings and their erosion resistance // *J. Mater. Proces. Technol.* 2007. Vol. 186. P. 331–338.
6. *Гилев В.Г., Морозов Е.А., Денисова А.С., Ханов А.М.* Исследование микроструктуры и рельефа поверхности при лазерной термической обработке тонкостенного цилиндра из порошкового псевдосплава сталь–медь // *Изв. Самарского научного центра РАН.* 2012. Т. 14. No. 4 (5). С. 1212–1217.
7. *Сафонов А.Н.* Изучение структуры и твердости поверхности железоуглеродистых сплавов после их оплавления лазерным излучением // *МиТОМ.* 1999. No. 1. С. 7–10.
8. *Гилев В.Г., Морозов Е.А., Пуртов И.Б., Русин Е.С.* Исследование микроструктуры и микротвердости зон лазерного оплавления чугуна нирезист ЧН16Д7ГХ // *Изв. Самарского научного центра РАН.* 2014. No. 6. С. 227–233.
9. *Deus A.M.* A Thermal and Mechanical Model of Laser Cladding // *Mechanical Engineering.* Urbana Champaign: University of Illinois at Urbana-Champaign, 2004.
10. *Verezub O., Kálazi Z., Buza G., Verezub N.V., Kaptay G.* In-situ synthesis of a carbide reinforced steel matrix surface nanocomposite by laser melt injection technology and subsequent heat treatment // *Surf. Coat. Technol.* 2009. Vol. 203. P. 3049–3057.

11. Do Nascimento A.M., Ocelík V., Ierardi M.C.F., De Hosson J.Th.M. Microstructure of reaction zone in WCp/duplex stainless steels matrix composites processing by laser melt injection // *Surf. Coat. Technol.* 2008. Vol. 202. P. 2113—2120.
12. 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 // *Int. Conf. «Advanced metallic materials»* (Smolenice, Slovakia, 5—7 November 2003). P. 297—300.
13. Stavrev D., Dikova Ts. Behaviour of graphite in laser surface hardening of irons // *Machines, technologies, materials.* 2007. No. 4 P. 98—101. URL: [http://www.mech-ing.com/journal/Archive/4-5-2007/3.Materiali/3.2\\_journal-statia-DimitarStavrev-070920.pdf](http://www.mech-ing.com/journal/Archive/4-5-2007/3.Materiali/3.2_journal-statia-DimitarStavrev-070920.pdf)
14. Yanbin Chen, Dejian Liu, Fuquan Li, Liqun Li. WCp/Ti—6Al—4V graded metal matrix composites layer produced by laser melt injection // *Surf. Coat. Technol.* 2008. Vol. 202. P. 4780—4787.
15. Крапошин В.С. Влияние остаточного аустенита на свойства сталей и чугунов после поверхностного оплавления // *МиТОМ.* 1994. No. 2. С. 2—5.
16. Крапошин В.С., 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.* 1990. Vol. 31. No. 9-10. P. 745—757; Крапошин В.С., Шалевич К.В., Вязьмина Т.М. Влияние лазерного нагрева на количество остаточного аустенита в сталях и чугунах // *МиТОМ.* 1989. No. 10. С. 21—29.
6. 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 porshkovogo psevdosplava stal'-med' [Research of microstructure and surface relief at laser thermal processing of the thin-walled cylinder made from powder pseudo-alloy steel-copper]. *Izvestiya Samarskogo nauchnogo tsentra RAN.* 2012. Vol. 14. No. 4(5). P. 1212—1217.
7. Safonov A.N. Izuchenie struktury i tverdsti poverkhnosti zhelezouglerodistykh splavov posle ikh oplavleniya lazernym izlucheniem [The study of the structure and surface hardness of iron-carbon alloys after melting by laser radiation]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov.* 1999. No.1. P.7—10.
8. Gilev V.G., Morozov E.A., Purtov I.B., Rusin E.S. Issledovanie mikrostruktury i mikrotverdsti zon lazernogo oplavleniya chuguna nirezist ChN16D7GKh [Microstructure and microhardness research of Nirezist cast iron after laser surface melting]. *Izvestiya Samarskogo nauchnogo tsentra RAN.* 2014. No. 6. P. 227—233.
9. Deus A.M. A Thermal and Mechanical Model of Laser Cladding. In: *Mechanical Engineering.* Urbana-Champaign: University of Illinois at Urbana-Champaign, 2004.
10. Verezub O., Kálazi Z., Buza G., Verezub N.V., Kaptay G. In-situ synthesis of a carbide reinforced steel matrix surface nanocomposite by laser melt injection technology and subsequent heat treatment. *Surf. Coat. Technol.* 2009. Vol. 203. P. 3049—3057.
11. Do Nascimento A.M., Ocelík V., Ierardi M.C.F., De Hosson J.Th.M. Microstructure of reaction zone in WCp/duplex stainless steels matrix composites processing by laser melt injection. *Surf. Coat. Technol.* 2008. Vol. 202. P. 2113—2120.
12. 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. In: *Int. Conf. «Advanced metallic materials»* (Smolenice, Slovakia, 5—7 November 2003). P. 297—300.
13. Stavrev D., Dikova Ts. Behaviour of graphite in laser surface hardening of irons. *Machines, technologies, materials.* 2007. No. 4 P. 98—101. URL: [http://www.mech-ing.com/journal/Archive/4-5-2007/3.Materiali/3.2\\_journal-statia-DimitarStavrev-070920.pdf](http://www.mech-ing.com/journal/Archive/4-5-2007/3.Materiali/3.2_journal-statia-DimitarStavrev-070920.pdf)
14. Yanbin Chen, Dejian Liu, Fuquan Li, Liqun Li. WCp/Ti—6Al—4V graded metal matrix composites layer produced by laser melt injection. *Surf. Coat. Technol.* 2008. Vol. 202. P. 4780—4787.
15. Крапошин В.С. Vliyanie ostatochnogo austenita na svoistva staley i chugunov posle poverkhnostnogo oplavleniya [Effect of retained austenite on the properties of steels and irons after surface melting]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov.* 1994. No. 2. P. 2—5.
16. Крапошин В.С., 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.* 1990. Vol. 31. No. 9-10. P. 745—757.

## References

1. Takuto Yamaguchi, Hideki Hagino, Mamoru Takemura, Yasunori Hasegawa, Yasuhiro Michiyama, Atsushi Nakahira. Microstructure of Fe—TiC Composite Surface Layer on Carbon Steel Formed by Laser Alloying Process. *Mater. Trans.* 2013. Vol. 54. No. 9. P. 1755—1759.
2. Turichin G.A., Zemlyakov E.V., Pozdeeva E.Yu. Technological possibilities of laser cladding with the help of powerful fiber lasers. *Metal Science and Heat Treatment.* 2012. Vol. 54. No. 3-4. July.
3. 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. No. 5-6. September.
4. Gilev V.G., Morozov E.A. Rusin E.S., Khanov A.M. Lazernaya termicheskaya obrabotka kol'tsevykh vystupov iz poroshkovoi medistoi stali (psevdosplava stal'-med') [Laser hardening of annular ledges made from powder copper-bearing steel (pseudo-alloy steel—copper)]. *Izv. Vuzov. Poroshk. Metallurgiya i Funkts. Pokrytiya.* 2014. No. 2. P. 36—42.
5. Jiang W.H., Kovacevic R. Laser deposited TiC/H13 tool steel composite coatings and their erosion resistance. *J. Mater. Processing Technol.* 2007. Vol. 186. P. 331—338.