

ЛИТЕРАТУРА

1. **Christman, T.** An Experimental and Numerical Study of Deformation in Metal-Ceramic Composite / T. Christman, A. Needlemani, S. Suresh // *Acta Metall.* – 1989. – No 37. – P. 3029–3050.
2. **Паркус, Г.** Неустановившиеся температурные напряжения / Г. Паркус. – М.: Физматгиз, 1963. – 252 с.
3. **Прусов, А. И.** Термоупругие анизотропные пластинки / А. И. Прусов. – Минск: Изд-во БГУ, 1978. – 200 с.
4. **Подстригач, Я. С.** Термоупругость тел неоднородной структуры / Я. С. Подстригач, В. А. Ломакин, Ю. М. Коляно. – М.: Наука, 1984. – 368 с.
5. **Качанов, Л. М.** Основы теории пластичности / Л. М. Качанов. – М.: Наука, 1969. – 420 с.
6. **Agah-Tehrani, A.** Thermal Residual Stresses in Particulate Metal-Matrix Composites: an Elastic – Analysis / A. Agah-Tehrani // *Topics in Plasticity*, AMPress, preprinted in USA, 1994. – P. 137–150.
7. **Быковцев, Г. И.** Теория пластичности / Г. И. Быковцев, Д. Д. Ивлев. – Владивосток: Дальнаука, 1998. – 483 с.
8. **О возможности** создания высоконапряженного ядерного реактора на низкообогащенном топливе / А. П. Ахрамович [и др.] // Доклады НАН Беларуси. – 2012. – Т. 56, № 4. – С. 115–118.

REFERENCES

1. **Christman, T., Needlemani, A., & Suresh, S.** (1989) An Experimental and Numerical Study of Deformation in Metal-ceramic Composite. *Acta Metall*, 37, 3029–3050.
2. **Parkus, G.** (1963) *Transient Thermal Stresses*. Moscow: Fizmatgiz.
3. **Prusov, A. I.** (1978) *Thermoelastic Anisotropic Plates*. Minsk: BSU Publishing House.
4. **Podstrigach, Ya. S., Lomakin, V. A., & Kolianno, Yu. M.** (1984) *Thermoelasticity of Bodies Having Non-Uniform Structure*. Moscow: Nauka [Science].
5. **Kachanov, L. M.** (1969) *Fundamentals of Plasticity Theory*. Moscow: Nauka [Science].
6. **Agah-Tehrani, A.** (1994) Thermal Residual Stresses in Particulate Metal-Matrix Composites: an Elastic – Analysis. *Topics in Plasticity* (pp. 137–150). USA: AMPress. (Original work published 1994).
7. **Bykovtsev, G. I., & Ivlev, D. D.** (1998) *Plasticity Theory*. Vladivostok: Dalnauka [Far East Science].
8. **Akhramovich, A. P.** (2012) On Possibility to Create High-Stress Nuclear Reactor with Low-Enriched Fuel. *Doklady Natsionalnoy akademii nauk Belarusi [Doklady of the National Academy of Sciences of Belarus]*, 56(4), 115–118.

Поступила 09.10.2013

УДК 621.891:621.793

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ РЕЖИМЫ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ И ИХ ВЛИЯНИЕ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Fe–Cr–B–Si

Канд. техн. наук ДЬЯЧЕНКО О. В.

Белорусский национальный технический университет

E-mail: olg dyachenko@mail.ru

TECHNOLOGICAL MODES OF LASER PROCESSING AND THEIR INFLUENCE ON PHYSICAL AND MECHANICAL PROPERTIES OF Fe–Cr–B–Si COATINGS

DIACHENKO O. V.

Belarusian National Technical University

Исследовано влияние режимов лазерной обработки газотермических покрытий из порошков на железной основе после оплавления с модифицирующими обмазками на их микротвердость и микроструктуру и пористость. Выявлены условия получения покрытий с наиболее равномерным распределением легирующих веществ. Изучены характеристики изменения пористости покрытия системы Fe–Cr–B–Si от скорости движения, диаметра и температуры пятна лазерного луча.

Ключевые слова: лазерная обработка, покрытие, легирование, пористость.

Ил. 4. Табл. 1. Библиогр.: 4 назв.

The paper investigates an influence of laser processing modes pertaining to gas-thermal coatings of iron-based powders after melting with modifying coatings on their micro-hardness, microstructure and porosity. Conditions for obtaining of coatings with the most uniform distribution of alloying substances have been revealed in the paper. The paper considers characteristics of porosity changes in Fe–Cr–B–Si coatings due to speed of movement, diameter and temperature of a laser beam spot.

Keywords: laser processing, coating, alloying, porosity.

Fig. 4. Tab. 1. Ref.: 4 titles.

Введение. Надежность инструментов, используемых в пищевой промышленности, в значительной мере зависит от сопротивления материала рабочих поверхностей режущих инструментов ударным нагрузкам. Стойкость режущего инструмента, определяющая длительность и эффективность его эксплуатации, зависит в первую очередь от механических свойств рабочих поверхностей инструмента. Использование лазерного легирования для поверхностного упрочнения и восстановления изношенных рабочих поверхностей режущих инструментов с применением лазерного излучения является перспективным направлением в развитии современных технологий.

Сплавы системы Fe–Cr–B–Si обладают высокой структурной чувствительностью к энергетическому воздействию и легирующим добавкам [1]. Лазерное модифицирование позволяет точно дозировать подвод энергии и легирующих веществ, а характер получаемой структуры определяет качество упрочненного слоя. Кроме того, такие сплавы имеют высокую износостойкость вследствие композиционной структуры.

Лазерное легирование неметаллическими компонентами – углеродом, азотом, бором – получило наибольшее распространение при использовании способа с нанесением на поверхность обмазок или паст и последующим оплавлением поверхности непрерывным лазером. К технологическим параметрам лазерного легирования следует отнести параметры лазерной обработки и толщину слоя пасты [1, 2].

Целью исследований автора являлось изучение влияния параметров лазерной обработки и дополнительного легирования на формирование структуры, микротвердость и кинетику уплотнения покрытия системы Fe–Cr–B–Si.

Методика экспериментальных исследований. Исследование проводили на образцах \varnothing 50 мм из стали 40X. В качестве материала для напыления использовали самофлюсующий-

ся сплав из порошка ПР-Х4Г2Р4С2Ф, который наносили на подготовленную поверхность методом плазменного напыления с использованием установки плазменного напыления УПУ-3Д с источником питания ИПН-160/600 и плазмотроном ПП-25 при режимах: $I = 250$ А; $U = 80$ В; $p = 6$ атм. Толщина слоя составляла 0,6 мм.

Оплавление осуществляли с помощью непрерывного лазера ЛГН-702 мощностью $N = 800$ Вт при диаметре лазерного луча $d = 1,0 \cdot 10^{-3}$ м, со скоростями перемещения: $v_1 = 0,83 \cdot 10^{-3}$ м/с; $v_2 = 1,67 \cdot 10^{-3}$ м/с; $v_3 = 3,33 \cdot 10^{-3}$ м/с; $v_4 = 5 \cdot 10^{-3}$ м/с, с коэффициентом перекрытия 0,8 с целью получения единого фазового состава и заданных свойств по всей толщине покрытия. Для второй серии экспериментов варьировали также диаметр лазерного луча от $d = 1,0 \cdot 10^{-3}$ м до $d = 5,0 \cdot 10^{-3}$ м при скорости перемещения $v = 1,7 \cdot 10^{-3}$ м/с. Начальная пористость (пористость плазменного покрытия без оплавления) 40 %.

Анализ результатов. В результате воздействия лазерного излучения на поверхность покрытий, напыленных плазмой и легированных обмазками TaB, MoB и B_4C , в зоне расплава протекали процессы образования высокодисперсных боридных фаз, способствующие существенному повышению твердости поверхности.

В процессе лазерного легирования происходило расплавление обмазки и части материала подложки. После затвердевания формировалась зона упрочнения, состоящая из зон затвердевшего металла и термического влияния, представляющих собой область закаленного металла. Таким образом образовалась упрочненная зона, глубина и свойства которой зависят от параметров воздействия.

Исследовали влияние скорости движения детали относительно луча лазера на микроструктуру, микротвердость и пористость плазменных покрытий (рис. 1).

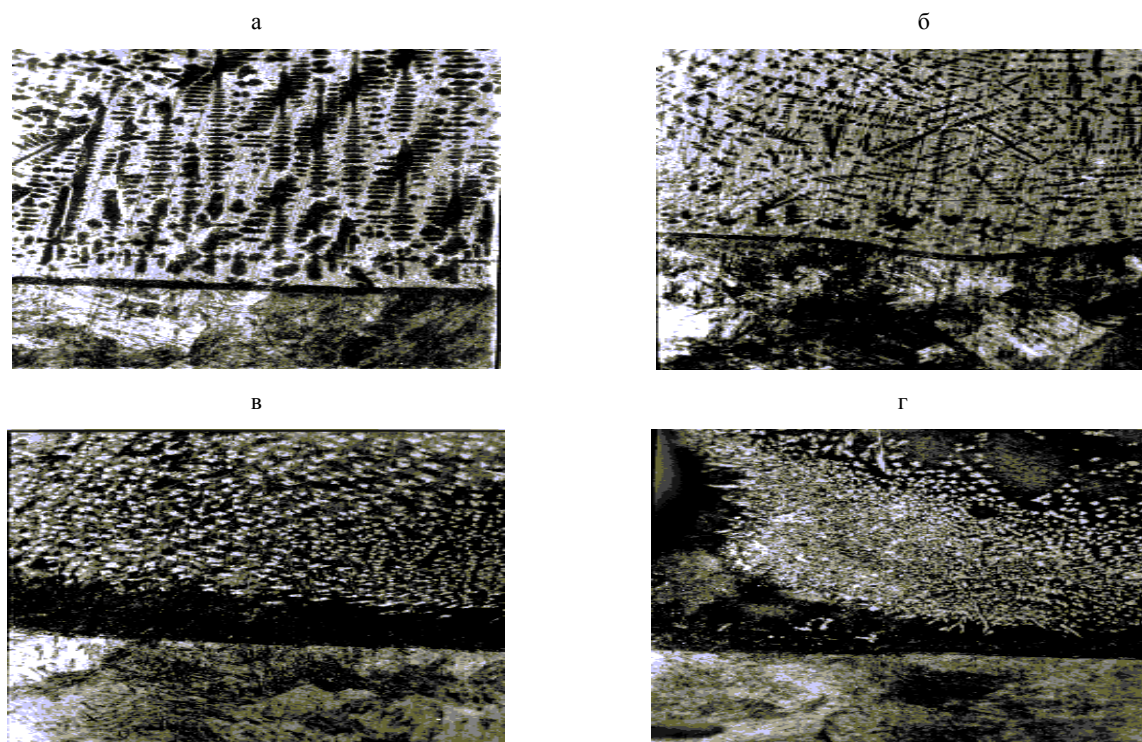


Рис. 1. Микроструктура покрытий, полученных оплавлением плазменных покрытий из порошка ПР-Х4Г2P4C2Ф, без легирования при различных скоростях луча лазера: а – $v_1 = 0,83 \cdot 10^{-3}$ м/с ($\times 400$); б – $v_2 = 1,67 \cdot 10^{-3}$ м/с ($\times 400$); в – $v_4 = 3,33 \cdot 10^{-3}$ м/с ($\times 400$); г – $v_5 = 5 \cdot 10^{-3}$ м/с ($\times 400$)

Получаемые покрытия обладали в основном литой структурой с осями дендритов первого, второго и третьего порядков. С увеличением времени нахождения в расплаве структура укрупнялась. Повышение скорости движения лазерного луча уменьшило время кристаллизации покрытий, карбидоборидную фазу выделили в виде квазиэвтектики.

Варьировали скорости движения лазерного луча при легировании покрытия V_4C , что привело к изменениям структуры: при v_1 наблюдали литую равновесную структуру, при v_2 – дендритную структуру. С повышением скорости до v_3 получили пересыщенную боридную и карбидоборидную структуру, которая при v_4 измельчилась. Такую же тенденцию изменения структуры наблюдали у покрытий без обмазок, а также легированных TaB, MoB.

Анализ графиков изменения микротвердости при варьировании скорости перемещения лазерного луча (рис. 2) показал следующие зависимости. Для покрытий, легированных MoB, с увеличением скорости движения лазерного луча росла микротвердость и достигала максимума при $v_4 = 10,30$ ГПа. При этом она ко-

лебалась от 5,72 до 10,30 ГПа. Большой разброс микротвердости говорит о гетерогенности структуры. С увеличением скорости движения лазерного луча до v_3 распределение микротвердости было более равномерным и составляло 6,10–8,51 ГПа. Мелкие дендриты насквозь пронизывали всю поверхность покрытия, что свидетельствует о повышении износостойкости.

В покрытиях, легированных TaB, тенденция изменения микротвердости сохранялась и достигала своего максимума – 17,2 ГПа при v_4 . В то же время при данной скорости отмечался сильный разброс микротвердости – 7,15–12,72 ГПа. Это говорит о неравномерности распределения легирующих элементов по площади покрытия. При скорости v_3 наблюдалась дендритная структура с более равномерным распределением микротвердости – 6,6–7,2 ГПа.

Для покрытий, легированных V_4C , наибольшая микротвердость (14,26 ГПа) достигалась на скорости v_1 и колебалась от 9,74 до 14,26 ГПа. При данной скорости карбиды имели форму игл, пронизывающих все покрытие.

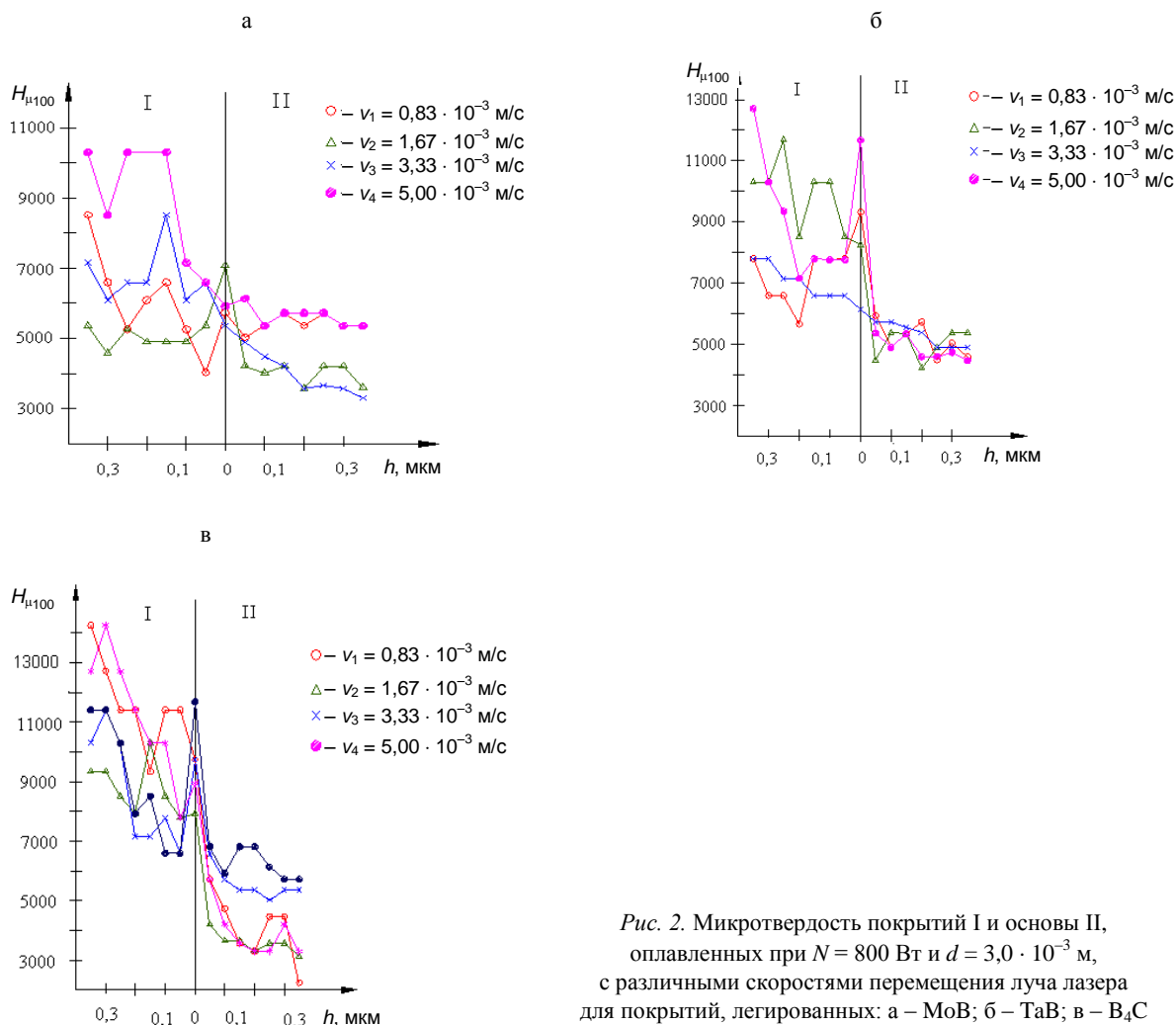


Рис. 2. Микротвердость покрытий I и основы II, оплавленных при $N = 800$ Вт и $d = 3,0 \cdot 10^{-3}$ м, с различными скоростями перемещения луча лазера для покрытий, легированных: а – МоВ; б – ТаВ; в – V_4C

Оптимальной для этого вида покрытий являлась скорость v_2 , при которой наблюдался разброс микротвердости 6,57–9,34 ГПа, микроструктура – мелкие дендриты.

Для каждого материала и каждой мощности лазерного воздействия существуют оптимальные соотношения между параметрами лазерного легирования, при которых глубина упрочненной зоны максимальна, а ее свойства высоки. Немаловажную роль в выборе оптимальных условий лазерного легирования играет характер микроструктуры в зоне воздействия луча лазера.

Проведенный количественный анализ показал, что пористость покрытий без оплавления максимальна и достигает 20–25 %.

Обсуждение результатов теоретических исследований. На пористость оказывала влияние скорость детали относительно лазерного луча. Рассмотрим кинетику нарастания плотно-

сти напыленного слоя с оплавлением его поверхности. Для этого используем кинетическое уравнение из [3]

$$\Delta F = F(\Pi) - F(\Pi_0) = (A_1 - A_2)(1 - e^{-\frac{1}{\tau}})P_C \tau + A_2 P_C t, \quad (1)$$

где A_1, A_2 – кинетические константы процесса припекания слоя, причем

$$A_i = A_{i0} e^{-\frac{E_{ai}}{kT}}.$$

Функцию пористости $F(\Pi)$ согласно [3] принимали в виде

$$F(\Pi) = \Pi - \ln \Pi. \quad (2)$$

Величину t/τ принимали для (1) в виде

$$\frac{t}{\tau} \approx \frac{d}{v\tau}. \quad (3)$$

Уравнение (1) запишется следующим образом:

$$\Delta F = C_1(1 - e^{-\frac{t}{\tau}}) + C_2 t, \quad (4)$$

где C_1 , C_2 , C_3 – вероятностное состояние порошковой среды, находящейся в фазе активности ($C_1 + C_2 + C_3 = 1$); C_1 быстро убывает по закону радиоактивного распада и стремится к нулю ($C_1 \rightarrow 0$), при этом $C_2 \approx 0$.

Результаты экспериментальных вычислений приведены в табл. 1, где диаметр пятна лазерного луча $d = 1 \cdot 10^{-3}$ м; $C_1 = 0,480$; $C_2 = 1,046$; $\tau = 0,057$ с. Отметим, что среднюю температуру в области слоя покрытия принимали за температуру спекания $T \approx 1509$ К.

Таблица 1

Зависимость пористости покрытия от скорости и температуры диаметра пятна лазерного луча

Номер опыта	$v \cdot 10^{-3}$, м/с	$\Pi_{\text{эксп}}$	$\Pi_{\text{теор}}$
1	0,83	0,05	0,05
2	1,70	0,10	0,10
3	3,33	0,13	0,14
4	5,00	0,16	0,16

Далее рассмотрим случай 2, когда при неизменных скорости луча лазера v и его мощности увеличили диаметр пятна d . Чтобы изучить кинетику уплотнения, за основу расчетов приняли формулу

$$\Delta F(\Pi) \approx A \exp\left(-\frac{E_0}{kT}\right) Pt. \quad (5)$$

Здесь t/τ определяли согласно (3), а для расчета температуры слоя использовали приближенное соотношение, учитывающее диаметр источника теплоты [4]:

$$T \approx \frac{2N_{\text{eff}}}{\pi \lambda d} + T_0. \quad (6)$$

Теперь выражение (5) примет вид

$$\ln[\Delta F(\Pi)] = C_1 - \frac{C_2 d}{C_3 + T_0 d} + \ln\left(\frac{d}{v}\right). \quad (7)$$

Результаты вычислений значений пористости согласно (6) и в сопоставлении их с экспериментом показали, что при $C_1 = 1,79$;

$C_2 = 1696,7$; $C_3 = 1,206$ и $v_5 = 1,7 \cdot 10^{-3}$ м/с они отличаются лишь для $d = 4 \cdot 10^{-3}$ м и составляют $\Pi_{\text{эксп}} = 0,14$ и $\Pi_{\text{теор}} = 0,15$, а для диаметров лазерного луча $1 \cdot 10^{-3}$; $2 \cdot 10^{-3}$; $3 \cdot 10^{-3}$ и $5 \cdot 10^{-3}$ м они одинаковы и равны 0,10; 0,11; 0,13 и 0,16 соответственно. Как видим, результаты сопоставления $\Pi_{\text{эксп}}$ и $\Pi_{\text{теор}}$ вполне удовлетворительные.

Теоретические и экспериментальные зависимости пористости от скорости луча лазера представлены на рис. 3. Как видно из рисунка, получено соответствие экспериментальных и теоретических данных.

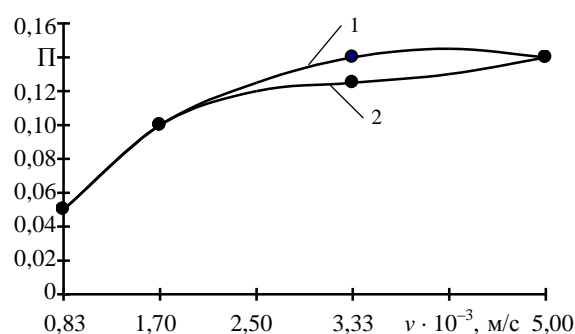


Рис. 3. Зависимость пористости оплавленных покрытий от скорости движения лазерного луча: 1 – теория; 2 – эксперимент

Варьируя скорости перемещения детали относительно луча лазера, получили различные значения пористости. Наименьших величин она достигла при v_1 . В этом случае на поверхности покрытия образуется расплавленная ванна, которая, имея повышенную жидкотекучесть благодаря высокой температуре, устремляется к подложке и растворяет лежащие ниже частицы порошка. Содержащийся в покрытии бор в сочетании с железом повышает жидкотекучесть расплава.

С возрастанием скорости движения детали относительно лазерного луча пористость увеличивается. Это связано с тем, что эвтектика не успевает залечить все поры. С увеличением диаметра пятна лазерного луча от $1,0 \cdot 10^{-3}$ до $5,0 \cdot 10^{-3}$ м при одинаковой скорости движения детали относительно лазерного луча $v_5 = 1,7 \cdot 10^{-3}$ м/с также возрастает пористость. Это связано с тем, что с увеличением диаметра пятна уменьшается энергозатраты.

Структуры напыленных плазменным методом покрытий без оплавления и после оплавления лучом лазера показаны на рис. 4.

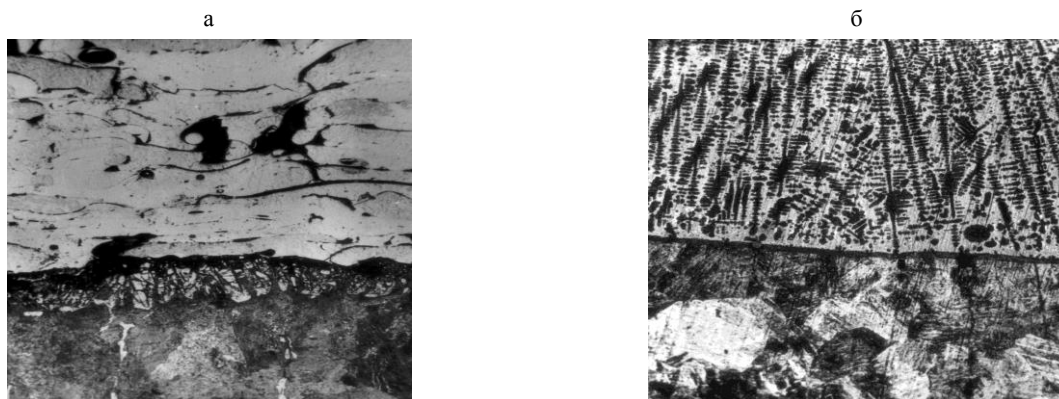


Рис. 4. Микроструктуры покрытий: а – напыление порошка ПР-Х4Г2Р4С2Ф без оплавления ($\times 200$); б – оплавление порошка ПР-Х4Г2Р4С2Ф при скорости движения лазерного луча $v_1 = 0,83 \cdot 10^{-3}$ м/с ($\times 400$)

В покрытиях после плазменного напыления наблюдали поры, отслоения покрытия от основы, свидетельствующие о недостаточности установленных химических связей. На поверхности основы, непосредственно прилегающей к покрытию, отмечено измельчение структуры.

Микроструктуру оплавленных лазером покрытий можно охарактеризовать как литую равновесную структуру с осями дендритов первого, второго и третьего порядков (рис. 4). Это свидетельствует о том, что покрытие пребывало достаточно долго в зоне лазерного облучения и в нем произошло перераспределение элементов. Упрочняющая фаза в виде дендритов, которые ориентированы под углом в 45° в направлении теплоотвода, пронизывает все покрытие

ВЫВОДЫ

1. Экспериментально и теоретически установлено, что пористость плазменных покрытий возрастает от 1 до 16 % с увеличением скорости детали относительно лазерного луча и его диаметра.

2. Механизм, объясняющий зависимость пористости от скорости луча лазера, по мнению автора, следующей. Бор и кремний, содержащиеся в порошке, способствуют раскислению окисных пленок, образовавшихся при напылении на основе и на частицах порошка, выведению кислорода в виде боросиликатного шлака и формированию монолитного покрытия, понижая пористость. С увеличением скорости до $5 \cdot 10^{-3}$ м/с окисные пленки не успевают раскислиться, что и приводит к повышению пористости до 16 %.

3. Использование лазерного модифицирования для упрочнения и восстановления позволя-

ет получить детали, обладающие упругой сердцевиной и твердыми поверхностными слоями, что особенно важно для рабочих поверхностей режущих инструментов измельчительного оборудования (например, во время размолла мясокостных смесей), работающих в тяжелых условиях.

ЛИТЕРАТУРА

1. Спиридонова, И. М. Структура и свойства железо-бороуглеродистых сплавов / И. М. Спиридонова // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 1984. – № 2. – С. 58–61.
2. Григорьянц, А. Г. Лазерная техника и технология: в 7 т. – Т. 3: Методы поверхностной лазерной обработки / А. Г. Григорьянц, А. Н. Сафонов; под ред. А. Г. Григорьянца. – М.: Высш. шк., 1987. – 191 с.
3. Дорожкин, Н. Н. Импульсные методы нанесения порошковых покрытий / Н. Н. Дорожкин, Т. М. Абрамович, В. К. Ярошевич; под ред. Г. А. Анисовича. – Минск: Наука и техника, 1985. – 279 с.
4. Приближенные соотношения для температуры в центре источника тепла, движущегося по поверхности тонкой пластины / Ю. И. Дударев [и др.] // *Физика и химия обработки материалов*. – 1998. – № 2. – С. 24–26.

REFERENCES

1. Spiridonova, I. M. (1984) Structure and Properties of Iron-Boron-Carbon Alloys. *Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov [Metal Science and Thermal Metal Treatment]*, 2, 58–61.
2. Grigoriantz, A. G., & Safonov, A. N. (1987) *Lazer Equipment and Ttechnology. Vol. 3: Methods of Laser Surface Treatment*. Moscow: Vysshaya Shkola.
3. Dorozhkin, N. N., Abramovich, T. M., Yaroshevich, V. K., & Anisovich, G. A. (1985) *Impulse Methods for Powder Coatings*. Minsk: Nauka i Tekhnika [Science and Technology].
4. Dudarev, Yu. I. (1998) Approximate Relationships for Temperature in the Center of Heat Source Moving along Thin Plate Surface. *Fizika i Khimia Obrabotki Materialov [Physics and Chemistry of Material Treatment]*, 2, 24–26.

Поступила 15.10.2013