

Дьяченко О.В., Кардаполова М.А., Девойно Ю.О.

ПЕРСПЕКТИВЫ ПОЛУЧЕНИЯ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Fe-Cr-B-Si ЛАЗЕРНЫМ МОДИФИЦИРОВАНИЕМ

Одним из эффективных методов повышения ресурса работы деталей машин является нанесение на поверхность изделий различных металлических защитных покрытий. Их использование в большинстве случаев является единственно возможным или наиболее экономически выгодным решением ряда технологических задач, в частности, повышения твердости, износостойкости [1].

Существующие методы повышения износостойкости рабочих поверхностей во многих случаях решают проблему обеспечения требуемого уровня эксплуатационных свойств. Однако ряд проблем в этой области по-прежнему остается актуальным для упрочнения и восстановления крупногабаритных и длинномерных деталей и деталей сложной формы.

Применение лазеров для оплавления покрытий позволяет избежать отрицательных явлений, имеющих место при использовании неконцентрированных источников нагрева (объемный, высокотемпературный разогрев деталей, усиление процессов отпуска и рекристаллизации, приводящие к разупрочнению материала основы, значительные температурные деформации) [2].

В качестве материалов покрытий, подвергаемых лазерному оплавлению широко применяются в основном традиционные самофлюсующиеся сплавы на основе никеля [3, 4]. Получаемые покрытия обладают высокими физико-механическими и эксплуатационными характеристиками, позволяющими упрочненным или восстановленным деталям надежно работать в условиях износа при граничном трении и трения со смазкой, но существенным недостатком таких покрытий является их высокая стоимость. Поэтому было предложено использовать самофлюсующиеся порошки на основе железа.

Сплавы системы Fe-Cr-B-Si обладают структурной чувствительностью к энергетическому воздействию и легирующим добавкам. Лазерное модифицирование позволяет точно дозировать подвод энергии и легирующих веществ, а характер получаемой структуры определяет качество упрочненного слоя. Дополнительное введение в сплав боридов и карбидов помогает не только в значительной степени повысить эксплуатационные характеристики, но и варьировать физико-механические свойства получаемых покрытий [5, 6].

Целью работы является изучение влияния параметров лазерной обработки и дополнительного легирования на формирование структуры и микротвердость, пористость, износостойкость порошков системы Fe-Cr-B-Si.

Методика исследований. Исследование микроструктуры, микротвердости и пористости проводили на образцах $\varnothing 50$ мм из стали 40Х. Для сравнительных испытаний износостойкости при сухом трении и использовали прямоугольные образцы из стали 40Х, сечением 10 x 10 и длиной около 30 мм. В качестве материала для напыления использовали самофлюсующийся сплав из порошка ПР-Х4Г2Р4С2Ф следующего химического состава (в %): Fe (83.1 – 87.6), В (3.3 – 4.3), Cr (3.5 – 4.5), Si (2.0 – 2.5), Mn (2.0 – 2.5), С (1.0 – 1.2), V (0.5 – 0.9), Al (0.05 – 0.5), Cu (0.05 – 0.5).

Подслой наносили на поверхность методом плазменного напыления с использованием установки УПУ-ЗД с источни-

ком питания ИПН-160/600 и плазматроном ПП-25 на режимах: $I = 250$ А, $U = 80$ В, $p = 0,06$ ГПа. Толщина слоя 0,6 мм.

Легирующие элементы наносили на поверхность плазменно напыленных покрытий в виде порошковых обмазок В₄С, ТаВ, МоВ на клеевой связке (3% клея «AGO» в ацетоне) [5]. Толщина слоя обмазки составляла 0.09 – 0.11 мм и контролировалась толщиномером МТ-40НЦ. Оплавление осуществляли с помощью непрерывного лазера ЛГН-702 мощностью $N = 800$ Вт при диаметре лазерного луча $d_1 = 1,0 \times 10^{-3}$ м, $d_2 = 3,0 \times 10^{-3}$ м, $d_3 = 5,0 \times 10^{-3}$ м со скоростями перемещения $v_1 = 50$ мм/мин, $v_2 = 100$ мм/мин, $v_3 = 150$ мм/мин, $v_4 = 200$ мм/мин, $v_5 = 300$ мм/мин с коэффициентами перекрытия $k_{пер} = 0,8, 1,0$ и $1,2$ с целью получения единого фазового состава и заданных свойств по всей толщине покрытия.

После напыления и оплавления образцы разрезали поперек лазерных дорожек для исключения влияния нестабильности температурных условий нагрева и охлаждения на краях образца.

Исследования пористости проводили металлографическим методом на микроскопе «Polyvar» фирмы «Reichert» при увеличении X 200 с полуавтоматическим анализатором изображения «МОР-АМОЗ» на поперечных нетравленных шлифах и на поверхности.

Для исследования микроструктур микрошлифы травили в 5-% растворе пикриновой кислоты в спирте, затем в 5-% растворе азотной кислоты в спирте.

Протравленные образцы были изучены на световом металлографическом микроскопе «Unimet» (Япония) при увеличении X 400.

Исследования износостойкости проводили на машине трения МТ – 1, предназначенной для ускоренных сравнительных испытаний материалов на износ (рис. 1).

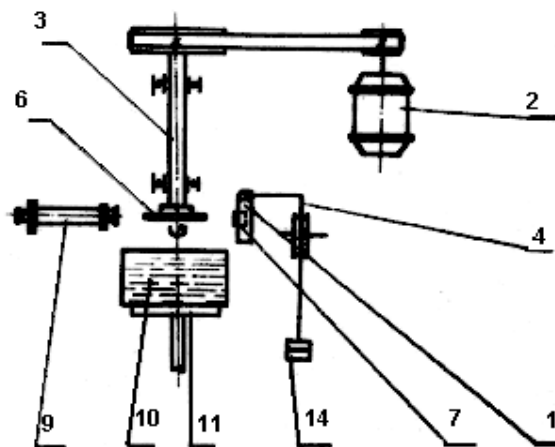


Рис. 1. Схема машины трения МТ-4.

Данная установка позволяет сократить время испытаний и обеспечить варьирование в широких пределах величины контактного давления.

Дьяченко О.В., аспирант кафедры «Порошковая металлургия» Белорусского национального технического университета.

Кардаполова М.А., кандидат технических наук, ведущий научный сотрудник Белорусского национального технического университета.

Беларусь, БНТУ, 220027, г. Минск, пр. Ф. Скорины, 65.

Испытание на изнашивание может осуществляться по схеме выгибания диском лунки на плоскости образца, т.е. при переменной поверхности трения. Диаметр диска 50 мм, толщина диска изменяется от 0,5 до 3 мм (в зависимости от условий испытаний). Испытываемый образец зажимается в головке рычага 1 и обращен своей боковой стороной к диску 6; при установке необходимо соблюдать параллельность осей образца и диска. Рычаг посажен на валик, на нижнем конце которого закреплена рукоятка, служащая для перемещения образца относительно диска. Груз 14, натягивая трос 13, перекинутый через ролик и закрепленный верхним концом на рычаге, в головке которого зажимается образец, создает нагрузку на образец. Машина смонтирована на вертикальной станине. Шпиндель приводится во вращение от электродвигателя 2 посредством клиноременной передачи через двухступенчатый шкив и имеет две скорости вращения: 460 об/мин и 840 об/мин.

К станине машины трения на поворотном рычаге прикреплена лупа Бриллея, позволяющая определять длину выработываемой лунки, не снимая образца. Образец в головке можно перемещать в вертикальном и горизонтальном направлении, что позволяет делать до 15 лунок на каждой стороне образца.

Исследовались плазменные покрытия легированные MoV, TaV и V_4C при нагрузках 3 кг, 5 кг и 7 кг.

В случае лазерного легирования MoV, TaV и V_4C плазменных покрытий режимы оплавления подбирали, а полученные данные исследовали одним из методов математического планирования – методом полного факторного эксперимента [7].

Поскольку число варьируемых параметров невелико, оказалось возможным реализовать полную реплику, в которой число опытов $Q=2$ в степени, соответствующей числу факторов n позволяющую в ходе эксперимента варьировать одновременно несколькими параметрами различной физической природы и получать раздельную, независимую оценку коэффициентов, что невозможно, например, при реализации дробной реплики. При этом необходимо, чтобы все независимые переменные, влияющие на процесс, изменялись на двух уровнях: минимальном и максимальном.

Серия состояла из 8 основных опытов. Полученная модель считалась линейной и учитывала взаимодействие факторов $Y=B_0+B_1X_1+B_2X_2+B_3X_3+B_{12}X_1X_2+B_{13}X_1X_3+B_{23}X_2X_3$. (1)

Для составления таблицы данных (матрицы планирования) находили пределы изменения основных входных параметров, в качестве которых были приняты технологические параметры лазерной обработки.

X_1 – скорость перемещения лазерного луча (фактически производилось перемещение образца под лучом)

X_2 – диаметр луча лазера в месте соприкосновения с поверхностью материала.

X_3 – коэффициент перекрытия лазерных дорожек, т.е. отношение шага поперечной подачи (расстояние между средними линиями дорожек) к диаметру пятна.

Параметром оптимизации служил износ покрытия Y .

Технологические факторы X_1 , X_2 и X_3 выбирали исходя из возможности их изменения при условии точного измерения их величин, а также учитывая их взаимную независимость (ортогональность).

Результаты исследований и их обсуждение. Наличие во всех покрытиях железной матрицы обусловило одинаковые закономерности влияния режимов лазерной обработки на характер формирования структуры для всех видов композиций. Нанесенные плазменные покрытия из самофлюсующегося сплава ПР-Х4Г2Р4С2Ф легированные MoV, TaV и V_4C имеют высокую твердость HRC 50 – 65 единиц. При $v_5 = 300$ мм/мин и микротвердость карбидов, боридов и карбоборидов 12,72 – 17,2 ГПа, находящиеся в более мягкой матрице 7,15 – 9,34 ГПа.

Это говорит об образовании многофазных гетерогенных структур.

На рис. 2 показаны структуры оплавленных лазером покрытий без обмазок при различных скоростях движения луча лазера.

Получаемые покрытия обладают в основном литой структурой с осями дендритов первого, второго и третьего порядков (рис. 2а). С увеличением времени нахождения в расплаве структура укрупняется. Повышение скорости движения лазерного луча (рис. 2б) уменьшает время кристаллизации покрытий, карбидо-боридная фаза выделяется в виде квазиэвтектики.

Установлена общая закономерность для покрытий без обмазок и легированных TaV, MoV и V_4C . При наименьшей скорости движения лазерного луча v_1 покрытие находится в условиях лазерного нагрева достаточно долго. Это приводит к выравниванию скорости кристаллизации карбидных и боридных фаз, α -твердого раствора железа. Покрытие полностью проплавляется с образованием литой структуры.

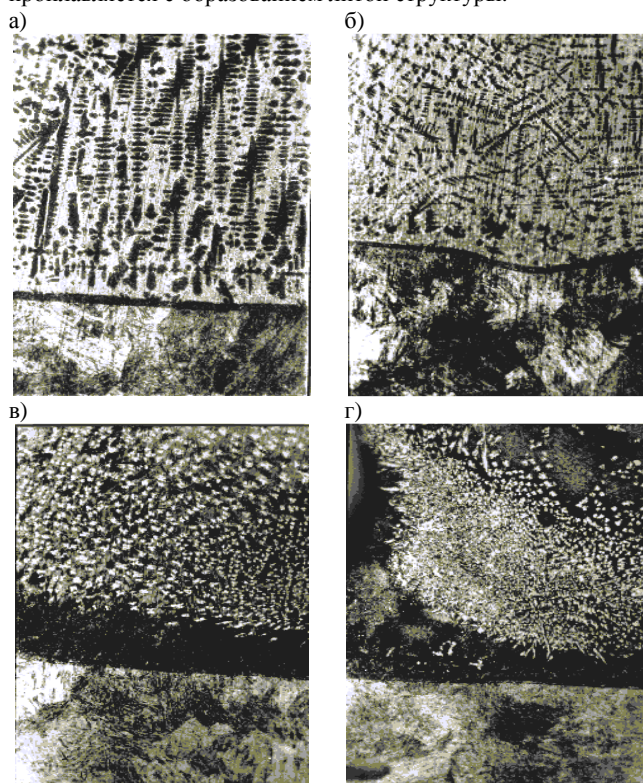


Рис. 2. Микроструктура покрытий, полученных оплавлением порошка ПР-Х4Г2Р4С2Ф без обмазки при различных скоростях движения лазерного луча.

Увеличение скорости до v_2 , в покрытиях, легированных V_4C , вызывает образование дендритной структуры, а в покрытиях, легированных TaV и MoV дендритная структура измельчается.

Повышение скорости лазерного луча до v_4 во всех рассматриваемых покрытиях приводит к дальнейшему измельчению дендритов.

Рост скорости лазерного луча до v_5 , сокращает время проплавления покрытия. Образуется пересыщенный твердый раствор, из которого выпадают бориды и карбиды.

Легирование TaV, MoV и V_4C фактически не изменяет картину биметаллического покрытия. Это говорит о том, что дополнительное введение обмазок, по-видимому, легирует твердый раствор на основе железа и в меньшей степени влияет на количество карбидо-боридной фазы.

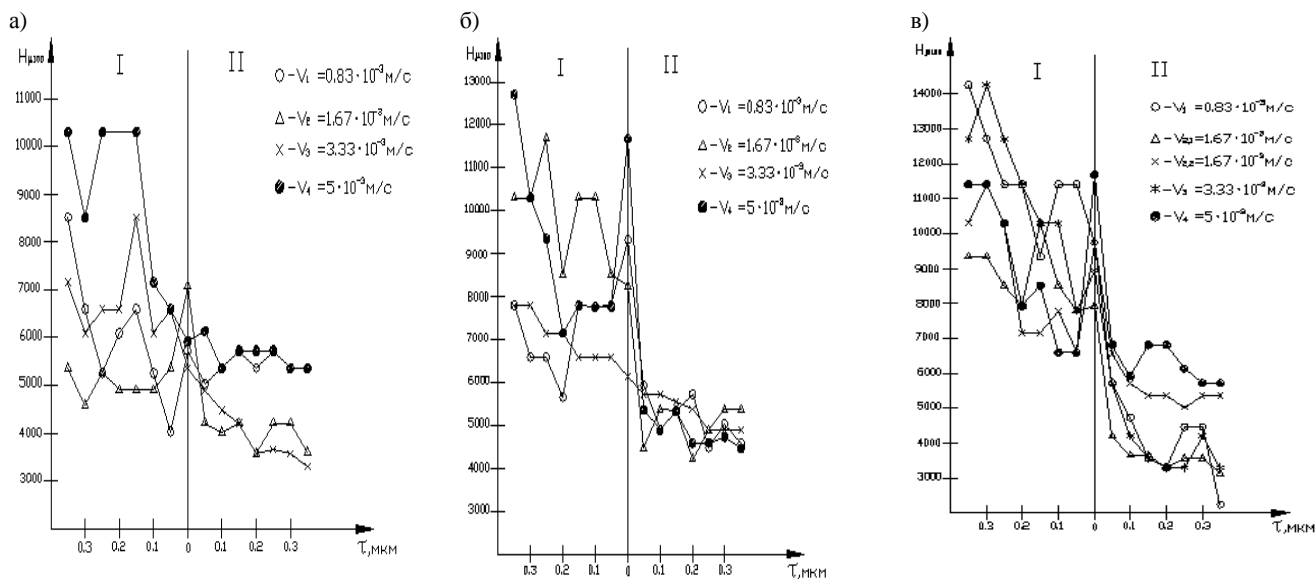


Рис. 3. Микротвердость покрытий I и основы II, оплавленных при $N = 800$ Вт и $d_2 = 3,0 \times 10^{-3}$ м, с различными скоростями его перемещения легированных: MoV (а), TaV (б), V_4C (в).

Замер микротвердости проводили на микротвердомере ПМТ-3 на травленных поперечных микрошлифах в покрытиях, переходной зоне и материале основы.

Анализ графиков изменения микротвердости при варьировании скорости перемещения лазерного луча (рис. 3), показал следующие зависимости.

Для покрытий, легированных MoV с увеличением скорости движения лазерного луча растет микротвердость и достигает максимума при $v_5 = 10,3$ ГПа. При этом она колеблется от 5,72 до 10,3 ГПа. Большой разброс микротвердости говорит о гетерогенности структуры. С увеличением скорости движения лазерного луча до v_5 распределение микротвердости более равномерно и составляет 6,1 – 8,51 ГПа. Мелкие дендриты насквозь пронизывают всю поверхность покрытия, повышая износостойкость.

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

Для покрытий, легированных V_4C , наибольшая микротвердость 14,26 ГПа достигается на скорости v_1 и колеблется от 9,74 до 14,26 ГПа. При данной скорости карбиды имеют форму игл, пронизывающих все покрытие.

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

Скорость перемещения детали относительно луча лазера и его диаметр также оказывают влияние на пористость получаемых покрытий без легирования.

На рис. 4 показаны структуры плазменно-напыленных покрытий без оплавления, и после оплавления лучом лазера.

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

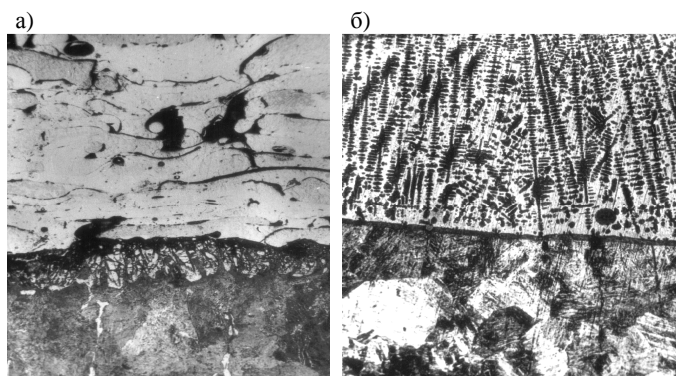


Рис. 4. Микроструктура покрытий, полученных: напылением порошка ПР-Х4Г2Р4С2Ф а) без оплавления; б) оплавлением порошка ПР-Х4Г2Р4С2Ф при скорости движения лазерного луча v_1 .

Микроструктуру оплавленных лазером покрытий можно охарактеризовать как литую равновесную структуру с осями дендритов первого, второго и третьего порядков. 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.

Уменьшение пористости достигается оплавлением покрытия лучом лазера. Варьируя скоростями перемещения детали относительно луча лазера, получаем различные ее значения. Наименьших значений пористость достигает при v_1 . При этом 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. Образуется дополнительное количество эвтектики Fe - В, которая, свободно перемещаясь между дендритами железа, и кристаллизуясь в последнюю очередь, залечивает зарождающиеся поры и трещины, тем самым, снижая склонность сплава к порообразованию и трещинообразованию.

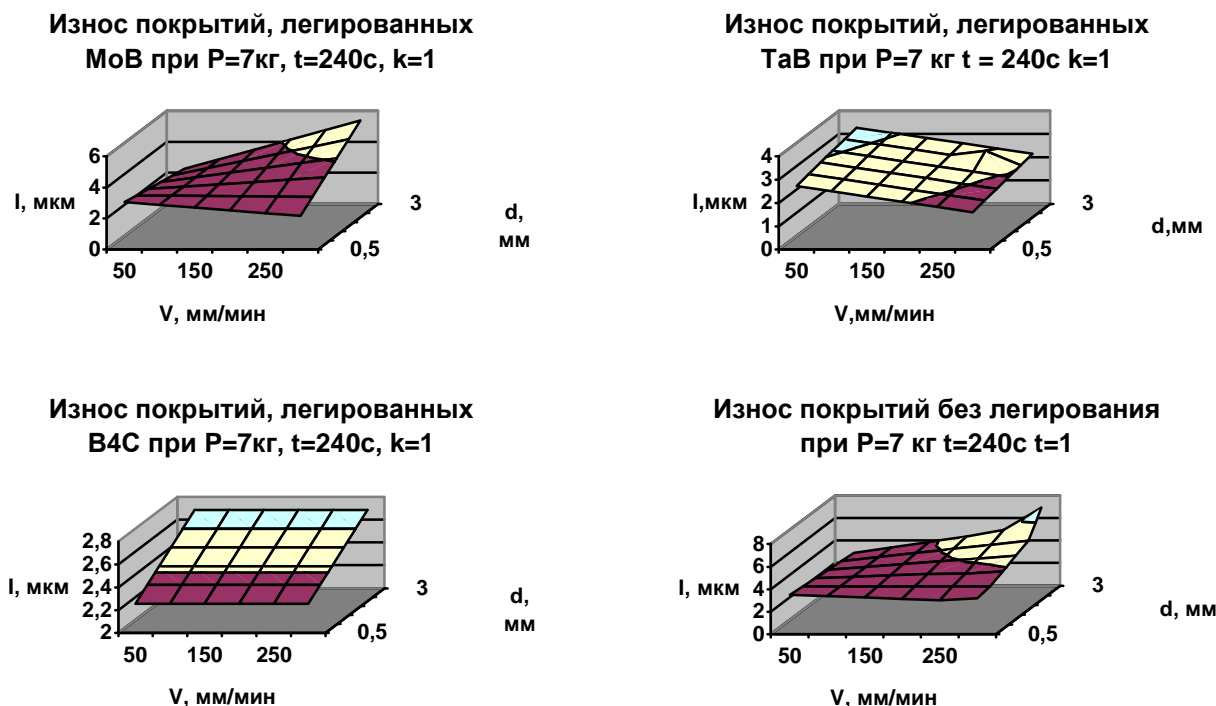


Рис. 5. Зависимости износа покрытий, легированных MoV, TaV и V₄C при коэффициенте перекрытия $k_{пер}=1$ при нагрузке P=7кг.

С возрастанием скорости движения детали относительно лазерного луча пористость увеличивается. Это связано с тем, что эвтектика Fe + V не успевает залечить все поры. С увеличением диаметра пятна лазерного луча от $1,0 \times 10^{-3}$ м до $5,0 \times 10^{-3}$ м при одинаковой скорости движения детали относительно лазерного луча $V_3 = 150$ мм/мин, также возрастает пористость. Это связано с тем, что с увеличением диаметра пятна уменьшается энерговыход.

Параметры лазерного легирования также оказывают влияние на износостойкость покрытий. Исследовались плазменные покрытия легированные MoV, TaV и V₄C при нагрузках 7 кг.

Получены адекватные модели поверхностей отклика которые позволяют судить о степени влияния параметров $X_1 - X_3$ на износ Y при лазерном легировании MoV, TaV и V₄C плазменно-напыленных покрытий.

Для MoV модель выглядит следующим образом:

$$Y = 2,881 + 0,304X_1 + 0,354X_3 + 0,321X_1X_2 + 0,238X_1X_3$$

для TaV

$$Y = 3,108 + 0,217X_2 + 0,275X_3 + 0,225X_1X_3$$

для V₄C

$$Y = 2,513 + 0,171X_2 - 0,213X_3 + 0,154X_1X_3$$

Построены зависимости износа плазменных покрытий после лазерного легирования MoV, TaV и V₄C при коэффициенте перекрытия $k_{пер} = 0,8, 1,0$ и $1,2$ (рис. 5). Для покрытий легированных MoV и TaV отчетливо прослеживается зависимость: с повышением скорости луча лазера износ увеличивается. Для покрытий, легированных карбидом бора износ остается постоянным. Для всех покрытий с ростом диаметра луча износ увеличивается.

Выводы.

1. Параметры лазерного луча и введение легирующих обмазок оказывают значительное влияние на микротвердость и структуру получаемых покрытий. Структура модифицированных покрытий изменяется от литой равновесной до мелкой квазиэвтектической.

2. Наиболее сильно влияние на увеличение микротвердости оказывает легирование покрытий карбидом бора.

3. Установлено, что пористость газотермических покрытий растет с увеличением скорости детали относительно лазерного луча и диаметра луча от 1 до 16 %.

4. Износостойкость легированных покрытий в 1,5 – 2 раза выше, чем у оплавленных лазером без легирования и сохраняется с увеличением нагрузки.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Голубец В.М., Пашечко И.М. Износостойкие покрытия из эвтектики на основе системы Fe – Mn – C – B – Киев: Наук. Думка., 1989. – 160 с.
2. А.П. Достанко, Н.К. Толочко, С.Е. Карпович и др. / Под общей редакцией А.П. Достанко, Н.К. Толочко. Технология и техника прецизионного лазерного модифицирования твердотельных структур. – Мн.: Технопринт, 2002. – 375 с.
3. Борисов Ю.С., Горбатов И.Н., Калиновский Б.Р. и др. Получение и структура покрытий на основе Ni–Cr–B–Si сплавов // Порошковая металлургия, 1985, - № 9. - С. 22 –26.
4. Ларионов В.П., Болотина Н.П., Аргунова Т.В., Тюнин В.Д., Лебедев Н.П. Влияние лазерной обработки на структуру и состав плазменно-напыленных покрытий системы Ni–Cr–B–Si–C // ФХОМ. – 1987, № 1. – С. 74 - 78.
5. Спиридонова И.М. Структура и свойства железобороуглеродистых сплавов / Металловедение и термическая обработка металлов. – 1984. - № 2. - С. 58 –61.
6. Чачин В.Н., Спиридонов Н.Б., Кардаполова М.А., Девойно О.Г., Лазнев В.К. Термодинамика плазменного напыления механических смесей на основе самофлюсующихся сплавов // Весті АН БССР, сер. фіз.-тэхн. навук – 1987 - № 3 – С. 51 – 56.
7. Новик Ф.С. Математические методы планирования экспериментов в металлвоведении. Планирование промышленных экспериментов. – М.: Машиностроение, 1971.