

УДК 621.793.71

**ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ОБРАБОТКИ ИМПУЛЬСАМИ
ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ ПЛАЗМЕННЫХ ПОКРЫТИЙ
ИЗ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНОЙ
ОКСИДНОЙ КЕРАМИКИ**

*Канд. техн. наук ОКОВИТЫЙ В. А.,
докт. техн. наук, проф., чл.-кор. НАН Беларуси ПАНТЕЛЕЕНКО Ф. И.,
докт. техн. наук, проф. ДЕВОЙНО О. Г., инж. ПАНТЕЛЕЕНКО А. Ф., асп. ОКОВИТЫЙ В. В.*

Белорусский национальный технический университет

E-mail: vasil_oka@inbox.ru

Целью работы является оптимизация технологических параметров упрочняющей высокоэнергетической обработки напыленных покрытий из материалов на основе оксидной керамики с включениями твердой смазки. Приведены результаты исследования влияния плотности мощности и суммарного количества импульсов лазерного излучения в пятне обработки на толщину обработанных слоев покрытия из материалов на основе оксидной керамики. Для рассматриваемых износостойких покрытий необходимы повышенные когезионная и адгезионная прочности. Поэтому суммарное количество импульсов должно обеспечить оплавление и уплотнение покрытий по всей толщине, что будет в полной мере способствовать получению упрочненных нанокристаллических и аморфных структур.

Методика исследования основана на комплексных металлографических, рентгеноструктурных и электронно-микроскопических исследованиях модифицированных структурных элементов композиционных покрытий при их обработке высококонцентрированными источниками энергии. Выявлены следующие основные процессы формирования упрочненных плазменных покрытий: 1) уплотнение напыленных материалов за счет теплового и ударно-волнового воздействий импульсами лазерного излучения. При этом снижается пористость материалов, возрастают когезионная и адгезионная прочности покрытий, измельчается зеренная структура, формируются аморфные и нанокристаллические фазы повышенной прочности, о чем свидетельствует увеличение усредненной микротвердости нанесенных композиций; 2) длительность теплового воздействия импульсом лазерного излучения на материал достаточна для активизации химических процессов на границах основных фаз композиционного покрытия. В результате образуются тонкодисперсные (в том числе наноразмерные) соединения, которые упрочняют границы основных фаз и покрытие в целом. Это подтверждается результатами рентгенофазового анализа.

Ключевые слова: обработка импульсами лазерного излучения, плазменное покрытие, многофункциональная оксидная керамика.

Ил. 4. Табл. 2. Библиогр.: 10 назв.

**INVESTIGATION OF PROCESSES ON TREATMENT OF PLASMA COATINGS MADE
OF MATERIALS BASED ON MULTIFUNCTIONAL OXIDE CERAMICS
WITH LASER IRRADIATION IMPULSES**

OKOVITY V. A., PANTELEENKO F. I., DEVOINO O. G., PANTELEENKO A. F., OKOVITY V. V.

Belorussian National Technical University

The purpose of the presented paper is to optimize technological parameters of hardening high-energy processing used for sprayed coatings made of materials based on oxide ceramics with inclusions of solid lubricant. The paper presents results of the investigations on influence of power density and total number of laser irradiation impulses in a spot treatment on thickness of treated coating layers made of materials based on oxide ceramics. The considered wear-resistant coatings require increased cohesive and adhesive strength. Therefore, the total number of impulses should ensure melting and sealing of the coatings along the whole thickness that will fully contribute to obtain hardened nano-crystalline and amorphous structures.

The work is based on complex metallography, X-ray diffraction and electron-microscopic investigations on modified structural elements of composite coatings being treated with highly concentrated energy sources. The following main processes of hardened plasma coating formations have been revealed in the paper: com-

paction of sprayed materials due to thermal and shock-wave impacts of laser irradiation impulses. In this case material porosity is decreasing, cohesive and adhesive strength of coatings is increasing, grain structure is crushed, amorphous and nano-crystalline phases of higher strength are formed all these facts are evidenced by an increase in average micro-hardness of deposited compositions. Duration of thermal laser irradiation impulse impact on the material is sufficient to activate chemical processes in the boundaries of main phases of the composite coating. This leads to formation of finely dispersed (including nanoparticle size) compounds that strengthen boundaries of the main phases and the coating as a whole. This is confirmed by the results of an X-ray diffraction analysis.

Keywords: laser irradiation impulse treatment, plasma coating, multifunctional oxide ceramics.

Fig. 4. Tab. 2. Ref.: 10 titles.

Введение. Методика оптимизации лазерной обработки базируется на необходимости получения упрочненных аморфных или близких к ним нанокристаллических структур покрытий, являющихся объектом исследований. Для этого наиболее приемлемы жесткие режимы, критерием оптимизации которых служит максимальная степень локального оплавления и уплотнения напыленных композиций при отсутствии признаков теплового разрушения их поверхности. Чем выше степень кратковременного оплавления композиции, содержащей различные фазы (в том числе тугоплавкие), тем больше центров последующей кристаллизации (аморфизации) материала, из которых при сверхбыстром охлаждении развиваются упрочненные структуры [1]. В качестве технологического оборудования применяют твердотельный квазистационарный лазерный излучатель. Он позволяет обрабатывать покрытия импульсами лазерного луча длительностью до 4 мс, полученными в режиме свободной генерации. Важной составляющей технологии является среда, в которой осуществляется обработка. Целесообразно применение азота для защиты от окисления, затрудняющего теплоотвод от обрабатываемого материала, для дополнительного охлаждения расплава, что актуально при формировании упрочненных наноструктурных и аморфных фаз [2–4]. Для оптимизации жестких режимов лазерной обработки по вышеупомянутому критерию необходимо исследовать влияние плотности мощности импульса лазерного излучения на степень оплавления напыленных композиций. При варьировании плотности мощности учитывали, что форма импульсов излучения твердотельных лазеров в режиме свободной генерации определяется формой импульсов тока накачки [5]. При этом регулирование амплитудно-временных параметров излучения можно осуществлять по электрическому тракту лазера путем изменения

схемы разрядного контура ламп накачки. Конструкция разрядного блока установки позволяет последовательно включать в разрядный контур отдельные LC-секции. Интервал задержки разряда в каждой из секций регулируется независимо.

Таким образом, варьирование плотности мощности излучения (W) осуществляют с использованием LC-секций [6–8]. При этом в процессе подключения блока питания установки постепенным изменением уровня накачки выбирают режим импульса лазерного луча, при котором начинается оплавление покрытия (судят по внешнему виду обработанной поверхности нанесенного материала). Выбранному режиму соответствует определенная плотность мощности излучения, которая входит в интервал варьирования W при лазерной обработке покрытий, являющихся объектом исследований. Наряду с плотностью мощности оптимизировали суммарное количество импульсов лазерного излучения в пятне обработки. Указанный технологический параметр влияет на толщину обработанных слоев покрытия [9]. Для рассматриваемых износостойких покрытий необходимы повышенная когезионная и адгезионная прочности. Поэтому суммарное количество импульсов должно обеспечить оплавление и уплотнение покрытий по всей толщине, что будет в полной мере способствовать получению упрочненных нанокристаллических и аморфных структур за счет факторов, о которых упоминалось выше.

Оценку степени оплавления и уплотнения проводили при исследовании шлифов поперечного сечения обработанных покрытий на металлографическом микроскопе MeF-3 фирмы Reichert (Австрия) и на анализаторе изображения AutoScan. Последний служит для получения обобщенной количественной информации о пористости обработанных покрытий и выкошенных при подготовке шлифов частицах.

Такая информация позволяет судить о степени оплавления и уплотнения напыленных материалов при тепловом воздействии лучом лазера. При изучении свойств нанесенных композиций, обработанных на оптимальных режимах, о формировании упрочненных нанокристаллических и аморфных структур судили по возрастанию усредненной микротвердости композиционных материалов в сравнении с необработанными плазменными покрытиями [10].

Оптимизация обработки плазменных покрытий из материалов на основе многофункциональной оксидной керамики с включениями твердой смазки импульсами лазерного излучения. Согласно методическому подходу, при варьировании технологических параметров изменяли плотность мощности излучения и суммарное количество импульсов лазерного луча в пятне обработки. Результаты оптимизации плотности мощности излучения представлены в табл. 1.

Таблица 1

Результаты исследований по оптимизации плотности мощности излучения

Покрытие, метод	Плотность мощности импульса лазерного луча, $\times 10^5$ Вт/см ²	Показатель пористости на шлифах обработанного покрытия, %
Al ₂ O ₃ -TiO ₂ – 12 % (CaF ₂ -Ni), СВС	3,5	3,6–4,5
	4,5	3,2–3,9
	5,5	3,0–3,6
	6,0	2,9–3,4
	6,5	3,1–3,5
Al ₂ O ₃ -TiO ₂ – 12 % (CaF ₂ -Ni), агломерирование	4,0	4,2–5,0
	5,0	3,8–4,1
	6,0	3,4–3,9
	7,0	3,3–3,6
Al ₂ O ₃ -TiO ₂ – 12 % (MoS ₂ -Ni), СВС	3,5	3,3–4,1
	4,5	3,0–3,7
	5,5	2,8–3,4
	6,0	2,5–3,0
	6,5	2,7–3,2
Al ₂ O ₃ -TiO ₂ – 12 % (MoS ₂ -Ni), агломерирование	4,0	4,0–4,7
	5,0	3,4–3,8
	6,0	3,2–3,6
	7,0	3,1–3,4

Согласно данным табл. 1, оптимальная плотность мощности излучения W при обработке композиций Al₂O₃-TiO₂ – 12 % (MoS₂-Ni) и Al₂O₃-TiO₂ – 12 % (CaF₂-Ni), полученных методом СВС, находится в пределах (3,5–6,0) \times

$\times 10^5$ Вт/см², а для Al₂O₃-TiO₂ – 12 % (MoS₂-Ni) и Al₂O₃-TiO₂ – 12 % (CaF₂-Ni), полученных методом агломерирования мелкодисперсной шихты с последующим высокотемпературным спеканием, – в пределах (4,0–6,5) $\cdot 10^5$ Вт/см². Об этом свидетельствует динамика возрастания степени оплавления, уплотнения обработанных композиций и соответствующего изменения пористости, желаемого уменьшения которой (по критерию оптимизации) при W более $6,0 \cdot 10^5$ (или $6,5 \cdot 10^5$) Вт/см² практически не происходит. Снижение эффективности теплоотдачи объясняется значительным содержанием в покрытиях тугоплавкой и твердой оксидной фазы (более 80 %), препятствующей возрастанию степени оплавления и уплотнения покрытий. Кроме того, при дальнейшем увеличении W наблюдается нежелательное тепловое разрушение поверхностей обрабатываемых материалов. Характерный вид такого разрушения с образованием «кратеров» показан на рис. 1.

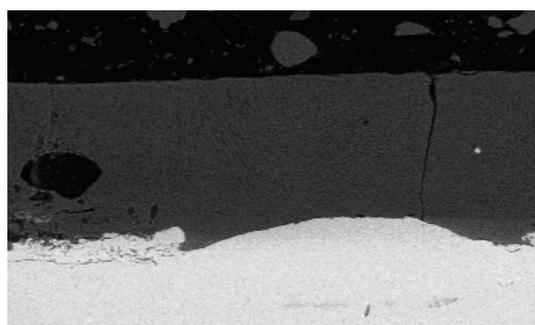


Рис. 1. Следы теплового разрушения поверхности покрытия Al₂O₃-TiO₂ – 12 % (MoS₂-Ni), полученного методом СВС, после импульсной лазерной обработки при W , больше оптимального значения

Наряду с плотностью мощности импульсного излучения для формирования полностью оплавленных по всей толщине покрытий (0,5–0,6 мм) оптимизировали суммарное количество импульсов лазерного луча в пятне обработки. По результатам металлографического анализа нетравленных шлифов установлено, что необходимое и достаточное количество импульсов для покрытий из порошков Al₂O₃-TiO₂ – 12 % (MoS₂-Ni) и Al₂O₃-TiO₂ – 12 % (CaF₂-Ni), полученных методом СВС, составляет четыре-пять воздействий, а для покрытий из порошков Al₂O₃-TiO₂ – 12 % (MoS₂-Ni) и Al₂O₃-TiO₂ – 12 % (CaF₂-Ni), полученных методом агломе-

рирования мелкодисперсной шихты с последующим высокотемпературным спеканием, – три-четыре воздействия. Дополнительные импульсы неэффективны, так как их многократное повторение ухудшает геометрию поверхности покрытия из-за теплового разрушения. Это усложняет заключительную механическую обработку нанесенных материалов, поскольку увеличивается припуск, который должен быть минимальным и достаточным из-за значительной стоимости материалов покрытий и проблематичности их резания вследствие твердости и износостойкости.

Согласно полученным результатам, суммарное количество импульсов лазерного излучения значительно меньше в сравнении с рассмотренными на предыдущем этапе импульсами плазменной струи (11–14) при воздействии на те же покрытия. Это объясняется длительностью воздействий, которая соответственно составляет 4 мс и 400 мкс. При существенно большей длительности заметно возрастают зона концентрации энергии и толщина слоя, обработанного единичным импульсом лазерного излучения, снижается суммарное количество воздействий для оплавления покрытий по всей толщине. Обобщенная информация о результатах исследований по оптимизации технологических параметров представлена в табл. 2.

Таблица 2

Оптимизированные технологические параметры импульсной лазерной обработки

Покрытие, метод	Режим обработки покрытия лучом лазера импульсного действия	
	Плотность мощности излучения, $\times 10^5$ Вт/см ²	Суммарное количество импульсов луча в пятне обработки
Al ₂ O ₃ -TiO ₂ – 12 % (CaF ₂ -Ni), СВС	5,5–6,0	4–5
Al ₂ O ₃ -TiO ₂ – 12 % (CaF ₂ -Ni), агломерирование	6,0–6,5	3–4
Al ₂ O ₃ -TiO ₂ – 12 % (MoS ₂ -Ni), СВС	5,5–6,0	4–5
Al ₂ O ₃ -TiO ₂ – 12 % (MoS ₂ -Ni), агломерирование	6,0–6,5	3–4

Примечание. Диаметр пятна обработки составляет 8,0 мм.

Изучение покрытий с модифицированной структурой, полученной на оптимизированных режимах обработки импульсами лазерного излучения. Микроструктура покрытий, полученных на оптимизированных режимах обработки, показана на рис. 2, 3. Как и в случае технологии импульсно-плазменных воздействий, рассмотренной на предыдущем этапе, слои покрытий представляют собой оплавленный металлокерамический материал. При оплавлении активизируется химическое взаимодействие на границах основных фаз нанесенных композиций. Продуктами химического взаимодействия могут быть тонкодисперсные (в том числе наноразмерные) образования, которые упрочняют границы основных фаз и покрытие в целом. Необходимо отметить достаточно равномерное распределение структурных элементов. Все это способствует увеличению износостойкости нанесенных композиций.

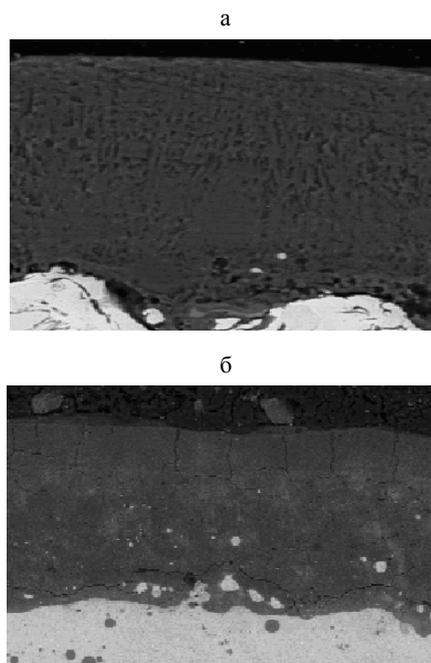


Рис. 2. Микроструктура покрытия Al₂O₃-TiO₂ – 12 % (CaF₂-Ni) ($\times 500$) после обработки импульсами лазерного излучения: а – метод СВС; б – метод агломерирования мелкодисперсной шихты с последующим высокотемпературным спеканием

Что касается геометрии поверхности полученных покрытий, то в сравнении с напыленным материалом (без лазерной обработки) снизилась высота микронеровностей. За счет оптимизации технологических параметров ла-

зерного излучения отсутствуют «кратеры» теплового разрушения поверхности. Как и в случае технологии импульсно-плазменных воздействий, к особенностям структуры нанесенных композиций относится усложнение травления ее элементов. Увеличение количества неотравленных участков свидетельствует о наличии упрочненных аморфных или близких к ним нанокристаллических структур с высокой коррозионной стойкостью, практически нерастворимых в кислотных травителях.

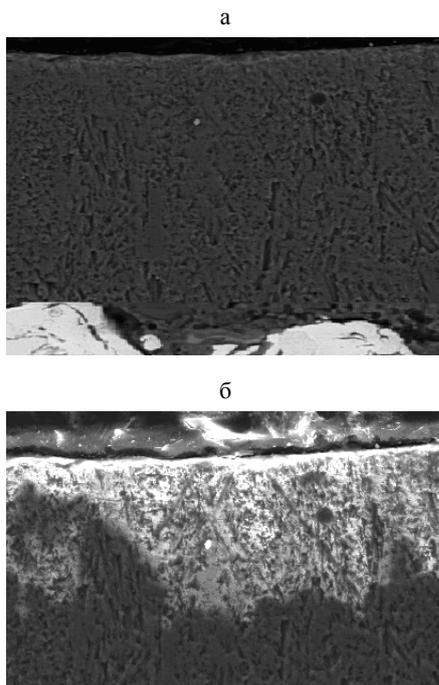


Рис. 3. Микроструктура покрытия $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2 - 12\% (\text{MoS}_2\text{-Ni}) (\times 500)$ после обработки импульсами лазерного излучения: а – метод СВС; б – метод агломерирования мелкодисперсной шихты с последующим высокотемпературным спеканием

В соответствии с методическим подходом при изучении свойств полученных покрытий оценивали их усредненную микротвердость H . Замеры величины H (ГОСТ 9450–76) выполняли в пяти поясах по длине поперечного сечения покрытия толщиной 0,5–0,6 мм. Замеры, соответствующие переходной зоне от покрытия к подложке, не учитывали. Изменение параметра H для различных композиций показано на рис. 4. Согласно рис. 4, в сравнении с импульсно-плазменной обработкой наблюдается уменьшение микротвердости, что объясняется снижением степени локальности оплавления мате-

риала от воздействия импульсом лазерного излучения. Снижается скорость охлаждения расплава за счет теплоотвода в подложку. Уменьшаются количество аморфных фаз покрытия, степень измельчения его зеренной структуры и значение параметра H . Анализ полученных результатов свидетельствует о том, что наряду с импульсно-плазменной обработкой рассмотренная лазерная технология позволяет улучшать свойства покрытий из порошков $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2 - 12\% (\text{MoS}_2\text{-Ni})$ и $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2 - 12\% (\text{CaF}_2\text{-Ni})$, полученных методами СВС и агломерирования мелкодисперсной шихты с последующим высокотемпературным спеканием.

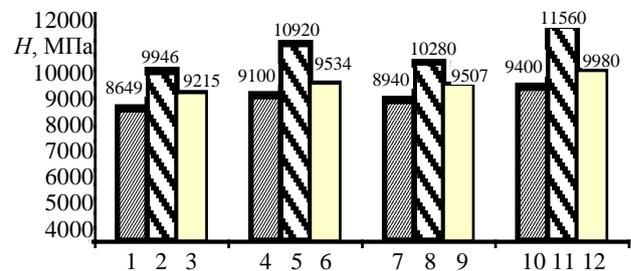


Рис. 4. Микротвердость покрытий $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2 - 12\% (\text{CaF}_2\text{-Ni})$ (1, 2, 3 – агломерирование; 4, 5, 6 – СВС) и $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2 - 12\% (\text{MoS}_2\text{-Ni})$ (7, 8, 9 – агломерирование; 10, 11, 12 – СВС): 1, 3, 5, 7 – после плазменного напыления; 2, 4, 6, 8 – после импульсно-плазменной обработки напыленных материалов; 3, 6, 9, 12 – после обработки лучом лазера импульсного действия

Механизм упрочнения напыленных плазменных покрытий из порошков, полученных методами СВС и агломерирования мелкодисперсной шихты с последующим высокотемпературным спеканием при их высокоэнергетической обработке. С учетом полученных результатов можно выделить следующие основные процессы формирования упрочненных плазменных покрытий.

1. Уплотнение напыленных материалов за счет теплового и ударно-волнового воздействий импульсами плазмы и лазерного излучения. При этом снижается пористость материалов, возрастают когезионная и адгезионная прочности покрытий.

2. Сверхбыстрое охлаждение оплавленных слоев покрытий толщиной 30–250 мкм с теплоотводом в «холодную» подложку. При этом измельчается зеренная структура, формируются

аморфные и нанокристаллические фазы повышенной прочности, о чем свидетельствует увеличение усредненной микротвердости нанесенных композиций.

3. Длительность теплового воздействия импульсом лазерного излучения на материал достаточна для активизации химических процессов на границах основных фаз композиционного покрытия. В результате образуются тонкодисперсные (в том числе наноразмерные) соединения, которые упрочняют границы основных фаз и покрытие в целом. Это подтверждается результатами рентгенофазового анализа. Увеличивается количество разориентированных фаз композиционного покрытия, которые способствуют получению дислокационной структуры. Дислокации формируются также за счет микротрещин и микропор основной оксидной фазы. Подобная структура, насыщенная каналами диссипации энергии, существенно снижает скорость накопления концентраций внутренней энергии покрытия от трения. Тем самым уменьшается возможность развития очагов разрушения поверхностей трения покрытий.

4. Улучшение напряженного состояния обрабатываемых покрытий. При воздействии импульсами плазмы и лазерного излучения происходят оплавление и сверхбыстрое охлаждение тонких слоев с формированием наноразмерной зеренной структуры. Чем меньший размер имеет устойчивый зародыш кристалла, тем больше центров кристаллизации возникает в единицу времени. Взаимный контакт стремящихся к росту наноразмерных кристаллических зерен вызывает упругопластическую деформацию сжатия по их границам. Образуются сжимающие напряжения, уравнивающиеся в смежных наноразмерных зернах и в пределах кристаллической решетки зерна. Такие напряжения положительно влияют на сопротивление материалов разрушению от процессов трения.

5. Отсутствие нежелательной рекристаллизации сформировавшихся упрочненных слоев покрытий. Это обусловлено развитием процессов послойной обработки в глубь покрытия (предыдущие уплотненные слои со сниженной пористостью и возросшей теплопроводностью не нагреваются до критических температур).

Использование изученного механизма в сочетании с регулировкой и оптимизацией технологических параметров высокоэнергетической обработки позволяет наносить упрочненные газотермические покрытия с аморфизированной и нанокристаллической структурами.

ВЫВОДЫ

1. Проведены исследования и оптимизированы технологические параметры упрочняющей высокоэнергетической обработки напыленных покрытий из материалов на основе оксидной керамики с включениями твердой смазки, полученных методами агломерирования мелкодисперсной шихты с последующим высокотемпературным спеканием и самораспространяющегося высокотемпературного синтеза. Оптимизация выполнена при исследовании процессов структурообразования с оплавлением, уплотнением и высокоскоростным охлаждением покрытий. Согласно разработанной методике, критерием оптимизации режимов служила максимальная степень локального оплавления и уплотнения напыленных композиций при отсутствии признаков разрушения покрытий от воздействий импульсами лазерного излучения. Энергия воздействий генерировалась с применением твердотельного квазистационарного лазерного излучателя.

2. По результатам металлографического анализа нетравленных шлифов установлено, что необходимое и достаточное количество импульсов лазерного излучения для покрытий из порошков $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2 - 12\% (\text{MoS}_2\text{-Ni})$ и $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2 - 12\% (\text{CaF}_2\text{-Ni})$, полученных методом СВС, составляет четыре-пять воздействий, а для покрытий из порошков $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2 - 12\% (\text{MoS}_2\text{-Ni})$ и $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2 - 12\% (\text{CaF}_2\text{-Ni})$, полученных методом агломерирования мелкодисперсной шихты с последующим высокотемпературным спеканием, – три-четыре воздействия. Оптимальные плотности мощности излучения W при обработке композиций $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2 - 12\% (\text{MoS}_2\text{-Ni})$ и $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2 - 12\% (\text{CaF}_2\text{-Ni})$, полученных методом СВС, находятся в пределах $(3,5\text{--}6,0) \cdot 10^5 \text{ Вт/см}^2$, а для $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2 - 12\% (\text{MoS}_2\text{-Ni})$ и $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2 - 12\% (\text{CaF}_2\text{-Ni})$, полученных методом агломерирования мелкодисперсной шихты с последу-

ющим высокотемпературным спеканием, – в пределах $(4,0-6,5) \cdot 10^5$ Вт/см². Согласно полученным результатам, суммарное количество импульсов лазерного излучения значительно меньше в сравнении с импульсами плазменной струи (11–14) при воздействиях на те же покрытия. Это объясняется длительностью воздействий, которая соответственно составляет 4 мс и 400 мкс. При существенно большей длительности заметно возрастают зона концентрации энергии и толщина слоя, обработанного единичным импульсом лазерного излучения, снижается суммарное количество воздействий для оплавления покрытий по всей толщине. С учетом полученных результатов можно выделить следующие основные процессы формирования упрочненных плазменных покрытий:

- уплотнение напыленных материалов за счет теплового и ударно-волнового воздействий импульсами лазерного излучения. При этом снижается пористость материалов, возрастают когезионная и адгезионная прочности покрытий;

- сверхбыстрое охлаждение оплавленных слоев покрытий толщиной 30–250 мкм с теплоотводом в «холодную» подложку. При этом измельчается зеренная структура, формируются аморфные и нанокристаллические фазы повышенной прочности, о чем свидетельствует увеличение усредненной микротвердости нанесенных композиций;

- длительность теплового воздействия импульсом лазерного излучения на материал достаточна для активизации химических процессов на границах основных фаз композиционного покрытия. В результате образуются тонкодисперсные (в том числе наноразмерные) соединения, которые упрочняют границы основных фаз и покрытие в целом. Это подтверждается результатами рентгенофазового анализа. Увеличивается количество разориентированных фаз композиционного покрытия, которые способствуют получению дислокационной структуры. Дислокации формируются также за счет микротрещин и микропор основной оксидной фазы. Подобная структура, насыщенная каналами диссипации энергии, существенно снижает скорость накопления концентраций внутренней энергии покрытия от трения. Тем самым уменьшается возможность развития

очагов разрушения поверхностей трения покрытий;

- улучшение напряженного состояния обрабатываемых покрытий. При воздействии импульсами лазерного излучения происходят оплавление и сверхбыстрое охлаждение тонких слоев с формированием наноразмерной зеренной структуры. Чем меньший размер имеет устойчивый зародыш кристалла, тем больше центров кристаллизации возникает в единицу времени. Взаимный контакт стремящихся к росту наноразмерных кристаллических зерен вызывает упругопластическую деформацию сжатия по их границам. Образуются сжимающие напряжения, уравнивающиеся в смежных наноразмерных зернах и в пределах кристаллической решетки зерна. Такие напряжения положительно влияют на сопротивление материалов разрушению от процессов трения;

- отсутствие нежелательной рекристаллизации сформированных упрочненных слоев покрытий. Это обусловлено развитием процессов послойной обработки в глубь покрытия (предыдущие уплотненные слои со сниженной пористостью и возросшей теплопроводностью не нагреваются до критических температур).

ЛИТЕРАТУРА

1. **Получение** композиционного керамического материала для нанесения износостойких покрытий / В. А. Оковитый [и др.] // Порошковая металлургия. – 2008. – № 31. – С. 156–162.
2. **Okovity, V.** Plasma Wear-Resistant Coatings with Inclusions of a Solid Lubricant / V. Okovity // Welding International. – 2003. – Vol. 16, No 11. – P. 918–920.
3. **Модификация** плазменных износостойких покрытий импульсным лазером / В. А. Оковитый [и др.] // Вестник Брестского государственного технического университета. Машиностроение. – 2009. – № 4 (58). – С. 49–53.
4. **Великович, Л.** Физика ударных волн в газах и плазме / Л. Великович, М. Либерман. – М.: Наука, 1987. – 284 с.
5. **Yetrehus, T.** Asymmetries in Evaporation and Condensation Knudsen Layer Problem / T. Yetrehus // Phys. Fluids. – 1983. – Vol. 26, No 4. – P. 939–949.
6. **Вакуленко, В. М.** Источники питания лазеров / В. М. Вакуленко, А. П. Иванов. – М.: Советское радио, 1980. – 102 с.
7. **Калита, В. И.** К вопросу о механизме формирования аморфной структуры в металлических сплавах при плазменном напылении / В. И. Калита, Д. И. Комлев // Металлы. – 2003. – № 6. – С. 30–37.
8. **Bergstrom, T.** Gas Motion in Front of a Completely Absorbing Wall / T. Bergstrom, T. Yetrehus // Phys. Fluids. – 1984. – Vol. 27, No 3. – P. 583–588.
9. **Сулима, А. М.** Поверхностный слой и эксплуатационные свойства деталей машин / А. М. Сулима, В. А. Шувалов, Ю. Д. Ягодкин. – М.: Наука, 1988. – 257 с.

10. Тушинский, Л. И. Исследование структуры и физико-механических свойств покрытий / Л. И. Тушинский, А. В. Плохов. – М.: Наука, 1986. – 200 с.

REFERENCES

1. Okovity, V. A., & Shevtsov, F. I. (2008) Obtaining of Composite Ceramic Material for Wear-Resistant Coating Applications. *Poroshkovaya Metallurgiya* [Powder Metallurgy], 31, 156–162 (in Russian).
2. Okovity, V. (2003) Plasma Wear-Resistant Coatings with Inclusions of a Solid Lubricant. *Welding International*, 16 (11), 918–920.
3. Okovityi, V. A., Panteleenko, F. I., Shevtsov, A. I., Devoino, O. G., Panteleenko, A. F., & Okovity, V. V. (2009) Modification of Plasma Wear-Resistant Coatings by Impulse Laser. *Vestnik Brestskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta. Mashinostroenie* [Bulletin of Brest State Technical University. Mechanical Engineering], 4 (58), 49–53 (in Russian).
4. Velikovich, L., & Liberman, M. (1987) *Physics of Shock Waves In gas and Plasma*. Moscow, Nauka (in Russian).
5. Yetrehus, T. (1983). Asymmetries in Evaporation and Condensation Knudsen Layer Problem. *Phys. Fluids*, 26 (4), 939–949.
6. Vakulenko, V. M., & Ivanov, A. P. (1980) *Laser Power Supply*. Moscow, Soviet Radio (in Russian).
7. Kalita, V. I., & Komlev, D. I. (2003) To Problem on Mechanism of Amorphous Structure Formation in Metal Alloys While Making Plasma Spraying. *Metally* [Metals], 6, 30–37 (in Russian).
8. Bergstrom, T., & Yetrehus, T. (1984) Gas Motion in Front of a Completely Absorbing Wall. *Phys. of Fluids*. 27 (3), 583–588.
9. Sulima, A. M., Shuvalov, V. A., & Yagodkin, Yu. D. (1988) *Surface Layer and Operational Properties of Machine Parts*. Moscow, Nauka (in Russian).
10. Tushinsky, L. I., & Plokhov, A. V. (1986) *Investigation of Structure and Physical and Mechanical Properties of Coatings*. Moscow, Nauka (in Russian).

Поступила 21.04.2014

УДК 629.113-592.004.58

БОРТОВОЙ МОНИТОРИНГ СТЕПЕНИ ВЫРАБОТКИ РЕСУРСА МОТОРНОГО МАСЛА КОЛЕСНЫХ И ГУСЕНИЧНЫХ МАШИН

Докт. техн. наук КАРПИЕВИЧ Ю. Д.¹⁾, инженеры МАЛЬЦЕВ Н. Г.²⁾, БОНДАРЕНКО И. И.³⁾

¹⁾Белорусский национальный технический университет,

²⁾СП «Технотон»,

³⁾Белорусский государственный аграрный технический университет

E-mail: irinabondarenko1980@mail.ru

Моторное масло способно надежно и длительно выполнять заданные функции только при соответствии его свойств тем термическим, механическим и химическим воздействиям, которым масло подвергается в двигателе. Взаимное соответствие конструкции двигателя, его форсированности и свойства масла – одно из главных условий достижения высокой эксплуатационной надежности. На интенсивность процесса загрязнения масла, происходящего в работающем двигателе, влияют, прежде всего, вид и свойства топлива, качество моторного масла, тип, конструкция, техническое состояние, режим работы и условия эксплуатации двигателя и многие другие факторы. Качество масел ухудшается в результате накопления в них продуктов неполного сгорания топлива, что обусловлено техническим состоянием двигателя. Это приводит к снижению вязкости, ухудшению смазывающей способности, нарушениям режима жидкого трения. В продуктах сгорания имеется большое количество коррозионно-активных окислов.

Срок службы моторных масел до замены определяется не только пробегом автомобиля или наработкой трактора, но и временем, в течение которого совершена эта работа. При коротких суточных и малом годовом пробеге автомобиля ускоряются коррозионные процессы, ухудшаются защитные свойства, ускоряется старение масла. Поэтому в любом случае необходима замена масла не реже одного раза в год.

Разработан новый метод бортового мониторинга степени выработки ресурса моторного масла колесных и гусеничных машин. Использование объема израсходованного топлива двигателем при определении степени выработки ресурса моторного масла позволит оперативно, в любой период эксплуа-