

**Оковитый В.А., Пантелеенко Ф.И., Шевцов А.И., Девойно О.Г.,  
Пантелеенко А.Ф., Оковитый В.В.**

## МОДИФИКАЦИЯ ПЛАЗМЕННЫХ ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ ИМПУЛЬСНЫМ ЛАЗЕРОМ

**Введение.** При высокоэнергетической обработке лучом лазера процессами упрочнения являются уплотнение нанесенного материала при его оплавлении, а также высокоскоростные нагрев и охлаждение. Последние приводят к неполному протеканию диффузии, измельчению зёрновой структуры до нанокристаллического уровня, формированию неравновесных аморфных фаз. Вместе с тем воздействия лучом лазера на покрытия имеют свои особенности:

- отсутствие непосредственной ударно - волновой нагрузки с уплотнением и активной пластической деформацией нагретого материала. Возникает лишь механическая локальная нагрузка на обрабатываемые участки покрытия за счет неравномерного термического изменения смежных объемов материала при высокоскоростном теплоотводе, характерном для лазерного нагрева. Однако в отсутствие непосредственной ударно – волновой нагрузки активность пластической деформации от термических напряжений снижается, затрудняется упрочнение, обусловленное фактором пластической деформации;
- локальные объемы нагрева и продолжительность теплового воздействия на покрытие лучом лазера, как правило, возрастают. При этом в сравнении с импульсно-плазменной обработкой интенсифицируется химическое взаимодействие на границах основных фаз композиционного покрытия. Продуктом химического взаимодействия могут быть тонкодисперсные (в том числе наноразмерные) образования, которые упрочняют границы основных фаз и покрытие в целом. Кроме того, за счет упомянутых образований увеличивается количество разориентированных фаз композиционного покрытия, которые способствуют получению дислокационной структуры, насыщенной каналами диссипации энергии. Благодаря этому существенно снижается скорость увеличения плотности внутренней энергии покрытия от трения и энтропии как критериев износостойкости материалов [1–4];
- возрастание продолжительности теплового воздействия лучом лазера создает условия для увеличения степени окисления покрытия в сравнении с импульсно-плазменной обработкой напыленного материала. При этом увеличиваются количество и размеры оксидных включений, затрудняющих теплоотвод от локальных объемов расплавленного материала покрытия. Снижаются скорости охлаждения, усложняются измельчение зёрновой структуры до наноразмерного уровня и формирование аморфных фаз. Во избежание этого перспективно уменьшение продолжительности теплового воздействия путем ужесточения режима обработки с применением в качестве технологического оборудования квазистационарного лазерного излучателя. Он позволяет обрабатывать покрытия импульсами лазерного луча длительностью 4 мс, полученными в режиме свободной генерации.

**Разработка методики исследований.** 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 в отсутствие 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 [1–3].

В качестве технологического оборудования применяют твердотельный квазистационарный лазерный излучатель. Он позволяет обрабатывать покрытия импульсами лазерного луча длительностью 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 при наличии плакирующих оболочек частиц порошков, распыляемых на подложку. Эти оболочки в структуре покрытий в определенной степени аккумулируют тепло, которое необходимо компенсировать для стабилизации сверхбыстрого охлаждения.

К функциям азота относится также образование сложных соединений типа MeV/MeN (элементов структуры, повышающих твердость и износостойкость покрытий). Указанные соединения образуются с развитием процессов абсорбции газа расплавом участка, на который воздействует импульс лазерного луча.

Для оптимизации жестких режимов лазерной обработки по упомянутому 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 [4]. 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 LP-секции. Интервал задержки разряда в каждой из секций регулируется независимо.

Таким образом, варьирование плотности мощности излучения (W) осуществляют с использованием LP-секций. При этом в процессе подключения блока питания установки постепенным изменением уровня накачки выбирают режим импульса лазерного луча, при

**Оковитый Вячеслав Александрович**, к.т.н., докторант кафедры порошковой металлургии, сварки и технологии материалов Белорусского национального технического университета.

**Пантелеенко Федор Иванович**, д.т.н., профессор, первый проректор, зав. кафедрой порошковой металлургии, сварки и технологии материалов Белорусского национального технического университета.

**Пантелеенко Алексей Федорович**, аспирант кафедры порошковой металлургии, сварки и технологии материалов Белорусского национального технического университета.

**Оковитый Василий Вячеславович**, студент машиностроительного факультета Белорусского национального технического университета.

Беларусь, БНТУ, 220013, г. Минск, пр. Независимости, 65.

**Шевцов Александр Иванович**, к.т.н., ведущий научный сотрудник лаборатории плазменного напыления ГНУ «Институт порошковой металлургии» НАН Беларуси.

Беларусь, БрГТУ, 224017, г. Брест, ул. Московская, 267.

Таблица 1. Результаты исследований по оптимизации плотности мощности

Покрытие	Плотность мощности импульса лазерного луча, $\times 10^5$ Вт/см <sup>2</sup>	Показатель пористости на шлифах обработанного покрытия, %
(Ni80Cr20 + 12,5 % MoS <sub>2</sub> + 55 % TiP) Ni	3,5	3,9–4,7
	4,5	3,1–3,8
	5,5	2,9–3,4
(FePr30Mo3 + 7 % графит + 70%TiP)Ni	4,5	4,6–5,4
	5,5	3,8–4,1
	6,5	3,5–3,9
(FePr30 + 10 % графит + 70 % TiP) В	4,5	4,8–5,7
	5,5	4,2–4,7
	6,5	3,8–4,4

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. Результаты предварительных экспериментов в процессе подключения блока питания установки свидетельствуют о том, что варьирование  $W$  для оплавления композиций (NiPr/FePrMo + MoBr/графит + TiP) Ni, (FePr + графит + TiP) В целесообразно в пределах  $(3,0-6,5) \times 10^5$  Вт/см<sup>2</sup>.

Наряду с плотностью мощности оптимизировали суммарное количество импульсов лазерного луча в пятне обработки. Указанный технологический параметр влияет на толщину обработанных слоев покрытия. 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 за счет факторов, о которых упоминалось выше.

Оценку степени оплавления и уплотнения проводят 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.

Наряду с металлографическим анализом образцов 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. Обобщенная информация о предлагаемой методике приведена в таблице 1.

**Оптимизация обработки лучом лазера импульсного действия плазменных покрытий из плакированных композиционных СВС-порошков.** Согласно методическому подходу [5] при варьировании технологических параметров изменяли плотность мощности импульсного излучения и суммарное количество импульсов лазерного луча в пятне обработки. В таблице 1 представлены результаты оптимизации плотности мощности.

Согласно данным таблицы 1, оптимальные плотности мощности излучения ( $W$ ) при обработке покрытий (NiPr/FePrMo + Mo8r/графит + TiP) Ni, (FePr + графит + TiP) находятся в пределах  $(4,5-5,5) \times 10^5$  Вт/см<sup>2</sup>. Об этом свидетельствует динамика возрастания степени оплавления, уплотнения обработанных композиций и соответствующего изменения пористости, желаемого уменьшения которой (по критерию оптимизации) при  $W$  больше  $(4,5-5,5) \times 10^5$  Вт/см<sup>2</sup> практически не происходит. Снижение эффективности теплоотдачи объясняется значительным содержанием в покрытиях тугоплавкой и твердой карбидной фазы (55–70 %), препятствующей возрастанию степени оплавления и уплотнения покрытий. Кроме того, при  $W$  больше  $(4,5-5,5) \times 10^5$  Вт/см<sup>2</sup> наблюдается нежелательное тепловое разрушение поверхно-

стей обрабатываемых материалов. Характерный вид такого разрушения с образованием "кратеров" показан на рис. 1. 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 (NiPr/FePrMo + Mo8r/графит + TiP) Ni, (FePr + графит + TiP) В составляет 2–3 воздействия. Дополнительные импульсы неэффективны, так как их многократное повторение ухудшает геометрию поверхности покрытия из-за теплового разрушения. Это усложняет заключительную механическую обработку нанесенных материалов, так как увеличивается припуск, который должен быть минимальным и достаточным вследствие значительной стоимости материалов покрытий и проблематичности их резания вследствие твердости и износостойкости.

Согласно полученным результатам суммарное количество импульсов лазерного луча (2–3) значительно меньше в сравнении с рассмотренными на предыдущем этапе исследований импульсами плазменной струи (13–14) при воздействиях на те же покрытия из плакированных СВС-порошков. Это объясняется длительностью воздействий, которая соответственно составляет 4 мс и 400 мкс. При существенно большей длительности заметно возрастает зона концентрации энергии и толщина слоя, обработанного единичным импульсом лазерного луча [6], снижается суммарное количество воздействий для оплавления покрытий по всей толщине.

Обобщенная информация о результатах исследований по оптимизации технологических параметров представлена в таблице 2.

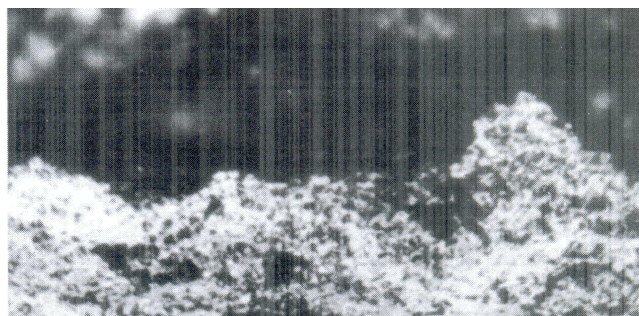


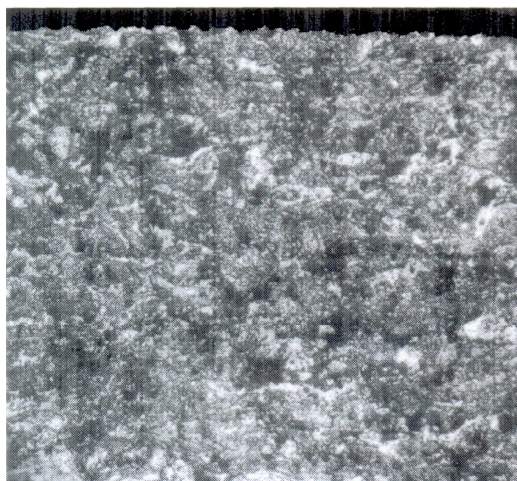
Рис. 1. Следы теплового разрушения поверхности покрытия (Ni80Pr20 + 12,5 % MoS<sub>2</sub> + 55 % TiP) Ni после импульсной лазерной обработки при  $W$  больше оптимального значения

Микроструктура покрытий, полученных на оптимизированных режимах обработки, показана на рис. 2, 3. 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.

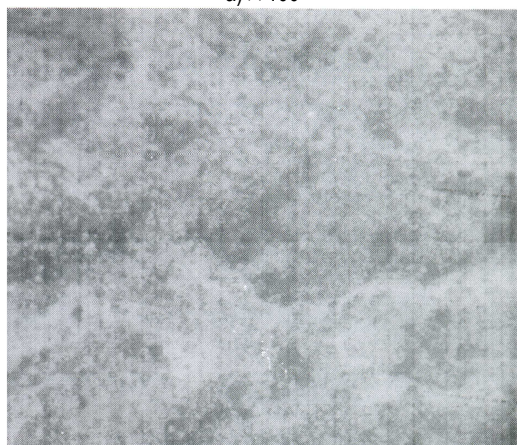
Таблица 2. Оптимизированные технологические параметры

Покрытие	Режимы обработки покрытия лучом лазера импульсного действия	
	Плотность мощности излучения, $\times 10^5$ Вт/см <sup>2</sup>	Суммарное количество импульсов луча в пятне обработки
(Ni80Pr20 + 12,5 % MoS <sub>2</sub> + 55 % TiP) Ni	4,5	2
(FePr30Mo3 + 7 % графит + 70 % TiP) Ni	5,5	3
(FePr30 + 10 % графит + 70 % TiP) В	5,5	3

Примечание: Диаметр пятна обработки составляет 8,0 мм



а)  $\times 100$



б)  $\times 500$

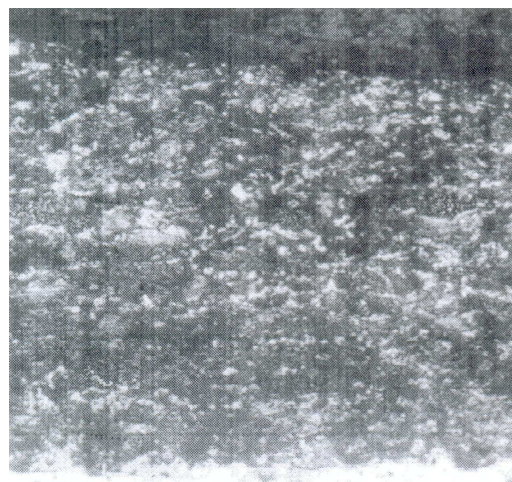
Рис. 2. Характерная структура покрытий (NiPr/FePrMo + Mo82/графит + TiP) Ni после обработки импульсами лазерного излучения

Что касается геометрии поверхности полученных покрытий, то в сравнении с напыленным материалом (без лазерной обработки) снизилась высота микронеровностей. За счет оптимизации технологических параметров лазерного излучения отсутствуют "кратеры" теплового разрушения поверхности. В результате созданы предпосылки для уменьшения припуска на последующую механическую обработку нанесенных износостойких покрытий, которая относится к трудоемким процессам.

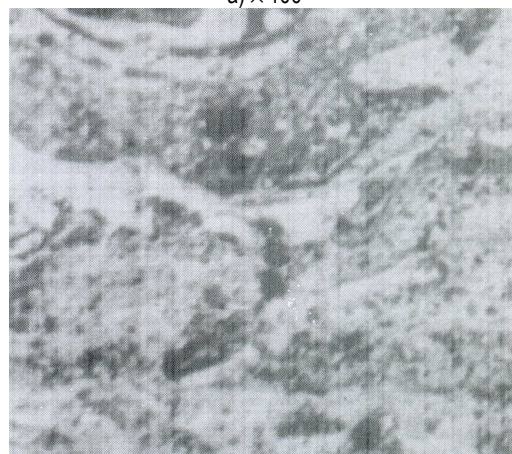
К особенностям структуры нанесенных композиций относится усложнение травления ее элементов. Увеличение количества не протравленных участков свидетельствует о наличии упрочненных аморфных или близких к ним нанокристаллических структур с высокой коррозионной стойкостью, практически нерастворимых в кислотных травителях.

В соответствии с методическим подходом при изучении свойств полученных покрытий оценивали их усредненную микротвердость (Н) [7–9]. Замеры величины Н (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 учи-

тывались. Изменение параметра Н для различных композиций иллюстрируется рис. 4.



а)  $\times 100$

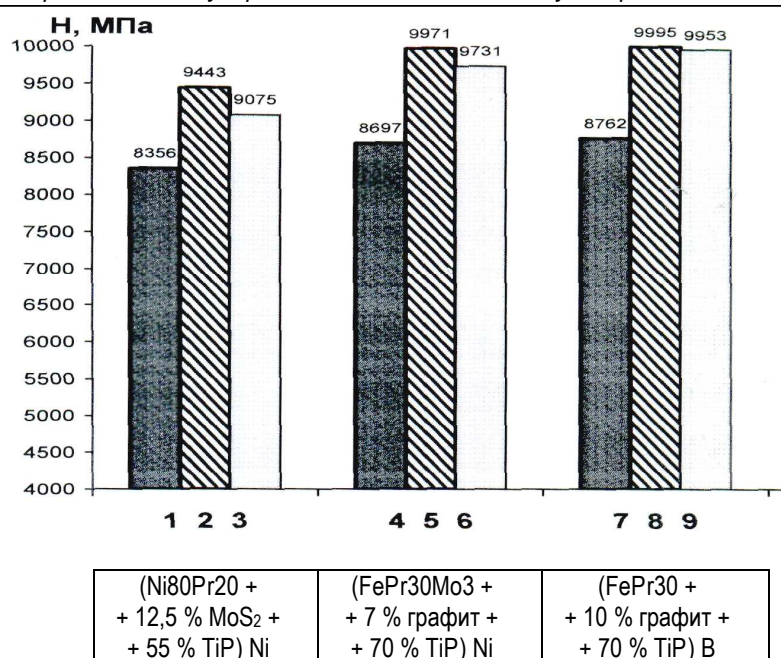


б)  $\times 500$

Рис. 3. Микроструктура покрытия (FePr30 + 10 % графит + 70 % TiP) В после обработки импульсами лазерного излучения

Согласно рис. 4, микротвердость напыленных материалов после лазерной обработки возросла на 719–1191 МПа, что объясняется более эффективным формированием фаз повышенной прочности с аморфной или близкой к ней нанокристаллической структурой, а также фаз MeV/MeN. Эффективность обеспечивается локальным оплавлением материала при воздействии импульсом лазерного излучения с последующим сверхбыстрым охлаждением, отсутствием нежелательной рекристаллизации, осуществлением лазерной технологии в струе азота.

В сравнении с импульсно-плазменной обработкой наблюдается уменьшение микротвердости, что объясняется снижением степени локальности оплавления материала 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 Н.



1, 4, 7 – после плазменного напыления;  
2, 5, 8 – после импульсно-плазменной обработки напыленных материалов;  
3, 6, 9 – после обработки лучом лазера импульсного действия

Рис. 4. Микротвердость покрытий из плакированных порошков

Необходимо отметить, что для покрытия (FePr30 + 10 % графит + 70 % TiP) В наблюдается минимальное уменьшение микротвердости в сравнении с импульсно-плазменной обработкой (значения параметра Н практически не отличаются). Это объясняется более эффективным формированием соединений MeB/MeN, компенсирующих разницу уровней аморфизации, образования наноструктур сопоставляемых технологий. Активизация формирования твердых соединений MeB/MeN достигается за счет повышенного давления азота, в среде которого выполняется лазерная технология. Возможности увеличения содержания азота и указанных соединений в обрабатываемом покрытии (FePr30 + 10 % графит + 70 % TiP) В с повышением давления от 0,001 МПа (воздействия импульсами плазменной струи) до 0,1 МПа (воздействия импульсами лазерного излучения) существенно возрастают.

Анализ полученных результатов свидетельствует о том, что лазерная технология позволяет улучшать свойства покрытий из плакированных композиционных СВС-порошков, упрочняя нанесенные композиции путем модифицирования структуры с формированием аморфных или близких к ним нанокристаллических фаз.

**Заключение.** Оптимизированы технологические параметры высокоэнергетической обработки плазменных покрытий из плакированных композиционных СВС-порошков. В качестве высокоэнергетической обработки рассматривалось воздействие лазерного излучения. В качестве материалов покрытий выбраны СВС - порошки (Ni80Pr20 + 12,5 % MoS2 + 55 % TiP) Ni, (FePr30Mo3 + 7 % графит + 70 % TiP) Ni, (FePr30 + 10 % графит + 70 % TiP) В, композиционные частицы которых плакированы путем химического никелирования и диффузионного борирования.

Оптимизация технологических параметров выполнена при исследовании процессов структурообразования с оплавлением, уплотнением и высокоскоростным охлаждением покрытий. Согласно разработанной методики критерием оптимизации режимов служила максимальная степень локального оплавления и уплотнения напыленных композиций в отсутствие признаков разрушения покрытий от воздействия лазерного излучения. Энергия воздействий генерировалась с применением твердотельного квазистационарного лазерного излучателя. При обработке импульсами лазерного излучения оптимальными являются следующие технологические параметры: плотность мощности излучения  $(4,5-5,5) \times 10^5$  Вт/см<sup>2</sup>; суммарное количество импульсов 23 воздействия. При изучении свойств покрытий, обработанных на оптимальных режимах, выполнен металло-

графический анализ образцов, проанализировано изменение усредненной микротвердости нанесенных композиционных материалов. Установлено, что микроструктура покрытий представляет собой оплавленный металл-керамический материал. Имеет место достаточно равномерное распределение структурных элементов, что способствует увеличению износостойкости нанесенных композиций. К особенностям структуры относится усложнение ее травления. Увеличение количества непротравленных участков свидетельствует о наличии упрочненных аморфных или близких к ним нанокристаллических фаз с высокой коррозионной стойкостью, практически нерастворимых в кислотных травителях.

#### СПИСОК ЦИТИРОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Оковитый, В.А. Исследование и оптимизация технологических параметров лазерной обработки износостойких плазменных покрытий на основе самосмазывающихся материалов / В.А. Оковитый, А.И. Шевцов, О.Г. Девойно // Вестник Брестского государственного технического университета. Машиностроение. – Брест, 2005. – Вып. 4 (34). – С. 6–8.
2. Оковитый, В.А. Оптимизация технологических параметров обработки композиционных плазменных покрытий лазером непрерывного действия / В.А. Оковитый, А.И. Шевцов, О.Т. Девойно // Сварка и родственные технологии. – Минск: Тонпик, 2008. – Вып. 10. – С. 21–31.
3. Оковитый, В.А. Триботехнические испытания образцов аморфизированных плазменных композиционных покрытий с включением твердой смазки / В.А. Оковитый, А.И. Шевцов, А.Ф. Ильющенко, О.Г. Девойно, Ф.И. Пантелеенко, В.В. Оковитый // Вестник Брестского государственного технического университета – № 4: Машиностроение. – 2008 – С. 2–6.
4. Вакуленко, В.М. Источники питания лазеров [Текст] / В.М. Вакуленко, А.П. Иванов. – М.: Советское радио, 1980. – 102 с.
5. Линчевский, Б.В. Термодинамика и кинетика взаимодействия газов с жидкими металлами [Текст] / Б.В. Линчевский. – М.: Металлургия, 1986. – 222 с.
6. Ytrehus, T. Asymmetries in evaporation and condensation Knudsen layer problem [Text] T. Ytrehus // Phys. Fluids. – 1983. – V. 26. – № 4. – P. 939–949.
7. Ильющенко, А.Ф. Плазменные покрытия на основе керамических материалов [Текст] / А.Ф. Ильющенко, В.А. Оковитый, А.И. Шевцов. – Минск: Бестпринт, 2006. – 316 с.

8. Шевцов, А.И. Исследования плакированных композиционных порошков для формирования износостойких плазменных покрытий [Текст] / А.И. Шевцов, В.А. Оковитый, В.А. Микуцкий, Т.А. Ильющенко, А.С. Козорез // Порошковая металлургия. – Минск: РУП "Издательский дом "Белорусская наука", 2007. – Вып. 30. – С. 264–269.
9. Ильющенко, А.Ф. Высокоэнергетическая обработка плазменных покрытий / А.Ф. Ильющенко, В.А. Оковитый, А.И. Шевцов. – Минск: Беспринт, 2007. – 246 с.

Материал поступил в редакцию 02.07.09

**OKOVITYJ V.A., PANTELEENKO F.I., SHEVCOV A.I., DEVOYNO O.G., PANTELEENKO A.F., OKOVITYJ V.V. Updating plasma hard-wearing of coverings by the pulse laser**

Plause is devoted to hardening of the put coverings with the help of a laser source.

For a basis is taken quasi-stationary the solid-state laser. The various experiments are carried out with the purpose of definition of optimum parameters of process of processing. The process of processing will be carried out in various environments, as a result of researches expedient use of nitrogen was revealed. Is investigated influences of density of capacity of a source on a degree melting of the put coverings. The estimation of a degree оплавления and condensation of coverings is carried out.

The process of processing of coverings from of materials of the plasma sources, put with the help is optimized. Investigated microstructure of coverings and them microhardness at various parameters of processing.

As a result of researches the technological parameters of process of processing by the laser of coverings put on a substrate by a plasma way are optimized. Is established, that the microstructure of coverings represents ceramic-metal a material.

УДК 621.762.001, 621.793.18

**Шматов А.А., Гурьев А.А., Лактюшина Т.В.,  
Жилинский О.В., Марочкина С.И.**

**ИССЛЕДОВАНИЕ И КОМПЬЮТЕРНОЕ ПРОЕКТИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА  
УЛУЧШАЮЩЕЙ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ У8**

**Введение.** С давних времен самым простым и распространенным способом объемного упрочнения инструмента является термообработка. Это обусловлено тем, что процесс термообработки технологически и экономически эффективен, не требует значительных затрат на его внедрение. Среди различных способов термообработки прежде всего следует выделить метод «улучшающей термоциклической обработки» (УТЦО), который основан «на постоянном накоплении от цикла к циклу положительных изменений в структуре металлов» [1–5]. Если традиционная термообработка выполняется по одному варианту путем закалки и отпуска (рис. 1), то метод УТЦО имеет более 20 вариантов, которые отличаются от стандартной термообработки термоциклическим режимом (многократным повторением) и различной последовательностью выполнения операций закалки и отпуска. По структурным изменениям в сталях УТЦО может проходить с фазовыми или без фазовых превращений, с полными или неполными фазовыми превращениями при нагреве и охлаждении, с различными типами фазовых превращений: бездиффузионным (аустенита в мартенсит), диффузионным (аустенита в перлит) или комбинации этих типов. По температурно-временным параметрам УТЦО можно разделить на следующие виды: средне-, высоко- или низкотемпературный процесс, процесс с изотермической или без изотермической выдержки при нагреве и охлаждении (или маятниковый способ) и другие. Основными структурными изменениями при УТЦО является сильное измельчение зерна и блоков мозаики, увеличение плотности дислокаций, уменьшение размера карбидов, однородное распределение химических элементов в структуре, повышение однородности и степени легирования твердого раствора, снижение степени тетрагональности мартенсита и др. Эти позитивные структурные изменения существенно улучшают эксплуатационные свойства инструмента. В частности, УТЦО повышает вязкость, прочность (при изгибе и растяжении), твердость, теплостойкость,

контактную выносливость, изотропность свойств и износостойкость сталей, уменьшает деформацию и опасность закалочных микротрещин по сравнению с традиционной термообработкой [1–7].

Из приведенного анализа следует, что процесс УТЦО имеет большие перспективы для своего развития, прежде всего для инструмента, имеющего малый ресурс работы. Особое внимание в этом аспекте следует уделить высокоуглеродистым нелегированным сталям (У8, У10, У12 и др.), которые, благодаря их невысокой стоимости, широко используются для изготовления различного инструмента. На практике остро стоит вопрос повышения стойкости мелко-размерного, длинномерного и тонкого ударно-штампового инструмента, изготовленного из упомянутых высокоуглеродистых сталей, поскольку традиционная термообработка не может обеспечить инструменту оптимальное сочетание и высокие показатели взаимно противоположных свойств: вязкости, с одной стороны, и прочности и твердости, с другой стороны. Такой традиционно закаленный инструмент обычно имеет малый ресурс работы, а именно – повышая твердость и прочность стали, ее вязкость снижается настолько, что ударно-штамповый инструмент быстро ломается; а при значительном повышении ударной вязкости, снижается твердость и прочность стали, что ведет к смятию режущей кромки инструмента. Решить указанную проблему можно применив УТЦО, которая позволяет одновременно повышать взаимно противоположные механические свойства стали. Причем сами высокоуглеродистые нелегированные стали в области термоциклической термообработки пока остаются менее изученными перед остальными инструментальными сталями.

Неоценимую помощь исследователю при трудоемком выборе оптимального варианта проведения процесса УТЦО высокоуглеродистой стали могут оказать математические методы планирования экспериментов, которые позволяют получить максимум информации при минимуме затрат. В материаловедении традиционно решают

**Шматов А.А.**, к.т.н., Белорусский национальный технический университет.

Беларусь, БНТУ, 220013, г. Минск, пр. Независимости, 65.

**Гурьев А.А.**, д.т.н., член-корреспондент СО АН ВШ, профессор Алтайского государственного технического университета, Барнаул, Россия.

**Лактюшина Т.В.**, к.т.н., Институт тепло- и массообмена им. А.В. Лыкова НАН РБ.

Беларусь, 220072, г. Минск, ул. Бровки, 15.

**Жилинский О.В.**, к.т.н., государственное научное учреждение «Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси».

**Марочкина С.И.**, государственное научное учреждение «Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси».

Беларусь, ОИМ НАН Беларуси, 220072, г. Минск, ул. Академическая, 12.