

Динамика остывания частиц от максимальных температур до температуры кристаллизации для обоих рассматриваемых материалов практически одинакова. Для оптимизации технологических параметров важным фактором является расстояние (дистанция), на котором происходит обратный переход частиц из жидкого состояния в твердое. Соответствующие значения приведены в табл.1.

Таблица 1. Зависимость расстояния от сопла плазмотрона, на котором происходит полное затвердевание частицы, от ее грануляции

Грануляция частицы, мкм	Расстояние от сопла плазмотрона, мм	
	порошок ИЧХ	железо
40	320	350
60	195	-
80	105	110
100	100	-
120	20	-

Согласно рекомендациям [7] температура частицы в момент удара об основу должна находиться в пределах $T_{пл} < T < 0,8T_{пл}$. При этом частицы обладают достаточно высокой температурой, способностью к адгезии и пластичностью, но не находятся в жидкой фазе, что предотвращает разбрызгивание и расплавление уже нанесенного покрытия.

Как видно из таблицы, дистанция затвердевания в высокой степени зависит от грануляции частиц, что определяется многократным различием в максимальной температуре их нагрева. В то же время при одинаковой грануляции различие приведенного параметра для частиц порошка высокохромистого чугуна и железа составляет 5...10 %, что соответствует различию теплоемкостей этих материалов в жидкой фазе.

Проведенное исследование позволяет сделать ряд выводов и рекомендаций по оптимизации режимов плазменного напыления порошковых материалов.

1. Для материалов на железной основе имеет место существенное различие теплофизических свойств, определяемое присутствием разных легирующих элементов и их процентным содержанием. Это существенно влияет на динамику про-

текания тепловых процессов и должно учитываться при назначении режимов нанесения покрытий из конкретного материала. Указанные эффекты более заметны при меньшей грануляции частиц.

2. Высокая степень зависимости дистанции затвердевания частиц от их размеров позволяет выделить приемлемый диапазон грануляции, обеспечивающий достаточно равномерный разогрев и остывание частиц. Для плазменного напыления порошка износостойкого высокохромистого чугуна в струе азота при силе тока 200 А и напряжении 90 В наиболее широкий диапазон грануляции составляет от 75 до 110 мкм. Проведение аналогичных расчетов для различных порошковых материалов создает предпосылки для оптимизации гранулометрического состава компонентов порошковых композиций различного назначения.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Компьютерное моделирование процессов плазменного напыления покрытий / С.П. Кундас, А.П. Достанко, А.Ф. Ильюшенко и др. – Мн.: Бестпринт, 1998. – 212 с.
2. Кундас С.П., Гуревич В.А., Кашко Т.А. Моделирование нагрева частиц порошка в плазменной струе с учетом движения фронтов плавления и испарения // Известия Белорусской инженерной академии. 2000. – №1 (9) / 2. – С. 82 – 84.
3. Kundas S.P., Kashko T.A, Markovnik D.V., Reut O.P. 3-D simulation of particle acceleration and heating under TBC plasma spraying. Proceeding of Powder Metallurgy 2004 World Congress. Vienna. Vol.5, 2004. P. 561-567.
4. Комаров О.С. Формирование структуры чугунных отливок. Мн.: Наука и техника, 1977. – 222 с.
5. Физический энциклопедический словарь. В 5-ти т. Т.2. Е – Литий. М.: Советская энциклопедия, 1962. – 608 с.
6. Лариков Л. Н., Юрченко Ю.Ф. Тепловые свойства металлов и сплавов: Справочник. – Киев: Наукова думка, 1985. – 437 с.
7. Кудинов В.В. Бобров Г.В. Нанесение покрытий напылением. Теория, технология и оборудование. - М.: Металлургия, 1992. – 432 с.

УДК 621.793

Оковитый В.А., Шевцов А.И., Девойно О.Г.

ИССЛЕДОВАНИЕ И ОПТИМИЗАЦИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ ИЗНОСОСТОЙКИХ ПЛАЗМЕННЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ САМОСМАЗЫВАЮЩИХСЯ МАТЕРИАЛОВ

Лазер, как источник энергии имеет свои особенности и преимущества при обработке плазменных покрытий:

- 1) высокая концентрация подводимой энергии и локальность позволяют обрабатывать только поверхностный участок покрытия без нагрева всего объема и нарушения его структуры и свойств;
- 2) возможность управления параметрами лазерного воздействия обеспечивает регулирование структуры поверхностного слоя, его твердости, шероховатости, износостойкости, геометрических размеров обработанных участков и др.

Лазерная обработка газотермических покрытий может обеспечить значительное уплотнение внешнего слоя, устранить пористость в поверхностном слое, снизить шероховатость. Однако следует учитывать, что лазерная обработка приводит к существенным структурным превращениям и перераспределению напряжений в покрытии, определяемым режимами лазерной обработки, поэтому требуется их оптимизация [1, 2].

Оптимизация лазерной обработки покрытий NiCr(FeCr/FeCrMo)+MoS₂/CaF₂(графит)+TiC проводилась по критерию получения плотной, оплавленной структуры по всей толщине напыленного материала. При варьировании

Оковитый В.А., кандидат технических наук, Лаборатория плазменного напыления, Институт порошковой металлургии НАН Республики Беларусь.

Шевцов В.А., кандидат технических наук, Лаборатория плазменного напыления, Институт порошковой металлургии НАН Республики Беларусь.

Беларусь, ГНУ, 220005, г. Минск, ул. Платонова, 41.

Девойно О.Г., доктор технических наук, Лаборатория плазменных и лазерных технологий, Белорусский национальный технический университет.

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

скорости перемещения лазерного луча по поверхности покрытия, диаметра луча лазера в месте соприкосновения с поверхностью («диаметр пятна»), изменялась передаваемая в покрытие удельная погонная энергия. При этом варьировались объем и глубина оплавления напыленного материала. К важным оптимизируемым технологическим параметрам относится также коэффициент перекрытия дорожек воздействия лазерным лучом. От перечисленных параметров зависит производительность оплавления покрытий. Учитывая, что лазерную обработку выполняли в атмосфере воздуха, необходимо увеличение производительности оплавления для уменьшения времени контакта кислорода с нагретым до высокой температуры материалом. Увеличению производительности способствуют возрастание скорости перемещения лазерного луча, уменьшение его диаметра и коэффициента перекрытия дорожек обработки. Наряду с увеличением производительности такое изменение первых двух параметров способствуют повышению износостойкости обрабатываемых покрытий за счет увеличения степени метастабильности структуры обработанных слоев при возрастании скоростей охлаждения зоны воздействия лазерного излучения [3]. Вместе с тем, как показали исследования [4], изменения технологических параметров, направленные на увеличение производительности путем повышения передаваемой в покрытие удельной погонной энергии, могут вызвать нежелательное уменьшение микротвердости обрабатываемых композиционных покрытий, снижение их износостойкости. Поэтому варьирование упомянутых технологических параметров (с металлографическим анализом полученных образцов) предусматривало выбор оптимального сочетания режимов, при которых достигается формирование плотной, оплавленной структуры по всей толщине напыленного материала с минимальным содержанием хрупких оксидных пленок и повышенной микротвердостью покрытий.

Результаты исследований по оптимизации технологии лазерной обработки покрытий $\text{NiCr}(\text{FeCr}/\text{FeCrMo}) + \text{MoS}_2/\text{CaF}_2(\text{графит}) + \text{TiC}$ свидетельствуют о том, что композиции $\text{NiCr} + \text{MoS}_2(\text{CaF}_2) + \text{TiC}$ склонны к формированию структур, удовлетворяющих указанным требованиям. Оптимизированные режимы лазерной обработки покрытий $\text{Ni80Cr20} + 12,5\% \text{MoS}_2(\text{CaF}_2) + 55\% \text{TiC}$ представлены в таблице 1.

На рис. 1 показана микроструктура покрытий $\text{Ni80Cr20} + 12,5\% \text{MoS}_2(\text{CaF}_2) + 55\% \text{TiC}$ после воздействия на них лазерным лучом при оптимальных технологических параметрах. В соответствии с рисунком 1 получена достаточно плотная структура с оплавлением покрытия по всей толщине напыленной композиции. Количество оксидных пленок в виде темных прослоек - незначительное. Как показали замеры микротвердости покрытий, она находилась в пределах 6790 – 8850 МПа и снизилась на 8 – 11% в сравнении с процессом импульсно-плазменной обработки, что, очевидно, объясняется уменьшением степени неравновесности фаз. Это согласуется с результатами рентгенофазового анализа лазерных покрытий, который свидетельствует о менее заметных элементах «галло» на рентгенограммах, характерных для неравновесных аморфизированных структур.

Что касается покрытий $\text{FeCr}(\text{FeCrMo}) + \text{графит} + \text{TiC}$, то при обработке CO_2 -лазером непрерывного действия в условиях атмосферы они не склонны к формированию структур, удовлетворяющих требованиям повышенной прочности и износостойкости из-за образования избыточной хрупкой оксидной фазы. Такая фаза присутствует в типичной структуре покрытий

$\text{FeCr30}(\text{FeCr30Mo3}) + 10(7\%) \text{графита} + 70\% \text{TiC}$ в виде темных прослоек значительной толщины, как это видно на рис. 2.



Рис. 1. Микроструктура покрытий $\text{Ni80Cr20} + 12,5\% \text{MoS}_2(\text{CaF}_2) + 55\% \text{TiC}$ после лазерной обработки (x 100).

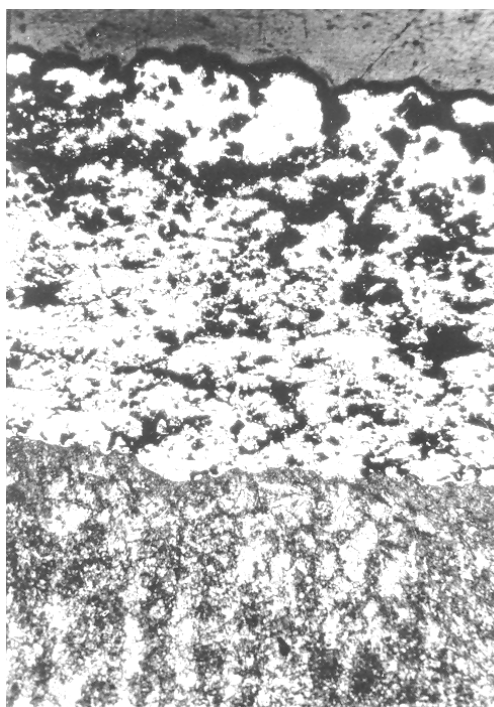


Рис. 2. Микроструктура покрытий $\text{FeCr30}(\text{FeCr30Mo3}) + 10(7\%) \text{графита} + 70\% \text{TiC}$ после лазерной обработки (x 100).

Таблица 1. Результаты оптимизации технологических параметров

Покрытие	Оптимизированные параметры		
	Скорость перемещения луча лазера, мм/мин	Диаметр луча лазера («диаметр пятна»), мм	Коэффициент перекрытия дорожек обработки лазером
$\text{NiCr} + 12,5\% \text{MoS}_2 + 55\% \text{TiC}$	200	2	0,8
$\text{NiCr} + 12,5\% \text{CaF}_2 + 55\% \text{TiC}$	200	2	0,9

Примечание – Мощность луча CO_2 -лазера непрерывного действия составляет 700 Вт.

Интенсивное окисление композиционных покрытий FeCr30(FeCr30Mo + 10(7%) графита + + 70% TiC в сравнении с композициями Ni80Cr20 + 12,5% MoS₂(CaF₂) + 55% TiC объясняется наличием в последних связующего твердого раствора Ni80Cr20. Упомянутое связующее способствует образованию тонких оксидных пленок, прочно сцепленных с частицами, формирующими напыленное покрытие. Эти пленки защищают частицы от дальнейшего высокотемпературного окисления газовой средой при лазерной обработке напыленной композиции Ni80Cr20 + 12,5% MoS₂(CaF₂) + 55% TiC. В отличие от Ni80Cr20 связующее FeCr30(FeCr30Mo3) не способствует образованию первичных оксидных пленок, эффективно защищающих напыленные частицы от высокотемпературной коррозии. Поэтому в напыленной композиции FeCr30(FeCr30Mo3) + 10(7%) графита + 70% TiC, обработанной лазерным лучом, наблюдается избыточная оксидная фаза, снижающая механическую прочность и износостойкость покрытий.

Проведенные исследования позволяют проанализировать перспективы использования технологии для упрочнения газотермических покрытий и улучшения их эксплуатационных свойств. Необходимо отметить, что в сравнении с импульсно-плазменной обработкой на квазистационарном сильноточном плазменном ускорителе (КСПУ) производительность лазерной технологии выше в 1,5 – 2,0 раза. Вместе с тем, как упоминалось, воздействие лучом лазера в атмосфере воздуха вносит ограничения на обработку материалов, склонных к окислению. Кроме того, в сравнении с импульсно-плазменным воздействием снижается степень формирования неравновесных аморфизированных структур, упрочняющих покрытие. С учетом рассмотренных процессов, которые имеют место при обработке покрытий высококонцентрированными потоками энергии, необходимо также отметить перспективы улучшения качества лазерных покрытий, получаемых в условиях динамического вакуума.

Заключение

Исследованы и оптимизированы технологические параметры упрочняющей термической обработки износостойких самосмазывающихся плазменных покрытий с использованием высококонцентрированных потоков энергии. К оптимальным режимам лазерной обработки покрытий NiCr+MoS₂/CaF₂+TiC

относятся скорость перемещения луча 200 мм/мин, его диаметр 2 мм, коэффициент перекрытия дорожек обработки 0,8-0,9 (при мощности луча лазера 700 Вт). Что касается покрытий FeCr(FeCrMo)+графит+TiC, то при обработке CO₂-лазером непрерывного действия в условиях атмосферы они не склонны к формированию структур, удовлетворяющих требованиям повышенной прочности и износостойкости из-за образования избыточной хрупкой оксидной фазы.

Как показали замеры микротвердости покрытий, обработанных лазерным лучом, она находилась в пределах 6790 – 8850 МПа и возросла в сравнении с необработанными композициями на 15 – 20%. Это обусловлено формированием неравновесных аморфизированных структур, снижением пористости обработанных композиций и создает предпосылки повышения эффективности износостойких самосмазывающихся покрытий NiCr+MoS₂/CaF₂+TiC. С учетом проведенных исследований необходимо отметить перспективы улучшения качества лазерных покрытий, получаемых в условиях динамического вакуума.

Полученные результаты по лазерной обработке плазменных самосмазывающихся покрытий могут быть приняты как базовые данные с проведением дальнейших исследований и оптимизацией технологических параметров нанесения покрытий на конкретные детали моторостроения, металлургического оборудования, текстильной промышленности.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Production of productive coating with discrete structure / A. Ph. Pyuschenko, E.A. Doroshkevich, V.A. Okovity and other // 1998 PW World Congress: Proc. of PW World Congress.- Granada (Spain), 1998. V. 4. P. 560-564.
2. Laser processing of plasma spray coating / A. Pyuschenko, V. Okovity and other. // Materials and manufacturing technologies: Proc. of the Romanian second international conference.- Cluj-Napoca (Romania), 1998. P. 836-839.
3. Девойно О.Г. Технология формирования износостойких поверхностей лазерным легированием. – Мн.: Технопринт, 2001.— 180 с
4. Григорьянц А.Г. Основы лазерной обработки материалов. – М.: Наука, 1989. – 327 с.

УДК 659.017 (075.8)

Патеюк А.

ПОВЫШЕНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ МАРТЕНСИТНОЙ КЛАПАННОЙ СТАЛИ МЕТОДОМ ТЕРМИЧЕСКОГО АЗОТИРОВАНИЯ

Многолетние испытания по оптимизации эксплуатационных свойств традиционных материалов позволили в значительной степени расширить области их применения [1, 2]. Однако развитие отраслей промышленности требует дальнейшего улучшения свойств этих материалов. Так, в настоящее время, актуальной остается проблема повышения эксплуатационных свойств различных клапанов, выполняемых из мартенситных сталей типа N18K9M5TPr, AISI410 H9S2 и др. (европейские стандарты).

В последнее время для улучшения конструктивных материалов применяют методы инженерии поверхности. Среди них выделяются методы азотирования, которые позволяют в значительной степени увеличить эксплуатационные свойства изделий из мартенситной стали. В работе [3] показано, что в результате газового азотирования усталостная выносливость стали N18K9M5TPr увеличивается на 45%. При этом процессе азотирования в течение 10-20 ч выносливость стали не зависит от температуры (450 - 470°C). Толщина и прочность

азотированного слоя и значения остаточных напряжений в указанных диапазонах температуры и времени влияния на выносливость не оказывают. В это же время наблюдалось ухудшение коррозионной выносливости в процессе азотирования при температуре выше 470°C.

Аналогичным образом проявляются свойства и у стали AISI410 (0,02C; 12Cr; 0,2Mn; 0,8Si), подверженной азотированию при применении термического разряда в течение 4-6 часов при температуре 500°C [4]. Дифракционные исследования показали наличие в азотированном слое таких элементов, как Fe₄N, Fe₂₋₃N и CrN. Толщина диффузионного слоя при восьмичасовом процессе составила 110 мКм, а микротвердость 1250HV0,025. Кроме того, эту сталь подвергали азотированию с помощью плазмы при температуре 590°C с добавлением водорода [5]. В этом случае был отмечен значительный рост микротвердости ~ 850HV1. Увеличение времени азотирования до 24 ч. привело к возрастанию толщины слоя со 110 мКм до 180 мКм.

Патеюк А., доцент каф. технологии машиностроения Белостокской Политехники, Республика Польша.