



КОМБИНИРОВАННАЯ ЛАЗЕРНО-МИКРОПЛАЗМЕННАЯ НАПЛАВКА ПОРОШКАМИ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Ni–Cr–B–Si

Ю. С. БОРИСОВ, В. Ю. ХАСКИН, доктора техн. наук,
С. Г. ВОЙНАРОВИЧ, А. Н. КИСЛИЦА, А. Ю. ТУНИК, Л. И. АДЕЕВА, кандидаты техн. наук,
Е. К. КУЗЬМИЧ-ЯНЧУК, А. В. БЕРНАЦКИЙ, А. В. СИОРА, инженеры
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Проведено исследование структурных особенностей наплавленных слоев порошками сплавов системы Ni–Cr–B–Si, полученных комбинированным лазерно-микроплазменным способом. Определены технологические преимущества и недостатки объединения процессов лазерной наплавки и микроплазменного напыления. Показано, что разработанный способ комбинированной лазерно-микроплазменной наплавки позволяет повысить качество наносимых слоев при сохранении основных преимуществ, характерных для лазерной порошковой наплавки.

Ключевые слова: комбинированная лазерно-микроплазменная наплавка, никелевый самофлюсующийся сплав, структура, фазовый состав, твердость, износостойкость

Для нанесения покрытий из сплавов системы Ni–Cr–B–Si используют различные методы газотермического напыления — газопламенный, плазменный, детонационный. Напыление с оплавлением проводят в одну (газопорошковая наплавка) или в две последовательных стадии — напыление с последующим оплавлением напыленного слоя. Напыленные NiCrBSi-покрытия сохраняют основные свойства NiCrBSi-сплава (износостойкость и коррозионную стойкость), но не имеют высокой прочности сцепления (обычно менее 35...40 МПа). После оплавления прочность связи слоя NiCrBSi-покрытия с основой возрастает до 70...75 МПа [1].

Для ряда промышленных задач желательно получение прочности сцепления, максимально приближенной к прочности основного металла. Поэтому в последнее время все больший интерес вызывает процесс лазерного оплавления покрытий. К преимуществам данного процесса относятся высокая термическая локальность и минимальное влияние на основной материал, малый (5...20 мкм) размер переходной зоны, что минимизирует попадание основного металла в наплавленный, а также способствует измельчению структуры материала, приводящему к повышению механических свойств. Однако при лазерном оплавлении вследствие резко неоднородного нагрева, особенно покрытий толщиной более 0,5 мм, и последующего охлаждения образуются усадочные трещины [2, 3].

В публикациях [4–6] отмечается, что характерные для лазерного оплавления недостатки могут быть устранены при комбинации плазменного и лазерного нагрева. Одним из таких про-

цессов, который объединяет преимущества лазерной наплавки и микроплазменного напыления, является комбинированная лазерно-микроплазменная наплавка (КЛМПН) [7]. Она позволяет устранять характерные для лазерной наплавки недостатки (образование внутренних пор и микротрещин), осуществлять подготовку обрабатываемой поверхности непосредственно в процессе нанесения материала, а также обеспечивает сплавление нанесенных слоев с основным металлом.

Целью данной работы являлось исследование структурных особенностей наплавленных слоев порошками сплава системы Ni–Cr–B–Si (ПГ-12Н-01 и ПГ-12Н-02), полученных КЛМПН, и определение технологических преимуществ объединения процессов лазерной наплавки и микроплазменного напыления.

Методики исследования. На подложку из стали Ст3 и стали 38ХН3МФА методом КЛМПН наносили слои порошками самофлюсующихся сплавов (ПГ12Н-01 и ПГ12Н-02) толщиной 0,3...1,2 мм, исследовали их структуру, фазовый состав и свойства. Для исследования полученных наплавленных слоев применили комплексную методику, включающую металлографию (с использованием микроскопа «Неофот-32», оснащенного приставкой для цифрового фотографирования), дюрметрический анализ (твердомер М-400 фирмы «ЛЕСО» с нагрузками 0,25, 0,50 и 1,0 Н), рентгеноструктурный фазовый анализ (РСФА), который проводили в монохроматическом CuK_α -излучении на дифрактометре «ДРОН-УМ1». В качестве монохроматора использовали монокристалл графита, установленный на пути дифрагированного пучка. Дифрактограммы снимали методом шагового сканирования в интервале углов $20^\circ < 2\theta < 90^\circ$. Шаг сканирования составлял $0,05^\circ$,



Таблица 1. Химический состав порошков никелевых сплавов (Ni — основа), мас. %

Марка порошка	Cr	B	Si	Fe	C
ПГ-12Н-01	8...14	1,7...2,8	1,2...3,2	2...5	0,3...0,6
ПГ-12Н-02	10...16	2,0...4,0	3,0...5,0	3...6	0,4...0,8

время экспозиции в точке 3...7 с. Обработку данных дифрактометрического эксперимента осуществляли с использованием программы для полнопрофильного анализа рентгеновских спектров от смеси поликристаллических фазовых составляющих PowderCell 2.4.

Для сравнения количества трещин в наплавленных образцах ввели показатель трещинообразования α , значение которого определяли в процентах. За нуль приняли отсутствие трещин в наплавленном слое, а за 100 % — сетку трещин с шагом 1 мм. Исследования показали, что этот показатель может быть оценен по формуле $\alpha = 3/L$, где L — расстояние между трещинами, мм.

Исследование износостойкости наплавленных слоев проводили на машине трения 2070 СМТ-1 по схеме «диск—штырь» без смазки. Образцы диаметром 40 мм перед исследованием шлифовали (чистота поверхности Ra 1,6 мкм). Материал контртела — сталь 45, термообработанная до твердости HRC 55. Перед испытаниями проводили приработку поверхностей, наличие которой фиксировали по стабилизации момента трения в паре. Относительную износостойкость определяли по потере массы при скоростях скольжения 1,3 м/с в режиме ступенчатого нагружения, время испытаний на каждой ступени 15 с, нагрузка 0,2 кН. Износостойкость наплавленных образцов относительно основного металла определяли на самодельной машине трения по системе «цилиндр—штырь» методом сухого трения. Поскольку эта машина представляет собой нестандартную разработку, получаемые с ее помощью результаты рассматривали как относительные. В качестве базового выбрали образец из стали 38ХНЗМФА после объемной (печной) закалки и термообработки, имевший твердость HRC 43...44. Измеряемый по изменению массы (в граммах) износ образцов сопоставляли с износом базового образца. Для повышения точности получаемых результатов изменений увеличивали время трения. Контртело изготавливали из твердого сплава Т15 или стали 45, закаленной до твердости HRC 50...55. Удельное давление устанавливали в пределах 11... 12 МПа, количество оборотов испытуемого образца 50... 1600 мин⁻¹, линейные скорости трения 0,4...15,0 м/с. Во всех случаях взвешивание образцов до и после испытаний на трение проводили на аналитических весах ВПР-200 с точностью 0,0005 г.

Материалы, оборудование и принцип работы установок. В качестве наплавляемых материалов использовали порошки никелевых самофлюсующихся сплавов ПГ-12Н-01 и ПГ-12Н-02 с размером частиц 40...100 мкм (ТУ 48-19-383—84), химический состав которых приведен в табл. 1. Порошки, полученные распылением инертным газом, имеют правильную округлую форму частиц, приближающуюся к сферической. Фракционный состав —40... + 100 мкм. Твердость порошка ПГ-12Н-01 составляет HRC 36...45, $T_{пл} = 1080$ °С; ПГ-12Н-02: HRC 46...55; $T_{пл} = 1050$ °С.

В качестве источника лазерного излучения применяли CO₂-лазер TR-100 (производства фирмы «Rofin Sinar», Германия) мощностью до 10 кВт. В экспериментах использовали излучение этого лазера мощностью 2, 3 и 4 кВт совместно с микроплазменной струей мощностью до 1,5 кВт.

Для формирования микроплазменной струи использовали установку МПН-004 с микроплазмотроном МП-04, разработанную в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины (на конструкцию микроплазмотрона получен патент Украины «Плазмотрон для напыления покрывающих» UA В23К10/00 № 2002076032).

Конструкция и параметры работы микроплазмотрона обеспечивают формирование ламинарной плазменной струи (критерий Рейнольдса составляет 0,10...0,55). По этому критерию процесс микроплазменного напыления характеризуется [8]:

низкой тепловой мощностью, что позволяет уменьшить нагрев основы и обеспечить нанесение покрытий на изделия малых размеров и с тонкими стенками без существенного локального перегрева и коробления;

небольшим уровнем шума при напылении ламинарной плазменной струей, который составляет всего 30...50 дБ, что не требует использования громоздких защитных камер;

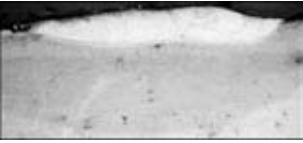
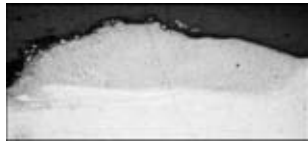



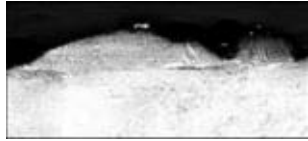

небольшим размером пятна напыления (1...5 мм) при малом диаметре сопла 1...2 мм.

Последний параметр является ключевым при реализации процесса лазерно-микроплазменной наплавки, поскольку обеспечивает адекватность геометрических размеров пятна напыления и фокального пятна лазера. Таким образом, при размере пятна напыления порядка 5 мм можно обеспечить его полное перекрытие фокальным пятном лазера, при этом плотность тепловой мощности в пятне оказывается достаточной для переплава напыленного слоя и сплавления с основой.

Схема процесса наплавки представлена на рис. 1. Образец (пластину) устанавливали на рабочую станцию под примерно равными углами к осям лазерного излучения и плазменной струи. Пучок лазерного излучения подавали вертикально сверху. Перпендикулярно ему в пятно фокуси-



Таблица 2. Влияние мощности и скорости передвижения образца при КЛМШН на высоту и качество наплавленного порошками ПГ-12Н-02 валика

Номер образца	$P_{\text{лаз}}$, кВт	v , м/ч	E , Дж/мм	Макроструктура, $\times 20$	h , мм	Примечание
1	4	30	635		0,4	Наличие микротрещин
2	3	6,5	2380		1,2	Валик, неравномерный по высоте
3	3	10	1545		0,8	Равномерный валик
4	3	20	770		0,6	» »
5	3	30	520		1,0	» »
6	2	10	1185		0,3	Валик, неравномерный по профилю
7	2	20	590		—	Валик не сформирован

ровки направляли плазменную струю, транспортирующую наплаваемый порошок. Зоны действия лазерного излучения и микроплазменной струи были совмещены друг с другом и образовывали общую зону, относительно которой перемещалась станина с образцом. Для выравнивания поверхности наносимого слоя вводили дополнительное сканирование с помощью сканатора (рис. 2).

Принцип работы данного приспособления следующий: двигатель постоянного тока 3 (рис. 2, б), частота вращения которого регулируется в пределах $10 \dots 200 \text{ мин}^{-1}$, передает вращающий момент на эксцентрик 2, ось которого смещена от-

носительно оси двигателя. Эксцентрик контактирует с обоймой 1, заставляя ее колебаться относительно полуосей. Вместе с обоймой совершает колебания и закрепленная в ней линза. Это приводит к периодическим отклонениям оси фокусирования излучения от вертикального положения, что в свою очередь смещает положение фокального пятна. Как следствие, пятно фокусирования лазерного излучения на изделии начинает колебаться с определенной частотой, зависящей от частоты вращения двигателя 3. Амплитуда таких колебаний зависит от величины эксцентриситета, которая устанавливается с помощью эксцентрика 2. Возврат обоймы в начальное поло-



жение совершается пружиной 5, постоянно находящейся в сжатом состоянии. Вся конструкция размещена на поворотном кронштейне 4, что позволяет произвольно выбирать направление колебаний по отношению к направлению лазерной обработки. Это дает возможность совершать как поперечные, так и продольные колебания излучения.

Эксперимент. С целью установления зависимости высоты наплавляемого слоя h (мм) от параметров режима процесса наплавку сначала вели одиночными валиками на пластину из стали Ст3 ($\delta = 8$ мм). В качестве варьируемых параметров выбрали следующие: мощность лазерного излучения $P_{\text{лаз}}$ (кВт), погонную энергию E (Дж/мм), скорость перемещения образца v (м/ч). Массовый расход порошка $G_{\text{п}}$ в ходе экспериментов изменяли в пределах 0,1...0,2 г/с. Прочие параметры режима оставались неизменными: диаметр пятна сфокусированного на поверхность образца излучения $d_{\text{п}} = 5...6$ мм, сила тока плазмотрона $I = 43$ А, напряжение $U = 30$ В, расход рабочего газа (аргона) $Q_{\text{плазм}} = 80$ л/ч, расход защитного газа (аргона) $Q_{\text{защ}} = 240$ л/ч. Для оптимизации величины перекрытия валиков (по критерию шероховатости получаемого покрытия на аналогичную пластину) проводили наплавку нескольких валиков с перекрытием 10...50 % их ширины.

Снижение высоты наплавляемого валика с повышением мощности лазерного излучения (табл. 2, образец № 1) связано с угаром части наплавляемого материала, а также с перегревом основного металла и растворением в нем части материала наплавляемого валика. Увеличение высоты валика (табл. 2, образец № 5) объясняется имевшей место нестабильностью в подаче порошка.

Обсуждение результатов. По результатам проведенных экспериментов для реализации процесса лазерно-микроплазменной наплавки сталей порошками сплавов системы Ni-Cr-B-Si выбрали режим, соответствующий образцу № 4, который позволил получать бездефектные слои в сочетании со сравнительно невысокой погонной энергией процесса. Уменьшение последнего параметра привело к образованию такого дефекта, как микротрещины (табл. 2, образец № 1, 5). Дальнейшие исследования показали, что при повышении массового расхода порошка до $G_{\text{п}} = 0,5...0,8$ г/с скорость перемещения может быть увеличена до 60 м/ч при сохранении прочих параметров режима неизменными. Это позволит обеспечивать геометрию наплавляемых валиков, аналогичную описанной в табл. 2, в сочетании со снижением погонной энергии процесса и уменьшением зоны термического влияния

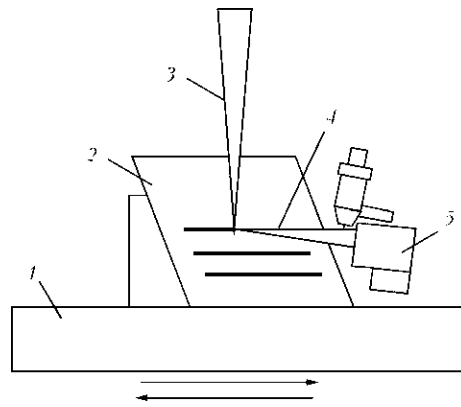


Рис. 1. Схема процесса комбинированной лазерно-микроплазменной наплавки: 1 — станина; 2 — образец; 3 — лазерный пучок; 4 — плазменная струя; 5 — микроплазматрон

(ЗТВ). Кроме того, установлено, что приемлемая шероховатость наплавляемых слоев (порядка Ra 200...300 мкм) имеет место при коэффициенте перекрытия валиков $K_{\text{п}} = 25...30$ %. Это означает, что при ширине валиков 6 мм поперечное перемещение образца для наплавки каждого последующего валика составит не менее 4 мм. Также было установлено, что оптимальные режимы лазерно-микроплазменной наплавки обеспечиваются в диапазоне погонных энергий 500...800 Дж/мм. Для сравнения отметим, что при лазерной порошковой наплавке погонная энергия составляет 120...250 Дж/мм [9]. Такое сравнение свидетельствует о том, что в случае комбинированной наплавки должен иметь место перегрев наносимых слоев и увеличение размера ЗТВ по сравнению с лазерной наплавкой.

Перегрев наплавленных лазерно-микроплазменным способом слоев приводит к некоторому снижению их твердости. Это снижение тем больше, чем выше погонная энергия процесса, и, следовательно, температура в рабочей зоне. Объясняется

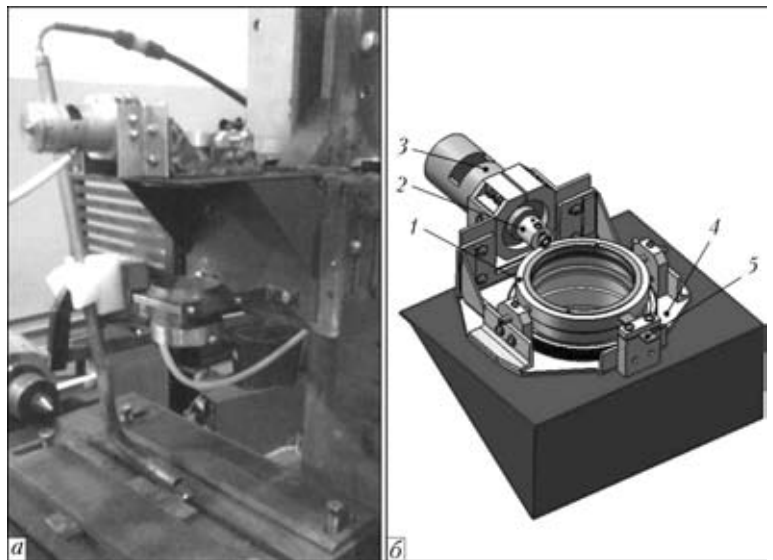


Рис. 2. Внешний вид (а) и схема конструкции (б) сканатора лазерного излучения: 1 — обойма с линзой; 2 — эксцентрик; 3 — двигатель постоянного тока; 4 — кронштейн; 5 — пружина



это тем, что при плазменном напылении самофлюсующихся сплавов при температуре, близкой к температуре их плавления, происходит угар (окисление) бора с образованием B_2O_3 . Согласно данным работы [10] при температуре $2000^\circ C$ в зоне процесса содержание B_2O_3 в оксидной пленке достигает 81 ат. %. В условиях комбинированного лазерно-микрплазменного процесса температура рабочей зоны выше, чем при плазменном напылении, что интенсифицирует угар бора.

Эксперименты показали, что при нанесении слоев высотой не ниже 0,6 мм с погонными энергиями 300...400 Дж/мм снижение твердости минимально. Слои, наплавленные с такими энергиями, имеют твердость, соответствующую паспортной твердости использованных наплавочных сплавов. Исследования слоев, полученных КЛМПН, показали, что во всех образцах наплавленных слоев имеют достаточно мелкодисперсную литую структуру. При этом в нижней части наплавленных слоев наблюдается образование столбчатых дендритов металла, рост которых происходил в направлении теплоотвода от зоны сплавления с основным металлом. В верхней части наплавленных слоев столбчатые дендриты, как правило, переходят в зону более мелких равноосных кристаллов, что сопровождается некоторым повышением микротвердости. Микротвердость слоев, нанесенных на скоростях перемещения образцов до 30 м/ч, в большинстве случаев составляет порядка 3000 МПа.

Исследования структур наплавленных образцов показали следующее. Образец № 1 (см. табл. 2, рис. 3, а) отличается от прочих наличием дефектов структуры — поперечными трещинами в литой структуре, которые проходят по границам дендритов в наплавленном металле. ЗТВ в основном металле весьма велика — имеет ширину в 2,5 раза больше толщины наплавки. Образцы № 2–4 (см. рис. 3, б–д) не имеют трещин и отслоений от основы. В образце № 5 обнаружены микротрещины, аналогичные наблюдаемым в образце № 1, что объясняется близкими погонными энергиями наплавки этих образцов. Образцы № 6, 7, напыленные при меньшей мощности лазера, отличались формированием валика более низкого качества. Во всех образцах структура наплавленного металла литая дендритная, переходящая в верхней части в мелкокристаллическую. По границам светлых дендритов наплавленных слоев, представляющих собой твердый раствор на основе γ -никеля, расположены прослойки, состоящие из боридов Ni_3B и силицидов Ni_2Si никеля и, возможно, их эвтектики с γ -Ni, а также карбидов хрома $Cr_{23}C_6$, Cr_7C_3 .

Общая закономерность в структуре образцов заключается в том, что дендритная структура наплавки возле зоны сплавления с основным метал-

лом не содержит включений. Структура участка сплавления (белой полосы) состоит из γ -твердого раствора никеля и имеет пониженную твердость, в среднем на 25 % по сравнению с твердостью наплавки. Область, находящаяся ниже зоны сплавления (ЗТВ), по глубине можно разделить на две части: участок, граничащий с зоной сплавления, который имеет твердость 2590...3260 МПа, и участок, расположенный ниже, граничащий с основным металлом, который имеет меньшую твердость 1580...1940 МПа. Микротвердость основного металла в среднем 2100...2310 МПа. Предполагаем, что наличие участков металла ЗТВ с различной твердостью объясняется диффузионным перераспределением элементов. Возможно, такие легирующие элементы, как углерод, бор и кремний, из наплавленного слоя перешли в ту часть ЗТВ, которая граничит с переходной. Кроме того, углерод из нижней части ЗТВ по всей вероятности перераспределился в верхнюю часть. Размер, твердость участков наплавки и металла зависят от сочетания режимов лазерного и микрплазменного процессов, массового расхода присадочного порошка, а также скорости продвижения образца при КЛМПН.

Эксперименты показали, что увеличение пятна фокусирования лазерного излучения до значений $d_n = 5...6$ мм приводит к необходимости использования значительной мощности излучения лазера (порядка 3 кВт). Для уменьшения последнего параметра и снижения шероховатости поверхности слоя дополнительно ввели сканирование лазерного излучения поперек нанесению наплавки с амплитудой 2 мм и частотой около 20 Гц. Излучение сканировали с помощью сканатора, показанного на рис. 2.

Введение сканирования лазерного излучения поперечно направлению КЛМПН позволило уменьшить диаметр пятна, сфокусированного на обрабатываемой поверхности, до 4 мм и снизить мощность лазерного излучения до 2 кВт. При этом прочие параметры режима обработки остались без изменения. Введение сканирования излучения лазера уменьшило склонность к трещинообразованию в наплаваемых слоях. Общие тенденции структурообразования в этих слоях остались неизменными (рис. 4, а, б).

Качество получаемых слоев также зависит от массового расхода присадочного порошка. Так, процесс КЛМПН без сканирования излучения при массовом расходе порошка ПГ-12Н-02 в пределах $G_n = 1,0...1,2$ г/с позволил наносить качественные слои высотой 0,5...0,6 мм со скоростью 50 м/ч при мощности излучения $P = 3$ кВт. При этом размер ЗТВ был примерно равен высоте наплаваемого покрытия (рис. 4, в). Таким образом, расход порошковых присадочных материалов для

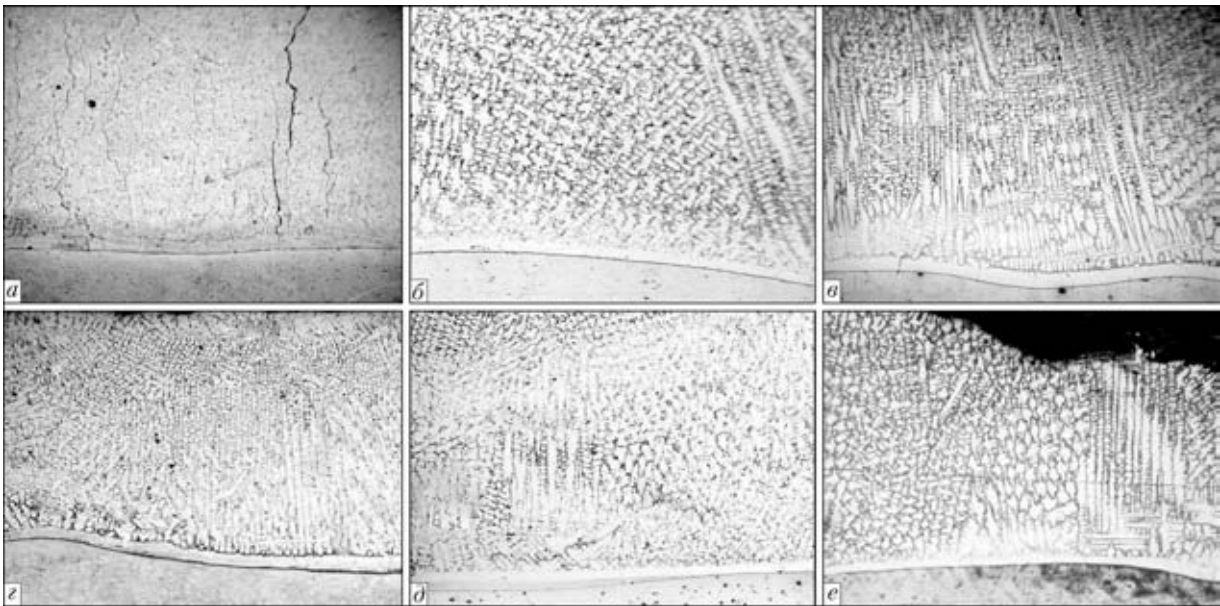


Рис. 3. Микроструктуры ($\times 100$) наплавленных слоев из порошка ПГ-12Н-02, полученных методом КЛМПН: а-е — соответственно образцы № 1–6 из табл. 2

КЛМПН целесообразно выбирать в пределах 0,8...1,2 г/с.

Полученные в описанных выше экспериментах результаты сравнивали с результатами наплавки тех же материалов, проводимой по разработанному в ИЭС им. Е. О. Патона способу лазерной порошковой наплавки [9]. Оказалось, что по величине неровностей (шероховатости) и внешнему виду наплавленных поверхностей они достаточно близки. Основное отличие заключалось в наличии незначительного количества порошкового материала на поверхности при КЛМПН.

Было установлено, что наплавленные лазерным способом слои из сплавов системы Ni–Cr–B–Si имеют показатель трещинообразования порядка 40...60 % ($\alpha = 0,4...0,6$), в то время, как комбинированная наплавка позволяет снизить этот показатель от 10...20 % ($\alpha = 0,1...0,2$) до полного устранения микротрещин.

Для определения износостойкости наплавляемых слоев использовали как стандартную машину трения 2070 СМТ-1, так и машину трения собственной разработки. Стойкость к износу при сухом трении скольжения определяли в процентах,

приняв за 100 % износостойкость стали 38ХНЗМФА, имевшую твердость $HRC\ 42...43$. В результате установлено (рис. 5), что показатели износостойкости при КЛМПН могут превосходить показатели, характерные для лазерной наплавки. Однако в случае несоблюдения теплового режима, т. е. перегрева образцов при низких скоростях наплавки, за счет разупрочнения твердых фаз износостойкость может значительно снижаться. Пример такого снижения износостойкости металла, наплавленного порошком ПГ-12Н-01, приведен на рис. 5 — этот показатель уменьшился почти до 60 % относительно аналогичного показателя для стали 38ХНЗМФА.

Выводы

1. Эффективность применения КЛМПН определяется снижением количества микротрещин в наплавленных слоях. Так, наплавленные лазерным способом слои сплавов системы Ni–Cr–B–Si (ПГ-12Н-01, ПГ-12Н-02) имеют показатель трещинообразования порядка 40...60 %, в то время комбинированная наплавка этих же сплавов поз-

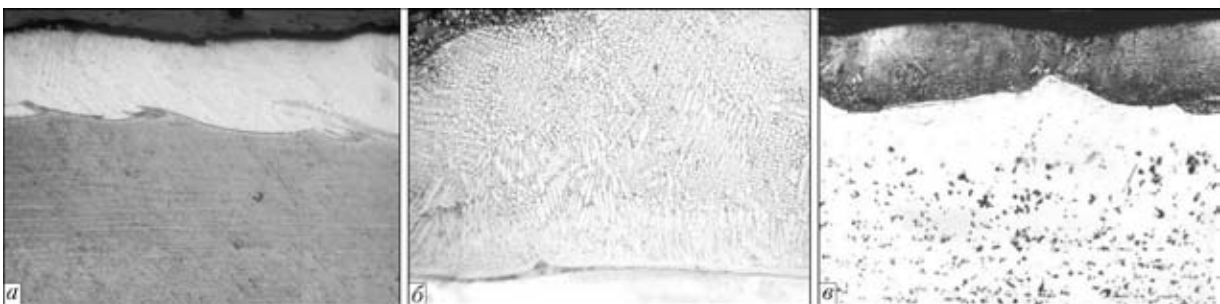


Рис. 4. Микроструктуры наплавленных слоев из порошка ПГ-12Н-02, полученных методом КЛМПН, при скорости процесса 20 (а, б), 50 м/ч (в); а, б — с поперечным сканированием лазерного излучения; в — без сканирования (а — $\times 25$; б — $\times 100$; в — $\times 32$)

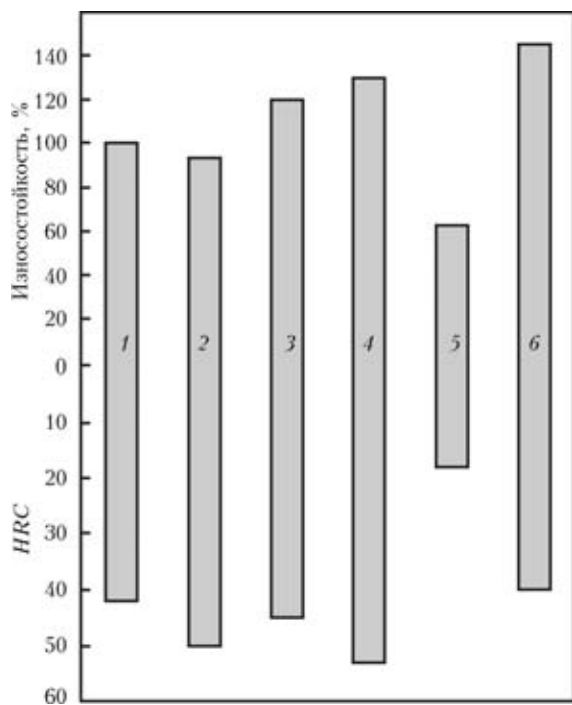


Рис. 5. Сравнение износостойкости и твердости HRC наплавленных различными способами сплавов системы Ni-Cr-B-Si со стойкостью стали 38ХНЗМФА к сухому трению: 1 — сталь 38ХНЗМФА; 2 — плазменное напыление порошком ПГ-12Н-02; 3, 4 — соответственно лазерная наплавка (ПГ-12Н-01 и ПГ-12Н-02); 5, 6 — комбинированное нанесение слоя соответственно порошками ПГ-12Н-01 и ПГ-12Н-02

воляет снизить этот показатель от 10...20 % до полного устранения микротрещин.

2. Сравнительные испытания на сухое трение образцов из основного металла (стали 38ХНЗМФА, износостойкость которой была принята за 100 %) и образцов, наплавленных одними и теми же сплавами системы Ni-Cr-B-Si, показали возможность обеспечения износостойкости порядка 120...130 % при лазерной порошковой наплавке и свыше 140 % при КЛМПН.

3. Несмотря на наличие указанных преимуществ, КЛМПН имеет некоторые недостатки по сравнению с лазерной наплавкой. К основным из них относятся увеличение размеров ЗТВ в основном металле; снижение твердости в наплавленных слоях в результате разупрочнения металла (угара (окисления) бора и, следовательно, снижения содержания боридных фаз, а также коагуляции час-

тиц карбидных и силицидных упрочняющих фаз). Причиной этого является повышение температуры в рабочей зоне вследствие значительного повышения погонной энергии процесса (до 500...800 Дж/мм) по сравнению с лазерной наплавкой (обычно 120...250 Дж/мм), необходимого для достижения оптимальных режимов.

4. Дальнейшие работы по устранению указанных недостатков позволят сделать целесообразным применение лазерно-микроплазменной наплавки для получения износостойких покрытий как на этапе изготовления, так и при восстановлении деталей типа вал, работающих в парах трения (например, деталей цилиндропоршневой группы двигателей внутреннего сгорания, ходовой части автомобильного и железнодорожного транспорта).

1. Газотермические покрытия из порошковых материалов: Справочник / Ю. С. Борисов, Ю. А. Харламов, С. Л. Сидоренко, Е. Н. Ардатовская. — Киев: Наук. думка, 1987. — 544 с.
2. Григорьянц А. Г., Сафонов А. Н., Шибяев В. В. Получение износостойких хромоникелевых и хромборникелевых покрытий при помощи лазерного излучения // Изв. вузов. Машиностроение. — 1982. — № 3. — С. 87–92.
3. Исследование трещинообразования при лазерной наплавке хромборникелевых порошковых сплавов / А. Н. Сафонов, А. Г. Григорьянц, В. В. Шибяев, А. Я. Овчаров // Там же. — 1984. — № 12. — С. 64–68.
4. Dillthey U., Wieschemann A. Prospects by combining and coupling laser beam and arc welding processes // Rivista Italiana della Saldatura. — 2000. — 52, № 6. — S. 749–759.
5. Surface preparation and thermal spray in a single step: the PROTAL process / C. Coddet, G. Montaron, T. Marchionne, O. Freneaux // Proc. of 15th ITSC, Nice, France. — 1998. — Vol. 2. — P. 1321–1325.
6. Кривцун И. В. Комбинированные лазерно-дуговые процессы обработки материалов и устройства для их реализации: Дис. ... д-ра техн. наук. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, 2002. — 393 с.
7. Лазерно-дуговые и лазерно-плазменные технологии сварки и нанесения покрытий / В. Д. Шелягин, И. В. Кривцун, Ю. С. Борисов и др. // Сварка в Сибири. — 2006. — № 1. — С. 32–36.
8. Микроплазменное напыление биокерамических покрытий / Ю. С. Борисов, С. Г. Войнарович, В. Г. Бобрин и др. // Автомат. сварка. — 2000. — № 12. — С. 63–67.
9. Лазерная наплавка цилиндрических деталей порошковыми материалами / О. А. Величко, П. Ф. Аврамченко, И. В. Молчан, В. Д. Паламарчук // Там же. — 1990. — № 1. — С. 59–65.
10. Взаимодействие никелевых самофлюсующихся сплавов с кислородом / С. М. Гершензон, Ю. С. Борисов, М. И. Разиков, В. Н. Бороненков // Свароч. пр-во. — 1978. — № 1. — С. 9–11.

Structural features of the Ni-Cr-B-Si alloy deposited layers produced by the combined laser-microplasma method were investigated. Technological advantages and drawbacks of a combination of the laser cladding and microplasma spraying processes were determined. It was shown that the developed combined laser-microplasma method allows improving the quality of the deposited layers and preserving the key advantages characteristic of the laser powder cladding process.

Поступила в редакцию 13.07.2012