

3. Егорова Ю.Б., Егоров Е.Н., Давыденко Р.А. Связь физико-механических свойств и обрабатываемости резанием отечественных титановых сплавов с их химическим составом. // Автомобильная промышленность, 2011, №12, с. 30-33.
4. Егорова Ю.Б., Мамонов И.М., Егоров Е.Н. О связи механических свойств титановых сплавов с их химическим составом. Труды МАТИ, 2009, с.
5. Егорова Ю.Б., Давыденко Л.В., Давыденко Р.А. Корреляция пластических характеристик титановых сплавов с их химическим составом // Материаловедение, 2012 г., № 9, с.26-31.
6. Егорова Ю.Б., Давыденко Л.В., Давыденко Р.А., Чибисова Е.В. Статистическое сопоставление механических свойств титановых сплавов разных классов. 77 Международная научно-техническая конференция ААИ «Автомобиле- и тракторостроение в России: приоритеты развития и подготовка кадров», МГТУ «МАМИ», 27-28 марта 2012 г., с. 53-60.
7. Титан в промышленности/ Сборник статей под ред. С.Г.Глазунова, М.: Оборонгиз, 1961, 314 с.
8. Производство титановых сплавов. / Сборник статей, вып. 4, М.: ОНТИ, 1967, 264 с.
9. Титан для народного хозяйства. М.: Наука, 1976, 288 с.
10. Производство титановых сплавов. / Сборник статей, вып. 5, М.: ВИС, 1969, 300 с.
11. Структура и свойства титановых сплавов. / Сборник статей под ред. С.Г. Глазунова и А.И. Хорева. М.: ОНТИ, 1972, 198 с.
12. Применение титановых сплавов. / Сборник статей под ред. С.Г. Глазунова и А.И. Хорева: ОНТИ, 1970, 50 с.
13. Легирование и термическая обработка титановых сплавов. / Сборник статей под ред. А.Т. Туманова, С.Г. Глазунова, А.И. Хорева. М.: ОНТИ, 1977, 42 с.
14. Кулаичев А.П. Методы и средства анализа данных в среде Windows. Stadia 6.0 – М: Информатика и компьютеры, 1996. - 257 с.

Влияние параметров плазменной дуги и материала заготовки на структуру и свойства наплавленного сплава Stellite 190 W

к.т.н. доц. Жаткин С.С., к.т.н. проф. Паркин А.А., Минаков Е.А.
Самарский государственный технический университет «СамГТУ»
8 (846) 332-42-27, sergejat@mail.ru, laser@samgtu.ru

Аннотация. Представлены результаты исследований по влиянию тока плазменной дуги, расстояния от среза сопла плазмотрона до поверхности заготовки, скорости наплавки и материала заготовки (стали 40Х, 19ХГНМА, Х18Н9Т) на процесс формирования геометрических размеров зоны наплавки, структуры и свойств наплавленного Stellite 190W.

Ключевые слова: плазменная наплавка, плазмотрон, микроструктура

Введение

В настоящее время в технологии машиностроения используется широкий спектр воздействия и модифицирования материалов и изделий, такие как электрофизические методы обработки и физико-химические технологии [1-3, 5, 9] Среди них немаловажное место занимают плазменные технологии, в частности плазменно-порошковая наплавка. На процесс получения качественного наплавленного материала влияет широкое разнообразие факторов: вид наплавляемого порошка, процентное содержание отдельных компонентов порошковой смеси, теплофизические свойства и температурная зависимость компонентов порошкового материала, их термодинамические константы; скорость и способ подачи порошкового материала в зону наплавки; мощности плазменной дуги, метод и режимы наплавки; величина тепловложения и условия теплоотвода, скорость кристаллизации наплавленного слоя, высоты наплавки, частота сканирования, влияние последующей термообработки.

В работе приведены результаты исследований по влиянию тока I_d плазменной дуги, расстояния h от среза сопла плазмотрона до поверхности заготовки, скорости наплавки и ма-

териала заготовки (стали 40X, 19ХГНМА, Х18Н9Т) на процесс формирования геометрических размеров зоны наплавки, структуры и свойств наплавленного *Stellite 190W* при плазменно-порошковой наплавке.

Методики эксперимента

В данной работе для исследований были использованы образцы из сталей с различными теплофизическими свойствами: 40X, 19ХГНМА, Х18Н9Т толщиной 15 мм. Температурные зависимости теплофизических свойств сталей 19ХГНМА, 40X, Х18Н9Т приведены в таблице 1. Химический состав наплавляемого *Stellite 190 W* представлен в таблице 2.

Плазменная наплавка порошка *Stellite 190 W* была произведена на автоматической плазменной установке ARC-6 при следующих режимах:

скорость наплавки $v_H = 2,5$ мм/с, 5 мм/с, 7 мм/с;

ток плазменной дуги $I_D = 80$ А, $I_D = 100$ А;

напряжение дуги 23 В;

расстояние от среза сопла до поверхности заготовки $h = 6$ мм, $h = 9$ мм, $h = 12$ мм;

диаметр сопла – 2,4 мм;

расход наплавляемого порошка $G = 16$ г/мин.

Таблица 1

Температурные зависимости теплофизических свойств сталей 19ХГНМА, 40X, Х18Н9Т

T°, C		20	200	400	800	1000
19ХГНМА	λ , Вт/(м*К)	-	29	30	31	32
	c , Дж/(кг*К)	-	490	515	540	569
Сталь 40X	λ , Вт/(м*К)	41	38	34	26	28
	c , Дж/(кг*К)	466	529	592	664	-
Х18Н9Т	λ , Вт/(м*К)	15	18	21	28	-
	c , Дж/(кг*К)	-	486	511	544	-

Таблица 2

Химический состав *Stellite 190 W*

Наименование материала	Массовая доля элементов, %							
	Co	Si	Mn	Ni	C	Fe	Cr	W
Stellite 190	основа	0,5-1,0	0,4-1,0	2,4-3,0	3,0-3,4	4,5-5,0	24-28	12-16

После наплавки проведено измерение геометрических размеров зон наплавки, микротвердости на микротвердометре ПМТ-3 по стандартной методике при нагрузке 200 г. Исследования микроструктуры зон плазменной наплавки проводились с использованием оптического микроскопа МИМ-8 и на аналитическом растровом электронном микроскопе *JSM-6390A* фирмы *JEOL* с энергодисперсионным рентгеновским анализатором при различных увеличениях. Дополнительно на микроанализаторе исследовалось распределение элементов по высоте наплавки.

Результаты исследований и их анализ

Исследование формы и измерение геометрических размеров зон наплавки. На рисунках 1-4 приведены фотографии зон наплавки и сплавления, полученных при различных расстояниях h от сопла до поверхности заготовки, скоростях v_H наплавки и токах плазменной дуги. В таблице 3 представлены результаты измерения геометрии наплавленного валика, зоны проплавления заготовки и микротвердости при различных скоростях наплавки и токах дуги. Из рисунков наблюдается несимметричность зоны проплавления – с левого края проплавление выше, чем справа. Наиболее заметно это при токе дуги 80 А и более высоких скоростях движения. В то же время несимметричность профиля наплавленного валика менее выражена. Процесс проплавления подложки начинается на начальной стадии наплавки, а рост верхних слоев валика происходит на уже закристаллизовавшиеся нижние слои.

При этом на формирование валика основное влияние оказывают процессы перемешивания и растекания расплава, а плавление подложки будет определяться мощностью дуги и степенью ее симметричности. Из рисунков 1-4 и таблицы 3 видно, что технологические па-

параметры процесса (скорость наплавки и ток плазменной дуги, расстояние от сопла до детали) определяют высоту и ширину наплавленного валика.

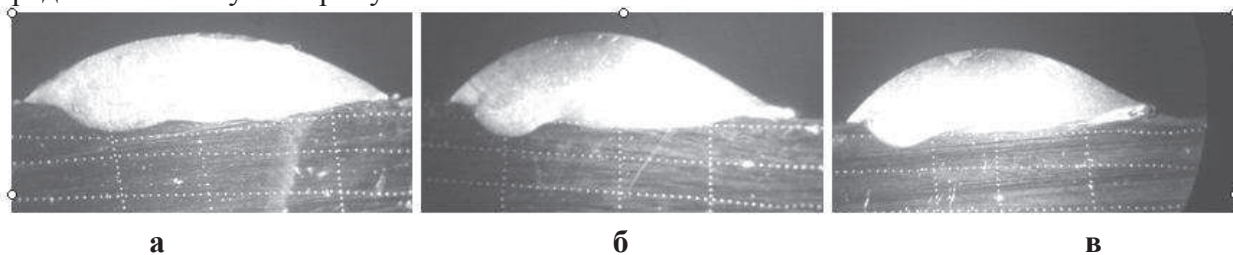


Рисунок 1. Сечения наплавленного валика при различных расстояниях от сопла до поверхности стали 40Х: а – $h = 12$ мм; б – $h = 9$ мм; в – $h = 6$ мм. $I_D = 80$ А, $v_H = 5$ мм/с, $\times 16$

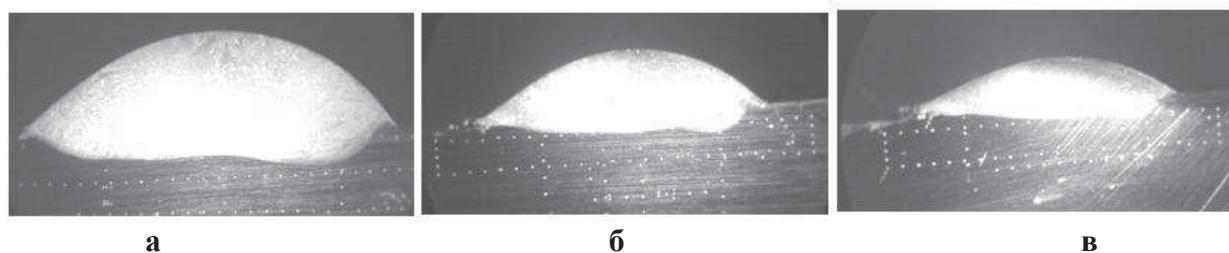


Рисунок 2. Сечения наплавленного валика на стали 19ХГНМ при различных скоростях наплавки: а – $v_H = 2,5$ мм/с; б – $v_H = 5$ мм/с; в – $v_H = 7$ мм/с. $I_D = 80$ А, $h = 9$ мм, $\times 16$

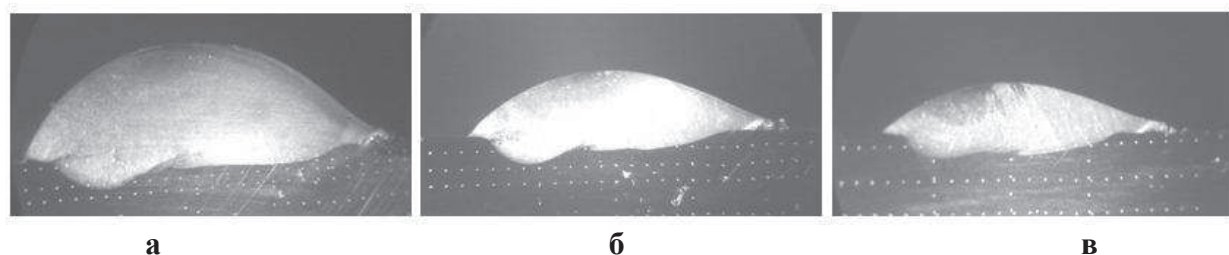


Рисунок 3. Сечения наплавленного валика на стали 40Х при различных скоростях наплавки: а – $v_H = 2,5$ мм/с; б – $v_H = 5$ мм/с; в – $v_H = 7$ мм/с. $I_D = 80$ А, $h = 9$ мм, $\times 16$

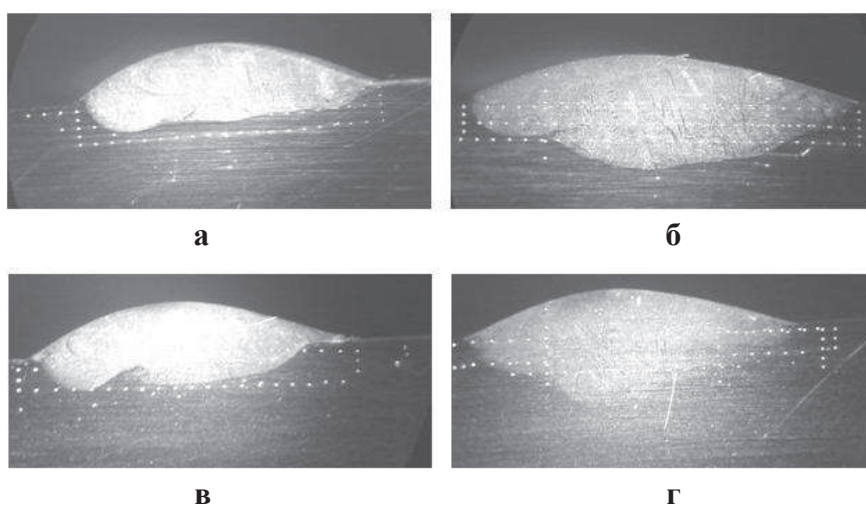


Рисунок 4. Сечения наплавленного валика на стали X18Н9Т при различных токах дуги и скоростях наплавки: а – $I_D = 80$ А, $v_H = 5$ мм/с; б – $I_D = 100$ А, $v_H = 5$ мм/с; в – $I_D = 80$ А, $v_H = 7$ мм/с; г – $I_D = 100$ А, $v_H = 7$ мм/с. $h = 9$ мм, $\times 16$

Высота валика с изменением расстояния h между соплом плазмотрона и поверхностью

образца с 6 до 9 мм падает в 1,4-1,5 раз, а ширина валика возрастает в 1,1 раза (таблица 3). Дальнейшее увеличение расстояния h не приводит к заметному изменению высоты и ширины валика. В то же время при всех расстояниях от сопла до поверхности наплавки глубина и ширина зоны проплавления практически не изменяются. Незначительное изменение высоты и ширины валика происходит только за счет расширения области попадания порошкового материала на подложку с ростом h .

Таблица 3

Размеры наплавленного валика и зоны проплавления подложки при наплавке Stellite 190 W на стали

Материал подложки	h , мм	I_d , А	v_H , мм/с	$H_{напл}$, мм	$H_{пропл}$, мм	$B_{напл}$, мм	$B_{пропл}$, мм	$\langle H_\mu \rangle$, кг/мм ²
сталь 40X	6	80	5	1,7-1,9	0,29	6,0-6,2	5,2	650
	9	80	5	1,1-1,4	0,27	6,2-6,7	4,9	700
	12	80	5	1,1-1,4	0,28	6,3-6,9	4,9	600
сталь 40X	9	80	2,5	2,1-2,3	0,43	8,0-8,3	6,73	700
	9	80	5	1,1-1,5	0,34	6,6-7,0	5,32	675
	9	80	7	0,8-1,0	0,31	5,5-6,0	5,06	650
сталь 19ХГНМА	9	80	2,5	2,1-2,5	0,4	8,3-8,7	7,1	650
	9	80	5	1,2-1,3	0,16	6,6-6,8	5,44	640
	9	80	7	1,0-1,1	0,12	5,9-6,1	4,76	550
сталь X18Н9Т	9	80	7	1,0	0,48	6,2-6,6	5,07	450
	9	100	7	1,0	1,1	6,2-6,6	6,14	355
сталь X18Н9Т	9	80	5	1,2-1,3	0,53	7,0-7,3	6,19	525
	9	100	5	1,1-1,2	1,43	8,5-9,0	8,05	455

Примечание: $H_{напл}$ – высота наплавленного валика; $H_{пропл}$ – глубина проплавления подложки; $B_{напл}$ – ширина зоны наплавки; $B_{пропл}$ – ширина зоны проплавления подложки; $\langle H_\mu \rangle$ – средняя микротвердость наплавленного валика

Изменение скорости наплавки дуги приводит к более заметному изменению высоты и ширины наплавленного валика, а также глубины и ширины проплавления подложки.

При увеличении скорости наплавки во всех случаях уменьшение высоты и ширины наплавленного валика обусловлено уменьшением времени воздействия дуги и, следовательно, массы подаваемого порошка. Снижение высоты валика и увеличение его ширины с ростом тока дуги до 100 А при наплавке на сталь X18Н9Т со скоростью 5 мм/с связано с растеканием расплава по поверхности заготовки. Увеличение скорости наплавки до 7 мм/с в этом случае практически не влияет на параметры наплавленного валика при изменении тока плазменной дуги с 80 А до 100 А.

Уменьшение глубины и ширины проплавления подложки с увеличением скорости наплавки происходит не только за счет уменьшения времени воздействия дуги, определяемое

эффективным радиусом и скоростью наплавки как $t_e = \frac{2 \cdot R_{эфф}}{v_H}$, а также определяется профи-

лем плазменной дуги по сечению. По большинству литературных данных [4-7] профиль плазменной дуги является гауссовым. Поэтому с ростом скорости движения дуги влияние периферийных областей дуги (хвостовая часть гауссовой функции) на нагрев материала существенно ослабевает. При этом ширина зоны проплавления во всех случаях меньше ширины наплавленного валика, так как проплавление подложки происходит на начальной стадии процесса. В этом случае в зоне наплавки видны наплывы (рисунки 1-4).

Следует также указать влияние подложки на процесс формирования валика и зоны проплавления. Если высота и ширина наплавленного валика на сталях 40X и 19ХГНМА слабо различаются, то по глубине проплавления подложки наблюдается существенное отличие. Более глубокое проплавление стали 40X при скоростях наплавки 5 и 7 мм/с возможно связано с её пониженной теплопроводностью и высокой теплоемкостью по сравнению со сталью 19ХГНМА (таблица 1). В практике наплавки важными технологическими параметрами являются отношение высоты и ширины наплавленного валика к глубине и ширине проплавления подложки соответственно.

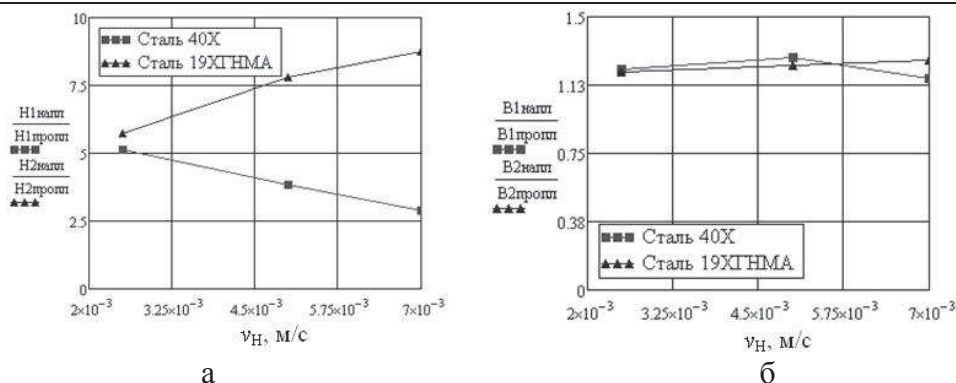


Рисунок 5. Отношение высоты и ширины наплавленного валика к глубине и ширине проплавления подложки для сталей 40Х и 19ХГНМА, ток дуги 80 А: а – отношение высоты наплавки к глубине проплавления подложки; б – отношение ширины наплавки к ширине проплавления подложки

На рисунке 5 приведены зависимости данных отношений от скорости движения дуги для сталей 40Х и 19ХГНМА, полученные по данным таблицы 3. С ростом скорости наплавки для стали 40Х отношения $H_{напл}/H_{пропл}$ и $B_{напл}/B_{пропл}$ снижаются, а для стали 19ХГНМА растут, что обусловлено более глубоким проплавлением стали 40Х по сравнению с 19ХГНМА и снижением ее скорости кристаллизации. Для формирования качественного наплавленного валика отношение высоты наплавки к глубине проплавления должно быть не менее 8 - 10. При меньших соотношениях наплавленный материал насыщается легирующими элементами подложки, что недопустимо из-за возможного ухудшения свойств наплавленного покрытия. Поэтому глубина проплавления подложки не должна превышать 0,1 – 0,3 мм. В этом случае допустимыми для наплавки *Stellite 190 W* на долотную сталь 19ХГНМА при токе дуги 80 А являются скорости наплавки 5 - 7 мм/с. Дальнейшее увеличение скорости наплавки может привести к появлению зон несплавления покрытия с подложкой из-за уменьшения глубины проплавления подложки. Для стали 40Х при данном токе допустимой является скорость наплавки 5 мм/с.

Наибольшее проплавление (0,48 – 1,43 мм) наблюдается на заготовке из нержавеющей стали Х18Н9Т, связанное с низкой теплопроводностью данной стали при невысоких температурах, что соответствует начальной стадии нагрева (таблица 1). При этом для тока дуги 80А ширина наплавленного валика существенно выше на подложке из стали Х18Н9Т, чем на сталях 40Х и 19ХГНМА. Очевидно, что для получения качественного покрытия при наплавке на нержавеющую сталь с допустимой глубиной проплавления подложки требуются более высокие скорости движения или меньшие значения тока плазменной дуги.

Косвенно качество наплавленного валика подтверждается данными по усредненной величине микротвердости в зоне наплавки, приведенными в таблице 3. По сравнению с наплавкой на стали 40Х и 19ХГНМА величина микротвердости в зоне наплавки на сталь Х18Н9Т существенно ниже, что связано со значительным растворением материала заготовки в зоне наплавки и медленным остыванием последней.

Моделирование процесса наплавки. Дополнительно в работе проводилось теплофизическое моделирование процесса плазменной наплавки *Stellite 190 W* на сталь. Расчеты проводились в пакете Mathcad 14. Более подробно теплофизическая модель и методика расчета описана в ранее опубликованной работе [5].

Расчеты температуры при моделировании проводились по формуле [2]:

$$T(x, y, z, t_m) = \frac{P_3}{4\pi\lambda H} \int_0^{t_m} \frac{1}{t + t_0} \exp \left[-\frac{(x + v_H t)^2 + [y - A \cdot \sin[\omega \cdot (t_m - t)]]^2}{4 \cdot a \cdot (t + t_0)} \right] \times$$

$$\left[1 + 2 \cdot \sum_{i=1}^{\infty} \cos \left(\frac{\pi i z}{H} \right) \cdot \exp \left(-\pi^2 i^2 \cdot \frac{at}{H^2} \right) \cdot \frac{1}{P_3} \int_0^H q_1(\zeta) \cos \frac{\pi i \zeta}{H} d\zeta \right] dt + T_0 \quad (1)$$

где: $P_{\Sigma} = \eta \cdot P_{\text{д}}$ – эффективная мощность плазменной дуги; $\eta = 0,7$ – КПД плазменной дуги; H – толщина слоя; $t_{\text{в}}$ – время воздействия дуги $t_{\text{в}} = \frac{2 \cdot R_{\text{эфф}}}{v_H}$; v_H – скорость наплавки; $R_{\text{эфф}} = 2,6$ мм – эффективный радиус плазменной дуги; $t_0 = R_{\text{эфф}}^2 / 4 \cdot a$; T_0 – начальная температура; $q_1(\zeta)$ – функция интенсивности источника теплоты по толщине.

Будем считать, что источник нагрева поверхностный, и согласно [3] для такого источника интеграл под суммой равен P_{Σ} . При этом мощность дуги определяется через ток и напряжение дуги $P_{\text{д}} = I_{\text{д}} \cdot U_{\text{д}}$. Напряжение дуги принималось равным 23 В. Толщина H в (1) включает глубину прогрева подложки и толщину нанесенного слоя покрытия за время воздействия [5]. Поскольку наплавка проводилась без сканирования, то частота ω и амплитуда A сканирования дуги принимались равными нулю.

На основе выражения (1) в Mathcad 14 была составлена программа, учитывающая рост плоского слоя H в пределах времени воздействия плазменной дуги $t_{\text{в}}$, а также изменение эквивалентных теплофизических свойств системы "покрытие-подложка" после нанесения каждого слоя. Частота сканирования была равна нулю.

В таблице 4 приведены результаты расчетов высоты наплавленного валика и глубины проплавления подложки в сравнении с экспериментальными данными для этих величин.

Таблица 4

Высота наплавленного валика и глубина проплавления подложки в зависимости от скорости движения и тока плазменной дуги

v_H , мм/с	I_d , А	h , мм	$H_{\text{НАПЛ}}$, мм		$H_{\text{ПРОПЛ}}$, мм	
			эксперимент	расчет	эксперимент	расчет
Сталь 19ХГНМА						
2,5	80	9	2,3	2,1	0,4	0,4
5	80	9	1,25	1,28	0,16	0,12
7	80	9	1,0	0,95	0,12	0,08
Сталь 40Х						
2,5	80	9	2,2	2,16	0,43	0,45
5	80	9	1,2	1,3	0,34	0,12
7	80	9	1,0	1,0	0,31	0,02
Сталь X18H9T						
5	80	9	1,3	1,1	0,53	0,4
7	80	9	1,0	0,8	0,48	0,27
5	100	9	1,2	1,0	1,43	1,23
7	100	9	1,0	0,75	1,1	0,92

Наблюдается хорошая корреляция между расчетными и экспериментальными данными по высоте наплавки и проплавлению подложки из стали 19ХГНМА. Наблюдаемое различие в расчетных и экспериментальных данных для сталей 40Х и Х18Н9Т может быть объяснено несимметричностью зоны проплавления (рисунки 3, 4), а также изменением теплофизических свойств подложки от температуры, что не учитывается в данной линейной модели.

Микроструктура и распределение элементов в зоне наплавки. На рисунке 6 хорошо видна дендритная структура наплавленного материала, характерная для стеллитов и представляющая твердый раствор хрома и вольфрама в кобальте. Размер дендритов увеличивается при смене подложки со стали 19ХГНМА к Х18Н9Т (рисунки 6, а-в). При наплавке на сталь Х18Н9Т наблюдается наиболее выраженный рост дендритов особенно с ростом тока дуги до 100 А (рисунки 6, в-д). Очевидно, что рост дендритов связан с условиями теплоотвода в материал подложки. При переходе от стали 19ХГНМА к Х18Н9Т глубина проплавления растет (таблица 4). С ростом глубины проплавления (за счет снижения скорости движения или увеличения тока плазменной дуги) тепловложение в подложку растет, что приводит к уменьшению скорости теплоотвода. Помимо дендритов в структуре наплавленного материала обнаруживаются простые и легированные вольфрамом карбиды хрома, окруженные карбидной эвтектикой, состоящей из карбидов хрома и твердого раствора легирующих элементов в ко-

бальте. На рисунке 7 представлена микроструктура *Stellite 190W*, наплавленного на сталь 19ХГНМА при токе дуги 85А. В верхней части зоны наплавки (рисунок 7,а) хорошо проявляются карбиды хрома, окруженные эвтектикой. На границе наплавленного слоя с подложкой и в зоне сплавления (рисунок 7,б) наблюдаются колонии дендритов с эвтектическими прослойками. В таблице 5 приведен элементный состав наплавки по точкам и зонам, соответствующим рисунку 7. В соответствии с микроструктурой в областях с выраженной концентрацией карбидов и эвтектики (зоны 001-005, таблица 5) наблюдается высокое содержание углерода. В нижней части зон наплавки и сплавления, состоящих из дендритов с небольшими прослойками эвтектики, наоборот, высокое содержание железа, поступающего из подложки (зоны 012-019, таблица 5).

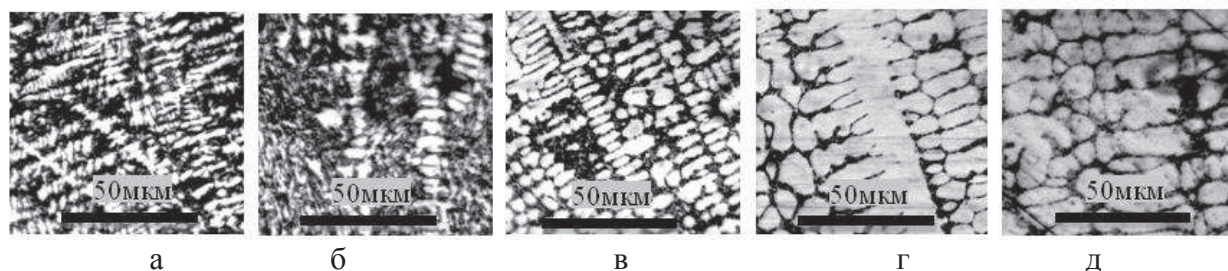


Рисунок 6. Микроструктура наплавленного *Stellite 190 W* на стали: а – 19ХГНМА, IД = 80 А, v = 5 мм/с; б – сталь 40Х, IД = 80 А, v = 5 мм/с; в – X18Н9Т, IД = 80 А, v = 5 мм/с; г – X18Н9Т, IД = 100А, vH = 5 мм/с; д – X18Н9Т, IД = 100А, vH = 7 мм/с; x500

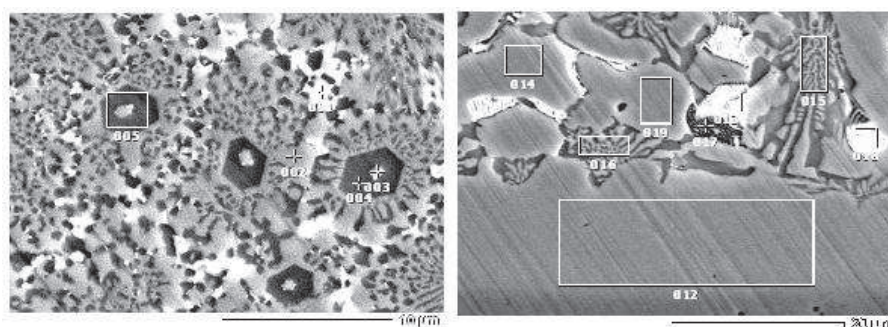


Рисунок 7. Микроструктура наплавленного валика *Stellite 190 W* (IД=85А) на сталь 19ХГНМА: а – верхняя часть зоны наплавки; б – зона сплавления с подложкой

Таблица 5

Элементно-спектральный анализ наплавленного валика *Stellite 190 W* на сталь 19ХГНМА (IД=85А)

Номер зоны	C, %	Cr, %	Fe, %	Co, %	W, %
001	16,94	15,55	7,49	43,87	11,83
002	13,2	24,41	7,75	44,35	7,29
003	11,57	17,18	8,32	51,75	7,52
004	14,24	16,2	7,78	48,59	9,45
005	12,14	26,26	7,42	44,51	6,78
012	2,28	8,78	47,18	35,08	2,29
013	3,49	13,64	25,52	33,49	19,47
014	2,42	10,25	40,56	39,45	2,83
015	4,84	24,09	27,96	33,67	5,53
016	4,78	22,87	29,22	33,95	5,38
017	4,24	14	32,01	40,91	5,1
018	3,78	12,77	26,42	34,69	17,83
019	2,21	11,29	37,81	40,84	3,38

В таблице 6 представлены данные микроанализа по высоте зоны наплавки *Stellite 190 W* на сталь 19ХГНМА при токах дуги 85 А и 100 А. С ростом тока дуги содержание железа в наплавленном слое возрастает за счет более глубокого проплавления подложки и растворения

материала матрицы в наплавке. При токе дуги 85А у зоны сплавления видно повышенное содержание вольфрама, что указывает на его седиментацию.

Таблица 6

Распределение элементов по высоте наплавленного валика Stellite 190W на сталь 19ХГНМА при различных токах дуги (в процентах)

Высота, мм	C	Cr	Fe	Co	W
<i>I_д=85А</i>					
1,921	16,31	22,47	6,37	42,33	11,13
1,601	12,67	23,43	6,22	43,40	12,79
1,281	13,02	24,07	6,11	43,05	12,00
0,961	12,73	25,70	6,27	41,75	12,12
0,640	12,95	21,72	6,28	44,56	12,79
0,320	11,72	19,74	7,09	43,79	16,13
<i>I_д=100А</i>					
2,352	17,32	22,29	11,30	35,69	11,86
2,016	11,50	21,27	13,16	41,15	11,05
1,680	11,65	21,11	13,13	40,65	11,70
1,344	12,35	21,09	13,46	40,65	10,74
1,008	11,86	21,60	13,23	41,29	10,19
0,672	12,44	21,02	13,35	39,84	11,58
0,336	13,66	21,91	23,02	30,75	8,93

При 100А седиментация вольфрама не наблюдается из-за его растворения по всему объему наплавки вследствие большего перегрева расплава. Следует также отметить, что с ростом тока дуги, особенно при 100А, наблюдается более равномерное распределение всех элементов по глубине наплавки.

Выводы

1. При плазменно-порошковой наплавке *Stellite 190 W* на стали 40Х, 19ХГНМА, Х18Н9Т глубина проплавления подложки и геометрические размеры наплавленного валика слабо зависят от расстояния между плазмотроном и наплавляемой поверхностью, а в большей степени определяются скоростью движения и током плазменной дуги, а также типом материала заготовки. При этом максимальная глубина проплавления наблюдается на подложке из нержавеющей стали.
2. По измерениям высоты наплавки и глубины проплавления подложки, а также ширины наплавки и ширины проплавления подложки установлены оптимальные режимы наплавки *Stellite 190 W* на стали 40Х и 19ХГНМА. При токе дуги 80 А допустимый диапазон скоростей движения дуги 5-7 мм/с.
3. При возрастании скорости движения и тока дуги при переходе от подложки из стали 19ХГНМА к стали Х18Н9Т происходит рост дендритов в зоне наплавки, что обусловлено снижением скорости теплоотвода. При этом по сравнению с наплавкой на стали 40Х и 19ХГНМА величина микротвердости в зоне наплавки на сталь Х18Н9Т существенно ниже, что обусловлено значительным растворением материала подложки в наплавке.
4. По данным рентгеноспектрального микроанализа у зоны сплавления установлено повышенное содержание вольфрама за счет его седиментации. С ростом тока дуги до 100А концентрация вольфрама у зоны сплавления снижается за счет его растворения по всему объему наплавки. При этом концентрация железа по всей зоне наплавки возрастает, а распределение элементов становится более равномерным.

Литература

1. Митрюшин Е.А., Моргунов Ю.А., Саушкин С.Б. Унифицированные технологии изготовления штампов с применением электрофизических методов обработки. «Металлообработка», 2010, № 2, с. 42-46.
2. Саушкин Б.П., Шандров Б.В., Моргунов Ю.А. Перспективы развития и применения физико-химических методов и технологий в производстве двигателей Журнал «Известия МГТУ «МАМИ», 2012, № 2, с. 242-248.
3. Астахов Ю.П., Кочергин А., Моргунов Ю.А., Митрюшин Е.А., Саушкин Г.Б. Микрообра-

- ботка поверхностных рельефов с применением физико-химических методов воздействия на материал. Научное издание. Технологии в машиностроении, 2012, № 7. с. 33-38.
4. Рыкалин Н.Н. Расчеты тепловых процессов при сварке. – М.: Машгиз, 1951. 296 с.
 5. Соснин Н.А., Ермаков С.А., Тополянский П.А. Плазменные технологии. Санкт-Петербург. Изд-во Политехнического университета. 2008. 405 с.
 6. Кархин В.А. Тепловые основы сварки. - Л. ЛГТУ, 1990. - 100 с.
 7. Медведев А.Ю. Расчет температурных полей при сварке и наплавке. Уфимск. гос. авиац. техн. ун-т. - Уфа, 2009.- 142 с.
 8. Жаткин С.С., Никитин В.И., Паркин А.А. Моделирование нагрева системы «Покрытие-подложка» при плазменной порошковой наплавке *Stellite 190* сканирующей дугой. Известия самарского научного центра Российской академии наук. Т. 11, № 5 (2), 2009.
 9. Паркин А.А., Жаткин С.С., Минаков Е.А. Оптимизация технологии плазменной наплавки порошковых материалов. Металлургия машиностроения. – 2011. № 1. с.44-49.
 10. Минаков Е.А., Жаткин С.С., Паркин А.А., Фураев О.С., Климов В.Г. Влияние режимов плазменной наплавки, структурных факторов и свойств на износостойкость наплавленного порошкового материала *Stellite 190W* / Известия Самарского научного центра Российской академии наук, 2011. т. 13, № 4 (3). с. 818-823.
 11. Жаткин С.С., Паркин А.А., Минаков Е.А. Особенности микроструктуры *Stellite 190W* при плазменно-порошковой наплавке на медь. / Естественные и технические науки.- 2011. - № 6 (56). – с.562-564. ISSN 1684-2626

Технологический синтез мехатронных станочных систем для многоосевой обработки

д.т.н. проф. Лукина С.В., к.т.н. доц. Иванников С.Н., к.т.н. доц. Крутякова М.В.,
Манаенков И.В.

Университет машиностроения
(495) 223-05-23, доб. 1451, lukina_sv@mail.ru, ivannikov.51@mail.ru

Аннотация. В статье рассматривается методика технологического синтеза мехатронных станочных систем для многокоординатной обработки. Методика наглядна, универсальна и реализована с использованием системы CAD/CAM/CAE/PDM системы SolidWorks.

Ключевые слова: технологический синтез, многоосевая обработка, мехатронная станочная система

Современный этап развития технологических систем высокотехнологичной обработки машиностроительных деталей характеризуется усилением конкуренции в области создаваемого производственного оборудования. Это проявляется в повышенных требованиях к качеству, надежности и многофункциональности технологических машин, вызванных появлением и освоением новых прецизионных и высокопроизводительных технологий. Возникает необходимость в создании нового поколения технологических машин, обладающих новыми возможностями и способных решать поставленные производственные задачи эффективно и с меньшими затратами.

Одним из эффективных направлений развития технологических машин является создание многоосевых станков мехатронного типа, оснащенных новейшими видами инструментов, комбинирующих традиционные виды лезвийной и абразивной обработки с высокоэнергетическим воздействием лазерным лучом или плазмой [1, 2]. Многоосевой станок мехатронного типа является сложной динамической системой. Задача синтеза такого станка является сложной и многоплановой. Обеспечить эффективную многокоординатную обработку возможно при решении ряда наукоемких проблем, связанных с множеством разнородных производственных факторов для удовлетворения комплекса противоречивых критериев, таких как производительность, себестоимость, точность и качество обработки (рисунок 1).