

Этот слой имеет более равновесную по сравнению с ними структуру и содержит более крупные структурные составляющие (например, размер карбидо-боридной фазы).

ЛИТЕРАТУРА.

1. Повышение адгезионной связи оплавленных лазерным излучением газотермических покрытий / Л. И. Гречихин [и др.] // Физика и химия обработки материалов. – 1990. – №3. – С. 76–82. 2. Отрадинский, Ю.А. Исследование микроструктуры самофлюсующихся твердых сплавов системы Ni-Cr-B-Si / Ю. А. Отрадинский, В. С. Матвеева, Г. В. Козлова // Ремонт деталей износостойкой наплавкой и сваркой: тез. докл. междунар. научно-техн. конф., Москва, 13—17 апр. 1987 г.— М., 1987.— С. 22—27. 3. Рыкалин, Н.Н. Лазерная обработка материалов / Н. Н. Рыкалин, А. А. Углов, А. Н. Кокора. - М.: Машиностроение. – 1975. – 296 с.

УДК 621.793

Девойно О.Г., Кардаполова М.А., Яцкевич О.К.

РЕНТГЕНОСТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ ПОКРЫТИЙ ИЗ САМОФЛЮСУЮЩИХСЯ СПЛАВОВ, ОПЛАВЛЕННЫХ ЛАЗЕРНЫМ ИЗЛУЧЕНИЕМ

*Белорусский национальный технический университет
Минск, Беларусь*

Самофлюсующийся сплав на основе никеля представляет собой многокомпонентную систему Ni-Cr-B-Si-C со сложной структурой, чувствительной к условиям нагрева [1]. Значительное влияние на конечную структуру покрытия из самофлюсующегося сплава оказывает способ оплавления (объемный или локальный). Различие в характере структуры покрытий оплавленных газовой горелкой и излучением лазера объясняется различными температурно-временными параметрами процессов.

Основными факторами, влияющими на формирование структуры обработанного лазерным излучением слоя, являются высокая скорость нагрева поверхностного слоя (порядка $10^4 - 10^6$ К/сек), обусловленная большой плотностью энергии и охлаждения, достигаемого за счет теплоотвода в массу металла. Высокие скорости нагрева приводят к сдвигу точек фазовых превращений, имеющих диффузионную природу. Большая скорость охлаждения расплавленной зоны приводит к неполному протеканию диффузионных процессов, образованию большого числа зародышей и формированию мелкодисперсной и неравновесной структуры. В процессе лазерной обработки с проплавлением материала основы картина осложняется за счет интенсивного перемешивания ванны расплава [2].

Легирование сплава может осуществляться как на стадии напыления покрытия в виде механических смесей, так и на стадии оплавления в виде предварительного нанесения на напыленное покрытие обмазок на основе аморфного бора и окиси хрома. Введение легирующих добавок (карбидов хрома, бора и вольфрама) в состав самофлюсующихся покрытий еще более затрудняет проведение структурных исследований.

В данной статье представлены результаты рентгеноструктурного анализа покрытий, оплавленных лазерным излучением, в зависимости от вида легирующих добавок.

Методика исследования. Изготовлены образцы с покрытием из самофлюсующегося сплава ПГ-СРЗ с различными композиционными добавками, введенными на стадии плазменного напыления в виде механических смесей (таблица 2).

Количественные оценки изменения структуры проводились с помощью рентгеноструктурного анализа. Рентгеноструктурные исследования осуществлялись с использованием

пакета прикладных программ «ARSANAL», который был разработан для автоматизированной обработки данных рентгеноструктурного анализа. Проведение съемок выполнялось в строго идентичных условиях на дифрактометре ДРОН-3,0 при скорости поворота образца 1 град/мин в медном монохроматизированном излучении; при этом в исследованном интервале углов толщина слоя 75%-ного поглощения энергии первичного пучка составила от 3 до 12 мкм (углы θ от 10 до 75°).

Результаты и их обсуждение. В таблице 1 приведены литературные данные о кристаллическом строении фаз, обнаруженных в исследованных покрытиях [3]. Результаты определения фазового состава и составов фаз покрытий приведены в табл. 2.

Таблица 1. Кристаллическая структура основных фаз, входящих в состав покрытий

Фаза	Сингония	Структурный тип	Периоды решетки			Объем ячейки
			a, Å	b, Å	c, Å	
Ni	Кубич.	Cu	3,5238	-	-	43,756
Fe	Кубич.	Mo	2,8664	-	-	23,551
Ni ₃ B	Ромбич.	Ni ₃ C	4,3600	5,20	6,64	150,54
Ni ₂ B	Тетрагон.	CuAl ₂	5,0000		4,24	106,00
Ni ₄ B ₃	Ромбич.	Оригин.	11,9600	2,98	6,57	234,16
NiB	Ромбич.	CrB	2,9360	7,36	2,968	64,14
Cr ₂ B	Ромбич.	Mn ₄ B	14,8370	7,338	1,255	463,26
B	Тетрагон.	Оригин.	10,0800		14,26	1448,91
V ₄ C	Тригон.	λ -Al ₂ O ₃	5,1700	$\lambda=65,75^\circ$	-	234,16

Из приведенных в таблице данных видно следующее: основную долю объема покрытий – от 40 до 60% составляет твердый раствор на основе никеля.

Таблица 2. Результаты рентгеновских исследований самофлюсующихся сплавов с композиционными добавками

№	Состояние образца	Фазы в покрытии	Количественные данные			Периоды решетки, Å			Объем ячейки, Å ³ , опыл/табл.	Вероятная примесь	Концентрация примеси или состав фазы
			Число линий	Σ , мм	Содержание (% об.)	a	b	c			
1	Сплав ПП-СРЗ, плазменное напыление на ст. 45, затем оплавление лазером. Наружная поверхность	Ni	7	502	56	3,5281	-	-	43,917/43,756	Fe	7,5% ат. Fe
		Ni ₂ B	7	73	8	4,9585	-	4,2301	104,64/106,00	Деф. В	Ni ₂ B _{0,9995}
		Ni ₃ B	15	225	25	4,2798	5,4919	6,7295	157,97/150,54	Cr	(Ni ₈₅ Cr ₁₅) ₃ B
		Cr ₂ B	5	98	11	14,9115	6,7931	4,8694	493,26/463,26	Si	Cr ₂ (B ₉₇ Si ₃)
2	То же, поверхность контакта с подложкой – сталью 45	Ni	6	395	58	3,5228	-	-	43,713/43,756	нет	никель
		Ni ₃ B	12	186	27	4,3781	5,3128	6,5060	151,33/150,54	Cr	(Ni ₉₈ Cr ₂) ₃ B
		Cr ₂ B	6	68	15	15,7291	7,2454	4,2364	482,57/463,26	Si	Cr ₂ (B ₉₈ Si ₂)
3	Смесь ПП-СРЗ + 30% об. V ₄ C. Плазменное напыление на ст. 45 сквозное оплавление лазером. Поверхность	Ni	8	531	51	3,5366	-	-	44,236/43,756	B	0,4% ат. B
		Ni ₃ B	4	99	10	4,3697	5,2685	6,6013	151,97/150,54	Cr	(Ni ₉₇ Cr ₃) ₃ B
		Cr ₂ B	7	90	9	15,0994	7,4400	4,2098	472,93/463,26	Si	Cr ₂ (B ₉₉ Si ₁)
		B	11	143	14	14,0407	-	10,1686	1451,55/1448,2	Нет	бор
		V ₄ C	7	169	16	5,5428	-	12,1027	322,00/328,92	Деф. C	V ₄ C _{0,9996}

№	Состояние образца	Фазы в покрытии	Количественные данные			Периоды решетки, Å			Объем ячейки, Å ³ , опыт/табл.	Вероятная примесь	Концентрация примеси или состав фазы
			Число линий	ΣJ, мм	Содержание (% об.)	a	b	c			
4	То же, вместо В ₄ С введено 30% об. Cr ₃ C ₂ Поверхность.	Ni	8	522	46	3,5386	-	-	44,34/43,756	Cr	5% ат.
		Ni ₃ B	18	342	30	4,4082	5,2482	6,5592	151,75/150,54	Cr	(Ni ₉₇ Cr ₃) ₃ B
		Ni ₄ B ₃	5	75	7	11,5761	2,8923	6,5413	219,02/234,16	Fe	Ni ₄ B _{2,9988}
		Cr ₂ B	13	179	16	14,1619	7,4321	4,2717	449,61/463,26	C	(Cr ₉₆ Fe ₁₄) ₂ B
		B	2	22	1	13,8856	-	10,0479	1401,80/1448,2	C	0,5% ат. C
5	Сплав ПГ-СРЗ, плазменное напыление на ст. 45 (0,7 мм) Добавлено 30% об. WC. Сквозное оплавление лазерным лучом. Поверхность	Ni	4	1240	16	3,5354	-	-	44,19/43,75	W	3% ат.
		Ni ₃ B	17	2940	37	4,3334	5,1602	6,5837	147,22/151,56	Деф. В	Ni ₃ B _{0,97}
		Ni ₂ B	6	645	8	4,9664	-	4,2792	105,55/105,70	нет	Ni ₂ B
		NiB	5	447	6	2,9403	7,2345	2,9631	63,03/63,17	нет	NiB
		Ni ₄ B ₃	8	1072	13,5	11,8359	2,9032	6,7179	232,15/234,16	Деф. В	Ni ₄ B _{2,97}
		W ₂ C	11	1258	16	2,9989	-	4,7345	36,87/36,47	В	W ₂ (C ₉₁ B ₆)
	Cr ₃ C ₂	6	338	3,5	5,6305	2,6104	12,0492	177,1/180,0	Деф. С	Cr ₃ C _{1,96}	

При введении борсодержащих добавок (обмазка перед оплавлением аморфным бором) в никелевой матрице возрастает содержание железа. Это может быть объяснено тем, что при введении бора в процессе перемешивания ванны расплава имеет место подплавление железной основы по механизму контактного эвтектического плавления (система Fe-B) при контакте материала обмазки с основой [4], и образование затем твердого раствора бора в никеле. При лазерном оплавлении покрытия с добавками карбида бора его частицы не успевают раствориться и указанный эффект практически не действует, как и в случае добавок карбида хрома и карбида вольфрама.

Бориды никеля составляют, как правило, 30-35% от объема покрытий, из них от 2/3 до 3/4 приходится на фазу Ni₃B, причем по глубине слоя это соотношение не меняется. Введение бора в сплав в виде обмазки способствует увеличению количества высших боридов никеля - Ni₄B₃ и NiB. В оплавленных покрытиях с добавками карбида бора обнаружено большое количество непрореагировавшего бора, который, по-видимому, является продуктом распада карбидных частиц.

Получению большого количества низшего бориды способствует не только высокое содержание самого никеля, но и наличие в покрытии мощного боридообразователя - хрома; в бориде Ni₃B он является обычной примесью. Для высших боридов характерна примесь более слабого, но также достаточно активного боридообразователя - железа, а в ряде случаев - дефицит бора, впрочем, весьма незначительный. Сравнение результатов съемок с поверхности и глубинных слоев покрытий (1 и 2 опыта) подтверждают, что температура, обеспечиваемая лучом лазера при плавлении, быстро снижается по глубине оплаваемой зоны, что является характерным для процесса лазерной обработки. Поэтому бориды никеля (прежде всего те, которых в слое наибольшее количество - Ni₃B и Ni₂B) в приповерхностных зонах легированы значительно сильнее, чем в зоне контакта с подложкой, однако это снижение не настолько значительно, чтобы воспрепятствовать диффузии железа в фазу Ni₄B₃ (показательно, что в этом бориде на поверхности слоя железа меньше, чем в глубине).

От 5 до 15% объема покрытия образует фаза Cr₂B, в которой часть бора, как правило, замещена кремнием, входящим в состав порошка. Интересным является факт, что в покрытии, в котором присутствовали добавки карбида хрома в условиях значительного перегрева, имеющего место при лазерном оплавлении, происходит его растворение без вторичной кристаллизации. Хром перераспределяется в твердый раствор никеля, образует дополнительное количество фазы Cr₂B, легирует бориды.

Другой особенностью является то, что проведенный анализ структуры во всех случаях, кроме лазерного оплавления покрытий с добавками карбида вольфрама, не показал наличия карбидной фазы. Согласно проведенным оценкам, углерод в покрытии присутствует, как примесь свободного бора.

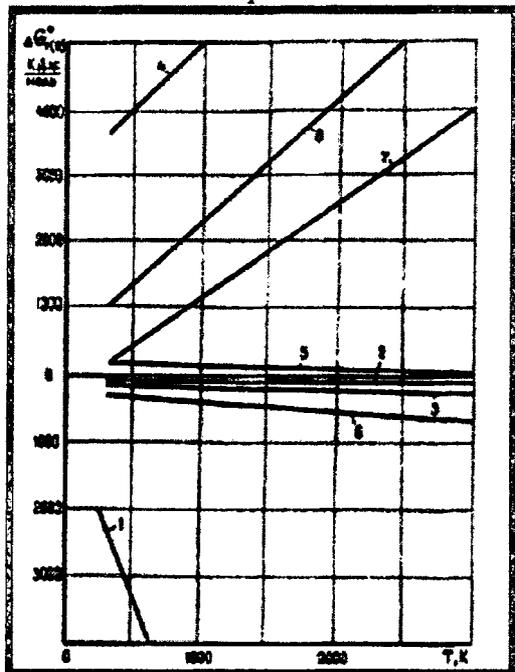


Рисунок 1 - Термодинамическая оценка возможности образования упрочняющей карбидо-боридной фазы
 1 - $23/6Cr + C = 1/6Cr_{23}C_6$; 2 - $3/2Cr + C = 1/2Cr_3C_2$;
 3 - $7/3Cr + C = 1/3Cr_7C_3$;
 4 - $7/27Cr_{23}C_6 + C = 23/27Cr_3C_2$;
 5 - $3/5Cr_7C_3 + C = 7/5Cr_3C_2$; 6 - $Cr + 2B = CrB_2$;
 7 - $1/2BCr_{23}C_6 + B = 32/2BCr_3C_2 + 1/2CrB_2$;
 8 - $1/18Cr_{23}C_6 + B = 1/9Cr_7C_3 + 1/2CrB_2$

Термодинамические оценки боридо- и карбидообразования, выполненные с помощью расчетов температурных зависимостей энергии Гиббса химических реакций (рис. 1) показывают, что карбиды хрома являются более термодинамически устойчивыми, чем бориды. Это видно из значений энергии Гиббса реакции взаимодействия карбидов хрома с бором с образованием боридов хрома. Кроме того, из рисунка видно, что термодинамически более устойчивыми являются низшие карбиды по отношению к высшим. Однако следует учесть, что карбид хрома $Cr_{23}C_6$ кристаллизуется по перитектической реакции, имеет сложную формулу и поэтому его образование в условиях быстрого охлаждения маловероятно. Наиболее вероятным было ожидать появление метастабильного карбида хрома Cr_7C_3 . Следует учесть, что при термодинамических оценках не учитывались изменения удельных энергий с учетом межфазного взаимодействия в расплаве.

Отсутствие линий карбидов на рентгенограммах можно объяснить их высокой степенью дисперсности вследствие высоких скоростей нагрева и охлаждения и тем, что линии перекрываются линиями боридной фазы, интенсивность которых высока вследствие большого количества боридов, а также небольшим процентным содержанием карбидной фазы.

В покрытиях с добавками карбида вольфрама после лазерного оплавления присутствует только гемикарбид вольфрама W_2C , хотя, как показали специально проведенные исследования, в процессе напыления монокарбид вольфрама присутствует. При лазерном оплавлении происходит его разложение в гемикарбид с образованием фазы Cr_3C_2 .

Практически все исследованные покрытия содержат 3-4% по объему элементарного бора; меньше всего его в покрытиях с добавками Cr_3C_2 . Присутствие кристаллического бора положительно влияет на триботехнические свойства покрытия с точки зрения снижения склонности поверхности трения к схватыванию [5].

Следует отметить характерную для процесса лазерного оплавления, как и для других процессов скоростной термообработки, особенность, заключающуюся в неравновесности и легированности твердых растворов и составляющих компонентов покрытия.

Так как время кристаллизации покрытия после проплавления лучом лазера было весьма малым, достаточно высокой представилась вероятность получения у твердого раствора кристаллографической текстуры. По известной методике Харриса мерой совершенства аксиальной текстуры является полюсная плотность отражений текстурной плоскости:

$$P_i = \frac{I_T}{\sum I_T} \cdot \frac{\sum I_{BT}}{I_{BT}}$$

где $I_{БТ}$ -интенсивность отражения плоскости на эталонном снимке, %; $\Sigma I_{БТ}$ -суммарная интенсивность снимка эталона (бестекстурного), %; I_T -интенсивность отражения от предполагаемой текстурной плоскости, мм (мм^2); ΣI_T - суммарная интенсивность отражений фазы, текстура которой исследуется, мм (мм^2).

При идеальной текстуре $I_T = \Sigma I_T$, т.е. предел P_t имеет вид:

$$\lim P_t = \Sigma I_{БТ} / I_{БТ}.$$

Таким образом, о степени совершенства текстуры можно судить по отношению величин P_t и $\lim P_t$.

Таблица 3. Параметры текстуры никелевой матрицы

№ съемки (см. табл. 2)	Параметры уравнения Харриса для линий												Полосная плотность P_t (в скобках предельная величина P_t)		
	(111)				(100)				(110)				111 (2,42)	100 (4,17)	110 (7,56)
	$J_{БТ}$	$\Sigma J_{БТ}$	J_T	ΣJ_T	$J_{БТ}$	$\Sigma J_{БТ}$	J_T	ΣJ_T	$J_{БТ}$	$\Sigma J_{БТ}$	J_T	ΣJ_T			
1	100	242	256	502	58	242	78	502	32	242	71	502	1,23	0,65	1,07
2			198	395			72	395			45	395	1,21	0,76	0,86
3			224	366			17	366			13	17	1,48	0,19	0,27
4			241	531			85	531			100	85	1,09	0,67	1,42
5			263	522			80	522			73	80	1,22	0,64	1,06

Из данных табл. 3 следует, что твердый раствор на основе никеля почти во всех исследованных случаях текстурирован в покрытии таким образом, что в его кристаллитах плоскость (111) ориентирована параллельно защищаемой поверхности ($P_t^{(111)} > 1$) во всех случаях, тогда как величины $P_t^{(100)}$ и $P_t^{(110)}$ существенно превышают единицу, лишь в 1 случае из 5). Однако величина P_t достаточно велика также лишь в одном случае из пяти (съемка 3). Иначе говоря, твердый раствор на основе никеля текстурирован таким образом, что перпендикулярно направлению подвода и отвода тепла ориентированы наиболее плотноупакованные плоскости (111) его кристаллитов; однако степень совершенства этой текстуры невелика. У химических соединений, найденных в покрытиях, признаков текстуры не обнаружено.

Для прогнозирования поведения покрытий в условиях интенсивного изнашивания важно знать характер изменения фазового состава по глубине покрытия. Изучали структуру после лазерного оплавления сплава ПГ-СРЗ и композиции: ПГ-СРЗ+30% об. V_4C на режимах $q = 2,7 \cdot 10^8$ Вт/мм²; $V = 1,6$ мм/с. Толщина покрытий составляла 0,4 мм. Было произведено 5 съемок: с поверхности и через 100 мкм вглубь после снятия слоев шлифованием.

В задачи исследования входило получить данные о составе фаз (твердых растворов и соединений) и с достаточной точностью определить изменения количеств

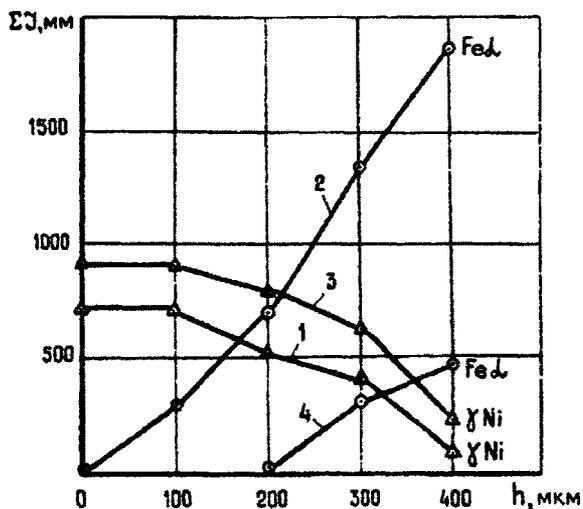


Рисунок 2- Распределение интенсивностей линий никеля и железа по глубине оплавленного слоя сплавов ПГ-СРЗ (1,2) и композиции

фаз в толщине покрытия. Графическая интерпретация полученных результатов приведена на рис. 2-4. Из приведенных данных видно (рис. 2), что количество γ Ni, начиная с 200 мкм, линейно убывает, количество железа линейно возрастает. Железо в исследованных объемах - практически чистый металл. В то же время γ Ni представляет собой твердый раствор, период решетки которого растет линейно до середины покрытия, потом также линейно падает (рис. 3). Это, видимо, связано с условиями неравномерного охлаждения сплава по сечению: центральная часть дальше находится под воздействием температурного фактора или с тем, что ближе к подложке никель легируется бором, который снижает период решетки никеля, образуя растворы смешанного типа.

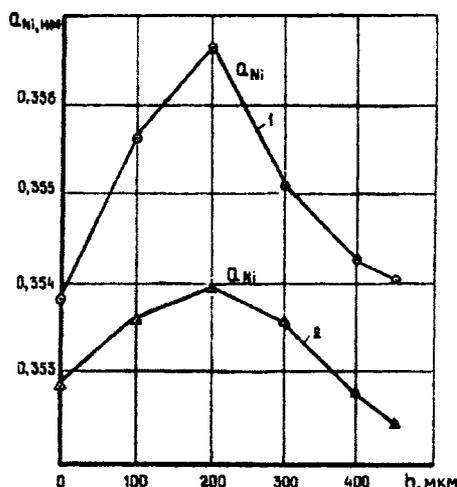


Рисунок 3- Изменение параметров решетки никеля по толщине покрытия сплава ПГ-СРЗ + 30 об. % V_4C (1) с сплава ПГ-СРЗ (2)

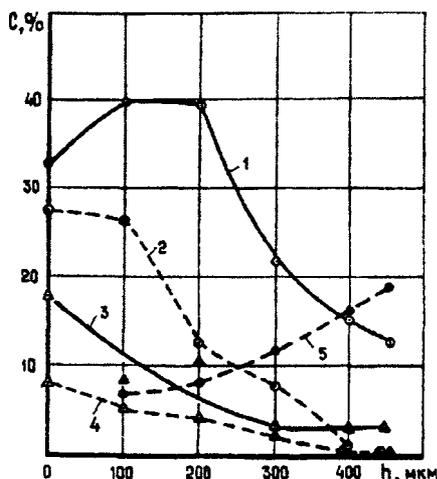


Рисунок 4-Распределение боридных фаз по толщине покрытия сплава ПГ-СРЗ (2,4) и композиции ПГ-СРЗ + 30 об. % V_4C (1,3,5) ○ — бориды никеля, Δ — бориды хрома, ● — бориды железа (Fe_2B)

Количество боридных фаз убывает по глубине покрытия, особенно после 200 мкм. Наиболее быстро уменьшается количество бориды хрома, наиболее медленно - боридов никеля (рис. 4). Закономерность изменения объемов ячеек Ni_3B и Fe_2B по толщине покрытия одинакова: до 300 мкм идет увеличение, затем уменьшение. Вероятно, что в верхних слоях бориды легированы одним и тем же активным боридообразователем - хромом, а ниже - железом. Несмотря на общие закономерности, введение в сплав 30 объемных процентов карбида бора изменило картину фазового состава, как качественно, так и количественно. Как видно из рис. 3, увеличилось общее количество боридов, особенно на толщинах 100-400 мкм.

На глубине 100 мкм в сплаве с карбидом бора появился новый борид - Fe_2B , содержание которого увеличивается линейно к переходной зоне. Это значит, что часть железа из основы связал бор, выделившийся из частично разложенного V_4C . Так как микротвердость Fe_2B составляет 12-16 ГПа, он компенсирует снижение прочностных свойств из-за ожелезнения покрытия. Твердый раствор на основе никеля более легирован, что видно из рис. 3 по увеличению параметра решетки никеля. Это свидетельствует об упрочнении никелевой матрицы не только в процессе лазерного оплавления, но и дополнительно от введения в сплав карбида бора.

ЛИТЕРАТУРА.

1. Повышение адгезионной связи оплавленных лазерным излучением газотермических покрытий / Л. И. Гречихин [и др.] // Физика и химия обработки материалов. - 1990. - №3. - С. 76-82.
2. Григорьянц, А. Г. Лазерная техника и технология: Методы поверхностной лазерной обработки: учеб. пособие для Вузов / А.Г. Григорьянц, А.Н.Сафонов; под ред. А.Г. Григорьянца. - М: Высшая школа, 1987. - 191 с.
3. Кристаллография, рентгенография и

электронная микроскопия / Я. С. Уманский [и др.] – М.: Металлургия, 1982. – 632 с. 4. Добровольский, И.П. О природе и механизме контактного плавления / И. П. Добровольский, Б. А. Картошкин, А. П. Поляков // Физика и химия обработки материалов. – 1972. – №2. – С. 37-37. 5. Ляхович, Л.С. Повышение износостойкости борированных диффузионных слоев при совместном насыщении сталей бором и углеродом / Л. С. Ляхович, И. О. Дита // Теория и практика создания, испытания и эксплуатации триботехнических систем: тез. докл. – М. – 1986. – С. 100–101.

УДК 621.723

Иващенко С.А., Койда С.Г.

ОПТИМИЗАЦИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА НАНЕСЕНИЯ ПОКРЫТИЙ ИЗ НИТРИДА ТИТАНА НА ИЗДЕЛИЯХ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Белорусский национальный технический университет
Минск, Беларусь

Наличие большого числа факторов, влияющих на технологию нанесения вакуумно-плазменных покрытий, вносит дополнительные трудности в отработку режимов, формирования покрытий с заданными эксплуатационными свойствами [1]. В данной работе нами ставилась задача оптимизации технологии нанесения износостойкого TiN покрытия на детали из сплава Д16.

На первом этапе методом линейной шаговой регрессии проводился отбор наиболее значимых факторов (независимых переменных). На втором этапе – поиск экстремума построенной функции отклика.

В качестве независимых переменных выделены следующие параметры технологического процесса (см. табл. 1). При выборе факторов к ним предъявлялись следующие требования. Факторы (независимые переменные) должны непосредственно воздействовать на объект (зависимую переменную, параметр оптимизации, целевую функцию), быть независимыми, совместимыми, управляемыми, однозначными и определены операционально [4].

Таблица 1 – Независимые переменные

Код независимой переменной	Физический смысл независимой переменной (условное обозначение)
X_1	Суммарная продолжительность времени очистки, ионами материала катода ($T_{оч.}$)
X_2	Потенциал подложки при очистке ионами материала катода ($V_{под.оч.}$);
X_3	Ток дуги при очистке ионами материала катода ($I_{д.оч.}$);
X_4	Длительность паузы между очисткой и началом нанесения покрытия ($T_{пауз}$)
X_5	Время нанесения адгезионного подслоя ($T_{ад.подсл.}$)
X_6	Время нанесения промежуточного подслоя ($T_{пр.подсл.}$)
X_7	Время нанесения наружного рабочего слоя ($T_{роб.сл.}$)
X_8	Давление реакционного газа в вакуумной камере при нанесении наружного рабочего слоя ($P_{в.к.}$)
X_9	Потенциал подложки при нанесении наружного рабочего слоя ($V_{подл.}$)
X_{10}	Суммарное время очистки в тлеющем разряде ($T_{тл.раз.}$)
X_{11}	Ток дуги при нанесении наружного рабочего слоя ($I_{д.роб.сл.}$)
X_{12}	Продолжительность остывания образцов в вакуумной камере ($T_{ост.}$)
X_{13}	Ток фиксирующей катушки при нанесении наружного рабочего слоя (I)
X_{14}	Наличие защитного экрана

Для каждого фактора были определены предельные значения и интервал варьирования (см. табл.2).