

УДК 621.785.53.621.793.4

*А. А. ШМАТОВ, С. В. ПОБЕРЕЖНЫЙ***МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ Cr–Ti–V КАРБИДНОГО ПОКРЫТИЯ ПРИ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ ТВЕРДОГО СПЛАВА***Белорусский национальный технический университет,
Институт порошковой металлургии НАН Беларуси**(Поступила в редакцию 20.01.2011)*

Введение. Создание многокомпонентных карбидных покрытий представляет большой научный интерес, поскольку карбиды в отличие от других тугоплавких соединений сочетают более высокие физико-химические и механические свойства. Кроме того, экстремум свойств достигается в сложных карбидных системах, образованных при наличии взаимной растворимости карбидов [1].

В настоящей работе для получения многокомпонентных диффузионных карбидных покрытий на твердом сплаве применили наиболее простой и недорогой метод химико-термической обработки (ХТО) с использованием герметичных контейнеров [2, 3]. Этот способ позволяет сформировать на твердых сплавах диффузионные покрытия, состоящие из нескольких карбидов переменного состава и сложнелегированных [4–6].

Если вопросы кинетики и термодинамики многокомпонентного карбидообразования при ХТО сталей обсуждались в научной литературе, например, в [3, 7–10], то структурные аспекты и механизмы формирования многокомпонентных диффузионных покрытий на твердых сплавах остаются пока малоизученными [9–12]. В этом плане авторы настоящей статьи ранее исследовали микроструктуру, морфологию строения, химический и фазовый составы двух- и трехкомпонентных карбидных слоев на твердых сплавах, полученных при их диффузионном насыщении карбидообразующими (к.о.) элементами в системах на основе Cr–Ti–V, Cr–V–Mo, Cr–Ti–Mo и Cr–V–Nb; установлена взаимосвязь между структурой и свойствами полученных покрытий [4–6].

Цель данной статьи – оптимизация процесса диффузионного насыщения твердого сплава хромом, титаном и ванадием, моделирование процесса формирования на поверхности твердого сплава трехкомпонентного Cr–Ti–V карбидного слоя с наилучшими износостойкими свойствами.

Объекты и методика исследований. Одно-, двух- и трехкомпонентные карбидные покрытия в системе на основе Cr–Ti–V были получены на твердом сплаве Т15К6 (79% WC, 15% TiC и 6% Co) высокотемпературным методом ХТО. Твердосплавные образцы помещали в контейнер из жаропрочной стали, заполненный специально приготовленной насыщающей смесью, которую при нагреве герметично защищали плавким затвором. Этот контейнер загружали в электрическую печь, разогретую до температуры 1100 °С, где выдерживали в течение 6 ч. Насыщающую смесь получали методом СВС путем восстановления алюминием оксидов металлов в порошковых смесях следующего состава, %: 98 (50 Al₂O₃ + 35 Me_xO_y + 15 Al) + 2 NH₄Cl, где оксиды Me_xO_y = Cr₂O₃, TiO₂, V₂O₅ являлись поставщиками к. о. металлов. Предварительно восстановленную смесь размалывали и просеивали. После добавления в нее активатора (2% NH₄Cl) смесь для ХТО считалась готовой к употреблению.

Структуру и фазовый состав карбидных слоев изучали методами микроструктурного, дюротрического, рентгеноструктурного и микрорентгеноспектрального анализов. Испытания на износостойкость твердосплавных режущих пластин с карбидными покрытиями проводили пу-

тем токарной обработки конструкционной стали 40X (0,4% C, 1% Cr) при следующих условиях резания: скорость 100 м/мин, подача 0,2 мм/об, глубина 1 мм. Показатель относительной износостойкости карбидных покрытий определяли по формуле $K_w = t_1/t_2$, где t_1 – время работы твердосплавных режущих пластин без покрытий при критериальном значении лунки износа 0,8 мм, t_2 – время работы твердосплавных режущих пластин с покрытиями при критериальном значении лунки износа 0,5 мм.

Оптимизацию составов насыщающих смесей по износостойкости твердых сплавов осуществляли методом симплекс-планирования по 19 экспериментальным опытам [3, 13]. На основании рассчитанных математических моделей построены диаграммы состав – свойство.

С целью выяснения химизма процессов ХТО были проведены термодинамические (ТД) расчеты. О возможности самопроизвольного протекания реакции судили по величине изменения изобарно-изотермического потенциала (энергии Гиббса) ΔG_T^0 ; реакция считается ТД-возможной, если $\Delta G_T^0 < 0$ [14]. ТД-анализ проводили двумя способами [3]: 1) классическим способом по методу Л. П. Владимирова [14] путем вычисления ΔG_T^0 большого числа предполагаемых химических реакций карбидообразования в температурном интервале 500–1100 °С с использованием справочных данных [15, 16]; 2) современным методом ТД-моделирования с использованием универсальной программы АСТРА-4 [17] для вычисления состава активной газовой фазы и газотранспортных реакций при температуре 1100 °С.

Все исследования проведены на карбидных слоях, полученных в системе насыщающих компонентов $Cr_2O_3-TiO_2-V_2O_5$, в которой сплав Т15К6 приобретает максимально износостойкие свойства [4–6].

Оптимизация процессов многокомпонентного насыщения твердого сплава к. о. элементами. Сравнительные данные по свойствам, толщине и фазовому составу одно-, двух- и трехкомпонентных карбидных слоев, полученных на твердом сплаве Т15К6 в соответствии с матрицей планирования, представлены в табл. 1. При этом сумма оксидов Me_xO_y : $Cr_2O_3 + TiO_2 + V_2O_5$

Таблица 1. Результаты исследования толщины, фазового состава и свойств диффузионных карбидных слоев на твердом сплаве Т15К6 для Cr–Ti–V системы

Состав оксидов, доли единицы			Микротвердость слоя H_{μ} , МПа	Относительная износостойкость слоя K_w	Фазовый состав карбидной зоны диффузионного слоя			Толщина сплошной карбидной зоны, мкм
Cr_2O_3	TiO_2	V_2O_5			карбиды хрома	карбид титана	карбиды ванадия	
1	0	0	15000	2.0	Cr_3C_2, Cr_7C_3	–	–	10
3/4	1/4	0	18100	2.2	$Cr_3C_2, Cr_{23}C_6, Cr_7C_3$	TiC	–	8
1/2	1/2	0	21400	2.6	$Cr_{23}C_6, Cr_7C_3$	TiC	–	5
1/4	3/4	0	19000	2.0	$Cr_{23}C_6, Cr_7C_3$	TiC	–	7
0	1	0	14000	2.2	–	TiC	–	7*
0	3/4	1/4	20600	2.8		**		6
0	1/2	1/2	23000	3.1		**		5
0	1/4	3/4	20600	3.0		**		4
0	0	1	17000	2.8	–	–	VC, V_2C	5
1/4	0	3/4	19000	2.6		**		6
1/2	0	1/2	21400	2.7		**		4
3/4	0	1/4	19000	2.3		**		7
1/2	1/4	1/4	29000	2.7	$Cr_{23}C_6, Cr_3C_2$	–	–	7
1/4	1/2	1/4	31000	4.4	$Cr_{23}C_6, Cr_3C_2$	TiC	–	4
1/4	1/4	1/2	30000	3.4	$Cr_{23}C_6$	TiC	VC	5
1/3	1/3	1/3	32000	4.0		**		5
3/4	1/8	1/8	18000	1.7		**		10
1/8	3/4	1/8	18000	2.8		**		5
1/8	1/8	3/4	18000	2.8		**		7

* Формируется диффузионный слой из интерметаллида $TiAl_3$ с включениями TiC.

** Фазовый состав данных карбидных слоев не исследовали.

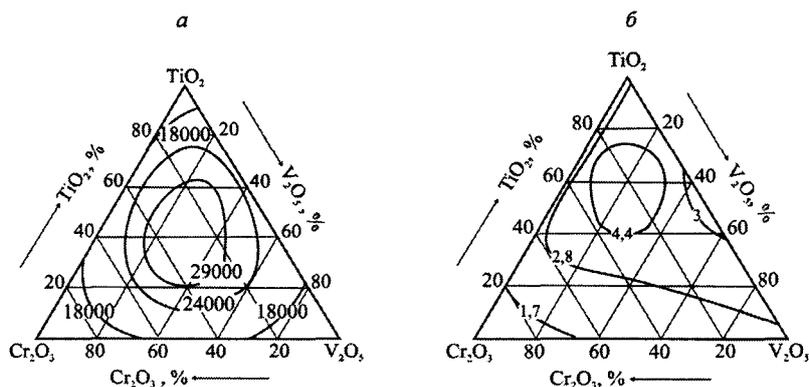
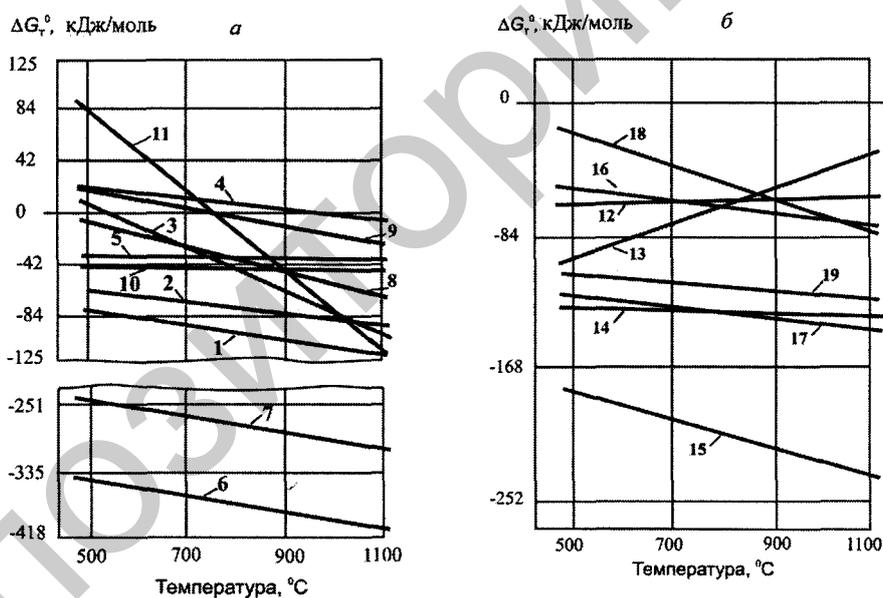


Рис. 1. Зависимость микротвердости (а) и абразивной износостойкости (б) карбидных слоев на стали У8 от состава насыщающей смеси в системе на основе Cr–Ti–V. Режим ХТО: $T = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 6\text{ ч}$

в порошковой смеси равна 100% (1 в долевом соотношении). Отмечено, что трехкомпонентные Cr–Ti–V диффузионные карбидные слои превосходят по износостойкости и микротвердости одно- и двухкомпонентные слои. В результате оптимизации в исследуемой системе на каждой диаграмме выявлена одна область оптимальных составов порошковой среды, в которой после ХТО стойкость сплава Т15К6 повышается более 4,4 раза, а микротвердость покрытия более 30000 МПа (рис. 1).

Для изучения вопроса структурообразования при ХТО твердого сплава выбрано оптимизированное по стойкости ($K_w = 4,4$) покрытие, полученное в насыщающей смеси при соотношении



№ п.п.	Химическая реакция	№ п.п.	Химическая реакция
1	$4\text{CrCl}_3 \rightarrow 3\text{CrCl}_4 + \text{Cr}$	11	$2\text{V} + 3\text{WC} + 3\text{Co} \rightarrow 2\text{VC} + \text{Co}_3\text{W}_3\text{C}$
2	$3\text{CrCl}_2 \rightarrow 2\text{CrCl}_3 + \text{Cr}$	12	$\text{Ti} + \text{VC} \rightarrow \text{TiC} + \text{V}$
3	$3\text{Cr} + 3\text{WC} + 3\text{Co} \rightarrow \text{Cr}_3\text{C}_2 + \text{Co}_3\text{W}_3\text{C}$	13	$\text{Ti} + \text{V}_2\text{C} \rightarrow \text{TiC} + 2\text{V}$
4	$23\text{Cr} + 9\text{WC} + 9\text{Co} \rightarrow \text{Cr}_{23}\text{C}_6 + 3\text{Co}_3\text{W}_3\text{C}$	14	$\text{Ti} + 1/3\text{Cr}_7\text{C}_3 \rightarrow \text{TiC} + 7/3\text{Cr}$
5	$14\text{Cr} + 9\text{WC} + 9\text{Co} \rightarrow 2\text{Cr}_7\text{C}_3 + 3\text{Co}_3\text{W}_3\text{C}$	15	$\text{Ti} + 1/6\text{Cr}_{23}\text{C}_6 \rightarrow \text{TiC} + 23/6\text{Cr}$
6	$3\text{TiCl}_2 \rightarrow 2\text{TiCl}_3 + \text{Ti}$	16	$\text{V} + 1/3\text{Cr}_7\text{C}_3 \rightarrow \text{VC} + 3/7\text{Cr}$
7	$4\text{TiCl}_3 \rightarrow 3\text{TiCl}_4 + \text{Ti}$	17	$\text{V} + 1/6\text{Cr}_{23}\text{C}_6 \rightarrow \text{VC} + 23/6\text{Cr}$
8	$2\text{Ti} + 3\text{WC} + 3\text{Co} \rightarrow 2\text{TiC} + \text{Co}_3\text{W}_3\text{C}$	18	$2\text{V} + 1/3\text{Cr}_7\text{C}_3 \rightarrow \text{V}_2\text{C} + 7/3\text{Cr}$
9	$4\text{VCl} \rightarrow 2\text{VCl}_2 + 2\text{V}$	19	$2\text{V} + 1/6\text{Cr}_{23}\text{C}_6 \rightarrow \text{V}_2\text{C} + 23/6\text{Cr}$
10	$2\text{VCl}_3 + 2\text{H}_2 \rightarrow \text{VCl}_2 + 4\text{HCl} + 2\text{V}$		

Рис. 2. Изменение изобарно-изотермического потенциала ТД-вероятных химических реакций (таблица) карбидообразования (а) и восстановления карбидов металлами (б); номера линий на рис. 2, а, б соответствуют номерам химических реакций

оксидов, %: 25 Cr₂O₃: 50 TiO₂: 25 V₂O₅. Сформированный диффузионный слой имеет гетерогенную структуру, состоящую из сложнелегированных взаимно растворимых карбидов (рис. 2, табл. 2).

Таблица 2. Структурный, химический и фазовый анализы оптимизированного Cr–Ti–V карбидного слоя, полученного на твердом сплаве T15K6

Химсостав покрытия, %			Фаза	Параметр решетки, нм						Состав фазы
Cr	Ti	V		a		b		c		
				опыт.	табл.	опыт.	табл.	опыт.	табл.	
<i>Насыщение Cr+Ti+V (50 %TiO₂: 25 % V₂O₅: 25 %Cr₂O₃)</i>										
7	72	8	TiC	0,43095	0,4328	–	–	–	–	[Ti ₉₄ (Cr, V) ₆]C
			Cr ₂₃ C ₆	1,06710	1,0660	–	–	–	–	[Cr ₉₉ Ti ₁] ₂₃ C ₆
			Cr ₃ C ₂	0,55765	0,5545	0,28287	0,2830	1,1486	1,1470	[Cr ₉₈ (Ti, V) ₂] ₃ C ₂

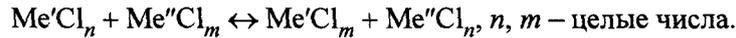
Известно [2, 18, 19], что ХТО сплавов в насыщающих смесях включает в себя несколько стадий: образование активной газовой фазы и перенос ее к поверхности сплава; физико-химические процессы, проходящие на границе насыщаемый сплав – насыщающая газовая среда; диффузия насыщающих элементов в насыщаемый сплав; формирование и рост диффузионного слоя.

ТД-анализ процессов многокомпонентного насыщения твердого сплава к. о. элементами. ТД-моделирование осуществляли в несколько этапов: вначале определяли продукты алюминиотермического восстановления оксидов насыщающих смесей, затем равновесные составы этих сред, на их базе предложены газотранспортные механизмы доставки атомов насыщающих элементов к поверхности сплава. Результаты ТД-моделирования показали [3], что алюминиотермически восстановленные смеси определенных составов могут содержать до 2,6% свободного (не вступившего в реакцию) алюминия; многокомпонентная газовая среда находится в ТД-равновесии с частицами всех конденсированных (твердых и жидких) соединений в данной системе; равновесный состав газовой среды, ответственной за газотранспортные процессы, зависит от наличия тех или иных конденсированных фаз; из-за взаимодействия различных фаз состав насыщающей среды со времени меняется до полного ее истощения; основные газотранспортные механизмы переноса к поверхности атомов к. о. металлов осуществляются через газовую фазу их хлоридов; на начальной стадии ХТО, когда процессы зародышеобразования карбидов зависят от локальной структуры и состава поверхности, других причин, превалирует кинетический фактор и формирование зерен новой карбидной фазы не всегда определяется ТД-параметрами; последовательность образования фаз может отклоняться от равновесной диаграммы; стадия роста карбидов, которая осуществляется за счет твердофазной диффузии, является более медленным процессом, чем зародышеобразование и при достаточно длительном времени на межфазных границах устанавливается термодинамическое равновесие; лимитирующей стадией формирования карбидных диффузионных покрытий является преимущественно диффузионный массоперенос углерода через слой образующейся карбидной фазы на поверхности сплава, поскольку коэффициент диффузии углерода на несколько порядков выше, чем металла; при этом рост слоя карбидов происходит на его внешней поверхности за счет взаимодействия атомов углерода основы с активными атомами карбидообразующих металлов либо их хлоридов.

Образование карбидов на поверхности сплава происходит в результате выделения из хлоридов переходных металлов и их взаимодействия с углеродом матрицы. Поскольку основным источником углерода в твердом сплаве является карбид вольфрама, то характер зародышеобразования карбидов иной, чем в стали [3]. ТД-расчеты позволили установить химические реакции карбидообразования при Cr+Ti+V насыщении твердого сплава (рис. 2, а, реакции (1)–(11)).

Особенности протекания химических реакций в многокомпонентной насыщающей среде. Процессы насыщения сплава к. о. элементами осложняются:

взаимодействием хлоридов металлов между собой. Оно заключается в восстановлении высших хлоридов одних металлов низшими хлоридами других:

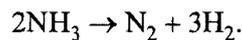


ТД-вероятность восстановления высших хлоридов металла низшими хлоридами тем выше, чем левее в периоде и ниже в группе Периодической системы элементов располагается второй металл Me'' по отношению к первому Me' ;

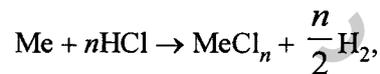
взаимодействием карбидных фаз с насыщающими к.о. металлами (рис. 2, б, реакции (12)–(19)). На границах карбидных фаз ТД возможно протекание химических реакций восстановления ранее образованных карбидов насыщающими металлами, причем их восстановительная способность тем выше, чем левее они расположены в Периодической системе элементов.

Общий химизм процессов формирования карбидных слоев при многокомпонентном насыщении твердого сплава. ТД-анализ позволил установить следующие этапы протекающих процессов.

1. Образование активной хлорирующей среды [2, 3, 20]:

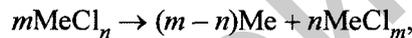


2. Хлорирование насыщающих металлов [2, 3, 20]:



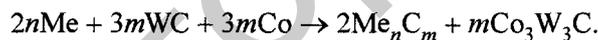
где n – целое число.

3. Выделение на поверхности твердого сплава атомов металлов из их хлоридов:

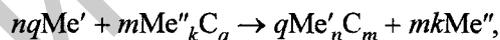


где $m > n$ – целые числа.

4. Зародышеобразование карбидов на поверхности твердого сплава путем взаимодействия атомов насыщающих металлов с углеродом основы:



5. Взаимодействие выделившихся на поверхности атомов насыщающих металлов с уже образовавшимися карбидными фазами:



где Me' – насыщающий металл 1, более сильный карбидообразователь; Me'' – насыщающий металл 2, менее сильный карбидообразователь.

Кинетика формирования многокомпонентных диффузионных карбидных покрытий на твердом сплаве. С помощью ТД-анализа можно предсказать химический состав лишь конечного равновесного состояния системы; термодинамика не дает каких-либо сведений о времени и механизме достижения этого состояния [21]. В процессе термодиффузионного насыщения, особенно в начальной стадии – при нагреве контейнера до изотермы процесса, состояние системы далеко от равновесного [19]. Кинетика формирования оптимального Cr–Ti–V карбидного покрытия на стали изучена в [3, 22].

Так как скорость адсорбции насыщающих металлов прямо пропорциональна парциальной концентрации их хлоридов, активных составляющих газовой фазы, то температура начала хлорирования металлов $T_{н.х}$ (табл. 3) определяет порядок возникновения фаз на поверхности в начальный период насыщения [23].

Т а б л и ц а 3. Температура начала хлорирования переходных металлов

Элемент	Mn	Cr	Ti	V
$T_{н.х}, ^\circ\text{C}$	200	250	340	460

Кинетические исследования на стали [3, 22] показали, что независимо от числа насыщающих элементов при нагреве до 1100 °С в той же последовательности на насыщаемой поверхности появляются зародыши карбидной фазы с простой кубической решеткой $Me_3C \rightarrow Cr_{23}C_6 \rightarrow TiC \rightarrow VC$. Со временем при многокомпонентном насыщении стали образование карбидов с высокой энергией связи (карбидов Ti, V) подавляет зарождение и рост менее ТД-устойчивых карбидов (карбидов Mn, Mo, Cr). Гексагональный карбид V_2C может образоваться лишь в результате длительной выдержки при температуре 1100 °С.

Возможный механизм формирования Cr–Ti–V карбидного слоя на твердом сплаве. Считается [3, 19, 24, 25], что лимитирующей стадией формирования карбидных диффузионных слоев является встречная диффузия взаимодействующих элементов в образующейся фазе. Диффузионные процессы на границе двух материалов имеют односторонний характер – в основном происходит диффузия углерода, поскольку коэффициент диффузии атомов углерода в карбидах на несколько порядков превосходит коэффициент диффузии металла [25]. В отличие от однокомпонентных диффузионных слоев формирование многокомпонентных диффузионных покрытий зависит от равновесного состава насыщающей среды, который меняется с течением времени и температурой процесса.

По структуре, кинетике и механизму формирования многокомпонентные диффузионные карбидные слои условно можно разделить на две группы [3]: покрытия, образованные из взаимно растворимых карбидов металлов IV–VI групп; покрытия, образованные на базе карбидов, не имеющих взаимной растворимости: из карбидов металлов IV и VII групп. Первый механизм формирования реализуется при хромотитанованадировании твердого сплава.

ТД-анализ и кинетика образования карбидных фаз [3, 22] позволили смоделировать процесс диффузионного хромотитанованадирования твердого сплава в насыщающей смеси оптимального состава (25% Cr_2O_3 ; 50% TiO_2 ; 25% V_2O_5); он включает следующие стадии (рис. 3).

1. В интервале 300–500 °С происходят разложение хлористого аммония с образованием газообразного водорода, азота и сухих паров, вытеснение ими воздуха из реакционного пространства, разрушение оксидных пленок на поверхности сплава, формирование активной хлорирующей среды.

2. Дальнейшее нагревание контейнера до 800 °С приводит к появлению на обрабатываемой поверхности первых зародышей карбидных фаз хрома $Cr_{23}C_6$, Cr_3C_2 и титана TiC. Этому предшествует образование в насыщающей среде хлоридов всех насыщающих металлов. Однако только хлориды хрома и титана имеют высокое парциальное давление, при котором возможен газотранспорт их атомов на поверхность сплава. Наиболее вероятно образование зародышей новых фаз в местах выхода на поверхность зерен карбида вольфрама. Рост центров карбидных фаз хрома и титана в плоскости стыка приводит к образованию на обрабатываемой поверхности сплошной карбидной «корочки». Скорость формирования слоя определяется средством к. о. металла к углероду, диффузионной подвижностью углерода в карбидных фазах, скоростями подвода хлоридов металлов к поверхности и отвода продуктов реакции. Диффузия углерода наиболее предпочтительна по границам и поверхности карбидных зерен [1].

3. Выше температуры 800 °С в объеме насыщающей среды изменяется соотношение активных составляющих в смеси: повышается парциальное давление хлоридов ванадия, достаточное для газопереноса и зародышеобразования монокарбида ванадия VC на поверхности карбидной «корочки». Продолжается рост первоначальных карбидов TiC, $Cr_{23}C_6$, Cr_3C_2 .

4. Содержание карбидов в покрытии зависит не только от соотношения парциальных давлений хлоридов металлов, но и от их способности адсорбироваться на поверхности образовавшегося карбидного слоя и от ТД-стабильности различных карбидных фаз. В интервале 900–1100 °С происходят процессы восстановления карбидов ванадия и хрома более сильным карбидообразователем (титаном), а высвободившиеся элементы легируют вновь образующиеся кристаллы карбида титана. Аналогично ванадий восстанавливает карбиды хрома и способствует росту легированных карбидов хрома. В результате весь ванадий, диффундирующий в слой, растворяется в других карбидах. Однако шестичасовой выдержки процесса при 1100 °С недостаточно до пол-

ного исчезновения карбидов хрома, поэтому окончательная структура покрытия при 1100 °С состоит из обширной зоны легированного карбида титана, расположенной ближе к сердцевине, и гетерогенной внешней зоны, состоящей из карбида титана, смешанной с отдельными включениями карбидов хрома. Очевидно, при более длительной выдержке хром, как и ванадий, будет присутствовать в карбидном слое только в качестве легирующей добавки.

Диффузионный Cr–Ti–V карбидный слой с оптимальными свойствами, формирующийся на твердом сплаве, отличается высокой плотностью и малой толщиной (рис. 3).

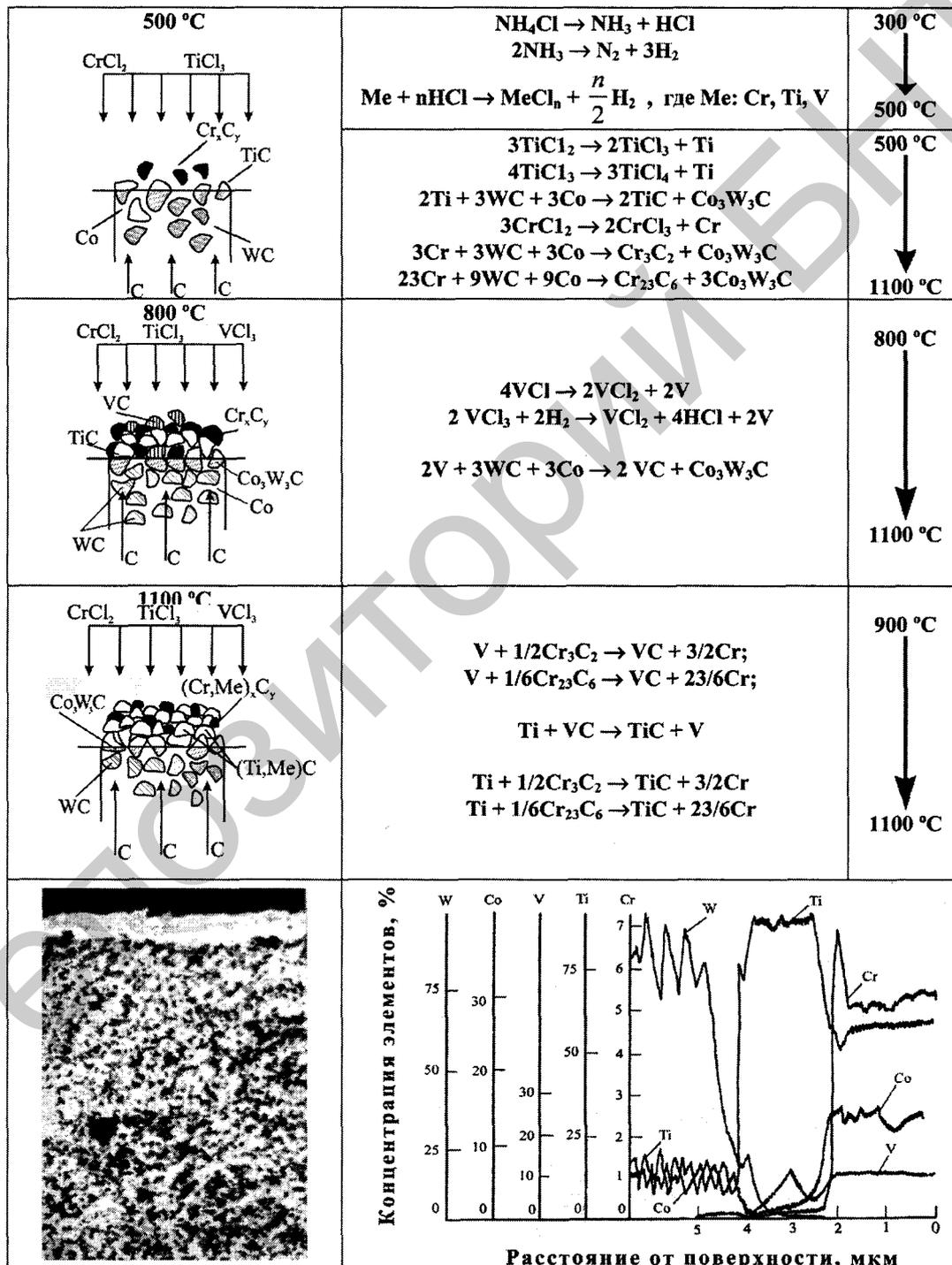


Рис. 3. Схема процесса формирования диффузионного Cr–Ti–V карбидного покрытия на твердом сплаве Т15К6

Выводы

1. В результате оптимизации выбран оптимальный состав насыщающей смеси для хромотитанованадирования твердого сплава Т15К6, обеспечивающий увеличение микротвердости карбидных покрытий выше 30000 МПа и повышение износостойкости твердого сплава свыше 4,4 раза по сравнению с исходным сплавом. Отмечено, что трехкомпонентные диффузионные карбидные слои превосходят по износостойкости одно- и двухкомпонентные.

2. Диффузионное Cr–Ti–V карбидное покрытие, полученное в оптимальной алюминиотермической насыщающей среде, имеет гетерогенную структуру, состоящую из сложнолегированных взаимно растворимых карбидов.

3. Проведено термодинамическое моделирование процесса формирования оптимизированного Cr–Ti–V карбидного слоя на твердом сплаве. Показано, что карбидообразование при многокомпонентном насыщении сплава зависит от равновесного состава насыщающей среды (газовой и конденсированных фаз), который меняется с течением времени и температурой процесса, а рост слоя при наличии в нем взаимной растворимости карбидов идет за счет диффузионного массопереноса углерода через образовавшуюся карбидную фазу. Отмечено, что в изотермических условиях насыщения твердого сплава несколькими карбидообразующими металлами и при повышенных температурах процесса (1100 °С) фазовый состав покрытия меняется из-за непрерывного восстановления карбидов хрома и ванадия более сильным карбидообразователем – титаном.

Литература

1. Самсонов Г. В., Упадхья Г. Ш., Нешпор В. С. Физическое материаловедение карбидов. Киев, 1974.
2. Ляхович Л. С. и др. Многокомпонентные диффузионные покрытия. Мн., 1974.
3. Ворошнин Л. Г., Шматов А. А., Хина Б. Б., Башлак С. Д. Многокомпонентные диффузионные карбидные покрытия на железуглеродистых сплавах. Мн., 2007.
4. Шматов А. А., Побережный С. В. // Порошковая металлургия. 2007. № 30. С. 252–257.
5. Шматов А. А., Побережный С. В. // Вест. Белорус. нац. техн. ун-та. Сер. «Машиностроение». 2008. № 4. С. 43–51.
6. Шматов А. А., Побережный С. В. // Сб. науч. тр. «Прогрессивные технологии и системы машиностроения». Донецк, 2009. Вып. 37. С. 277–285.
7. Чуняева Л. О. // Защита металлов. 2001. Т. 37, № 1. С. 50–54.
8. Тошнянский Л. Л. и др. // ИТЕ: Интегр. технол. та енергозбереження. 2003. № 2. С. 127–135.
9. Хижняк В. Г. Разработка физико-химических и технологических основ нанесения на поверхность сталей и твердых сплавов двухкомпонентных покрытий на основе карбидов переходных металлов для повышения служебных характеристик изделий: Автореф. дис... д-ра. техн. наук: 05.16.01.
10. Лоскутова Т. В. Комплексное насыщение углеродистых сталей и твердых сплавов ниобием и хромом.: Автореф. дис... канд. техн. наук: 05.16.01.
11. Бякова А. В. // Порошковая металлургия. Киев, 2000. № 1–2. С. 97–105.
12. Хижняк В. Г. // Порошковая металлургия. Киев, 2003. № 9. С. 118–123.
13. Новик Ф. С. Математические методы планирования экспериментов в металлведении. Раздел III. М., 1970.
14. Владимиров Л. П. Термодинамические расчеты равновесных металлургических реакций. М., 1970.
15. Карапетьянц М. Х., Карапетьянц М. Х. Основные термодинамические константы неорганических и органических веществ. М., 1968.
16. Уикс К. Е., Блок Ф. Е. Термодинамические свойства 65 элементов, их оксидов, галогенидов карбидов и нитридов. М., 1965.
17. Ватолин Н. А., Мойсеев Г. К., Трусов Б. Г. Термодинамическое моделирование металлургических процессов. М., 1994.
18. Самсонов Г. В., Жуновский Г. Л. // Защитные покрытия на металлах. Киев, 1974. Вып. 7. С. 21–33.
19. Дубинин Г. Н. Диффузионное хромирование сплавов. М., 1964.
20. Самсонов Г. В., Эпик П. А. Тугоплавкие покрытия. М., 1973.
21. Бенсон С. Термохимическая кинетика. М., 1971.
22. Шматов А. А. // Вестн. Брест. гос. техн. ун-та. Сер. «Машиностроение». 2010. № 4. С. 7–13.
23. Фурман А. А. Неорганические хлориды. М., 1980.
24. Минкевич А. Н. Химико-термическая обработка металлов и сплавов. М., 1965.
25. Дергунова В. С. и др. Взаимодействие углерода с тугоплавкими металлами. М., 1974.

A. A. SHMATOV, S. V. POBEREZHZNY

PROCESS MODULATION OF FORMING OF DIFFUSION Cr–Ti–V CARBIDE COATING AT CHEMICOTHERMAL TREATMENT OF HARD ALLOY

Summary

For three-component Cr–Ti–V system, optimization of powder mixtures was performed with respect to the wear resistance and microhardness of diffusion carbide coatings, producing by high-temperature (1100°C) thermochemical heat treatment of hard alloy T15K6 (79% WC, 15% TiC and 6% Co). Treatment with optimal compositions of the powder media permits increasing the wear resistance of hard alloy more than 4.4 times as compared with untreated hard alloy. The optimal Cr–Ti–V carbide coating has heterogeneous microstructure containing complex alloyed carbides. New thermodynamic model for forming diffusion Cr–Ti–V carbide coating on hard alloy is proposed.