

А.А. Шматов (Белорусский национальный технический университет, г. Минск),
С.В. Побережный (ГНУ "Институт порошковой металлургии", г. Минск)
E-mail: shmatov@cosmostv.by

Моделирование процесса оптимального формирования карбидного слоя при химико-термической обработке твердого сплава

Выполнена оптимизация составов насыщающих смесей в системе на основе Cr–V–Mo по микротвердости и износостойкости диффузионных карбидных слоев, полученных на твердом сплаве T15K6 высокотемпературным методом химико-термической обработки (1100 °С). Выявлено, что обработка в оптимальных составах порошковых сред позволяет увеличить износостойкость твердого сплава более 6,6 раза в сравнении с необработанным. Установлено, что оптимизированное Cr–V–Mo карбидное покрытие имеет гетерогенную структуру, состоящую из взаимно растворимых карбидов насыщающих металлов. Проведено термодинамическое моделирование процесса формирования диффузионного Cr–V–Mo карбидного слоя на твердом сплаве.

Ключевые слова: моделирование, оптимизация, химико-термическая обработка, многокомпонентное карбидное покрытие.

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

Keywords: modulation, optimization, thermochemical heat treatment, multicomponent carbide coating.

Введение

Многокомпонентные карбидные покрытия представляют большой научный интерес, поскольку карбиды в отличие от других тугоплавких соединений обладают комплексом высоких физико-химических и механических свойств. Также согласно закономерностям Н.С. Курнакова экстремум свойств достигается в системах из взаимно растворимых карбидов [1].

В данной 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 сложнoleгированных [4–6].

Если вопросам кинетики и термодинамики многокомпонентного карбидообразования при ХТО сталей посвящен ряд работ [3, 7–10], то структурные аспекты и механизмы формирования многокомпонентных диффузионных карбидных слоев на твердых сплавах остаются пока мало изученными [9–12].

Авторы данной статьи ранее исследовали микроструктуру, морфологию строения, химический и фазовый составы двух- и трехкомпонентных карбидных покрытий на твердых сплавах, полученных при их диффузионном насыщении карбидообразующими

(КО) элементами в системах на основе Cr–Ti–V, Cr–V–Mo, Cr–Ti–Mo и Cr–V–Nb [4–6].

В данной работе поставлены задачи: оптимизировать процесс диффузионного насыщения твердого сплава хромом, ванадием и молибденом; смоделировать процесс формирования на твердом сплаве трехкомпонентного Cr–V–Mo карбидного слоя с максимальной износостойкостью.

Методика проведения исследований

Одно-, двух- и трехкомпонентные карбидные покрытия в системе на основе Cr–V–Mo были получены на твердом сплаве T15K6 (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 самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) путем восстановления алюминием оксидов металлов в порошковых смесях следующего состава, % мас.: 98 % (50 % Al₂O₃+35 % Me_xO_y+15 % Al)+2 % NH₄Cl, где оксиды Me_xO_y = Cr₂O₃, V₂O₅, MoO₃ являлись поставщиками КО-металлов. Предварительно

восстановленную смесь размалывали и просеивали. После добавления в нее активатора (2 % NH_4Cl) смесь для ХТО считалась готовой.

Структуру и фазовый состав карбидных слоев изучали методами микроструктурного, дюрOMETрического, рентгеноструктурного и микрорентгеноспектрального анализа. Испытания на износостойкость твердосплавных режущих пластин с карбидными покрытиями проводили путем токарной обработки конструкционной стали 40X (0,4 % C, 1 % Cr) при следующих условиях резания: скорость резания – 100 м/мин, подача – 0,2 мм/об, глубина резания – 1 мм. Показатель относительной износостойкости карбидных покрытий определяли по формуле

$$K_w = t_1/t_2,$$

где t_1 , t_2 – время работы твердосплавных режущих пластин соответственно без покрытий при критериальном значении лунки износа 0,8 мм и 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.

Для 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 $\Delta G_T^0 < 0$. ТД-анализ проводили двумя способами [3]: классическим способом по методу

Л.П. Владимировой путем вычисления ΔG_T^0 большого числа предполагаемых химических реакций карбидообразования в температурном интервале 500...1100 °С с использованием справочных данных и методом *термодинамического моделирования* (ТДМ) с использованием универсальной программы АСТРА-4 [14] для вычисления состава активной газовой фазы и газотранспортных реакций при температуре 1100 °С.

Результаты исследований

Все исследования проведены на карбидных слоях, полученных в системе насыщающих компонентов Cr_2O_3 – V_2O_5 – MoO_3 , в которой сплав Т15К6 приобретает максимально износостойкие свойства (рис. 1).

Оптимизация процессов многокомпонентного насыщения твердого сплава КО-элементами. Сравнительные данные по свойствам, толщине и фазовому составу одно-, двух- и трехкомпонентных карбидных слоев, полученных на сплаве Т15К6 в соответствии с матрицей планирования в системе на основе Cr–V–Mo, представлены в табл. 1, причем сумма оксидов Me_xO_y : $\text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{V}_2\text{O}_5 + \text{MoO}_3$ в порошковой смеси была постоянной, равной 100 % (1 в долевом соотношении).

Отмечено, что трехкомпонентные Cr–V–Mo диффузионные карбидные слои превосходят по износостойкости и микротвердости одно- и двухкомпонентные. В результате оптимизации в исследуемой системе выявлена только одна область оптимальных составов порошковой среды, в которой при ХТО твердого сплава Т15К6 его стойкость повышается более 6,5 раз, а микротвердость выше 33 ГПа (рис. 2).

Оптимальные Cr–V–Mo диффузионные карбидные покрытия на твердом сплаве Т15К6 имеют более

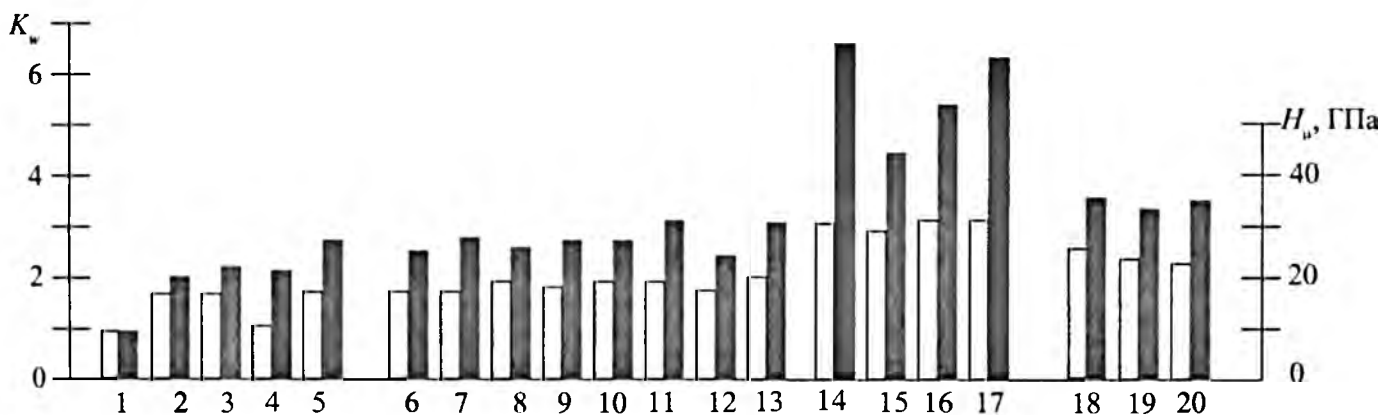


Рис. 1. Сравнение микротвердости (□) и стойкости (■) карбидных покрытий на твердом сплаве Т15К6, полученных при насыщении металлами (1–17) и методом КИБ (18–20):

1 – Mo; 2 – Cr; 3 – Nb; 4 – Ti; 5 – V; 6 – Cr + Mo; 7 – V + Mo; 8 – Cr + Ti; 9 – Cr + Nb; 10 – Cr + V; 11 – Ti + V; 12 – Ti + Mo; 13 – V + Nb; 14 – Cr + V + Mo; 15 – Cr + Ti + V; 16 – Cr + V + Nb; 17 – Cr + Ti + Mo; 18 – TiC; 19 – TiN; 20 – MoN

Таблица 1

Результаты исследования толщины, фазового состава и свойств карбидных слоев в системе Cr–V–Mo, полученных при ХТО твердого сплава Т15К6

Состав оксидов, доли единицы			Микротвердость H_{μ} , ГПа	Относительная стойкость покрытия K_w	Фазовый состав карбидной зоны диффузионного слоя			Толщина сплошной карбидной зоны, мкм
Cr ₂ O ₃	V ₂ O ₅	MoO ₃			карбиды хрома	карбиды ванадия	карбиды молибдена	
1	0	0	15	2,0	Cr ₃ C ₂ , Cr ₇ C ₃	–	–	10
3/4	1/4		19	2,3	**			7
1/2	1/2		21,4	2,7	**			4
1/4	3/4		19	2,6	**			6
0	1		17	2,8	–	VC, V ₂ C	–	5
	3/4	17,4	**					
	1/2	15,3	2,0	**			4	
	1/4	13,2	1,2	**			6	
1/4	0	1	–	1,0	**			–*
		3/4	15	2,0	Cr ₂₃ C ₆	–	–	4
		1/2	17,4	2,6	Cr ₃ C ₂ , Cr ₇ C ₃	–	MoC	
		3/4	19,2	2,4	Cr ₃ C ₂ , Cr ₂₃ C ₆ , Cr ₇ C ₃	–	–	7
		1/2	28	5,0	Cr ₂₃ C ₆	–	MoC	6
1/4	1/2	1/2	33	6,6	Cr ₃ C ₂ , Cr ₂₃ C ₆	VC	Mo ₂ C	4
	1/4				6,5	Cr ₂₃ C ₆	VC	–
1/3	1/3	1/3	32	2,0	**			4
3/4	1/8	1/8	15		**			10
1/8	3/4	1/8	18		**			6
	1/8	3/4	11	1,2	**			7

* Зона карбидов в диффузионном слое отсутствует при насыщении твердого сплава Mo.

** Фазовый состав данных карбидных слоев не исследовали.

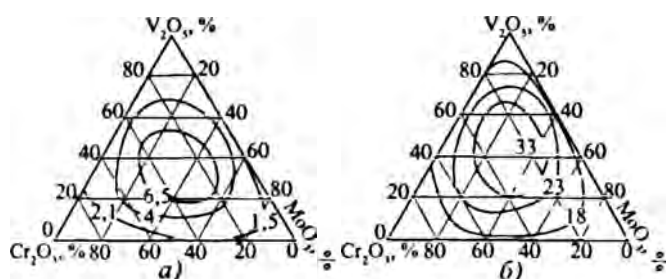


Рис. 2. Зависимости относительной износостойкости (а) и микротвердости (б) карбидных слоев на твердом сплаве Т15К6 от состава насыщающей смеси в системе Cr–V–Mo (режим ХТО: $T = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$; $\tau = 6\text{ ч}$)

высокие эксплуатационные свойства, чем покрытия, полученные методом КИБ (см. рис. 1).

Для изучения вопроса структурообразования при ХТО твердого сплава выбрано оптимизированное по свойствам покрытие, полученное в насыщающей смеси при соотношении оксидов: 50 % V₂O₅; 25 % MoO₃; 25 % Cr₂O₃. Сформированное диффузионное покрытие имеет гетерогенную структуру, состоящую из сложнлегированных взаимно растворимых карбидов (рис. 3, табл. 2).

Многокомпонентное диффузионное насыщение сплавов в порошковых смесях включает несколько основных стадий [3, 9, 10]: образование активной га-

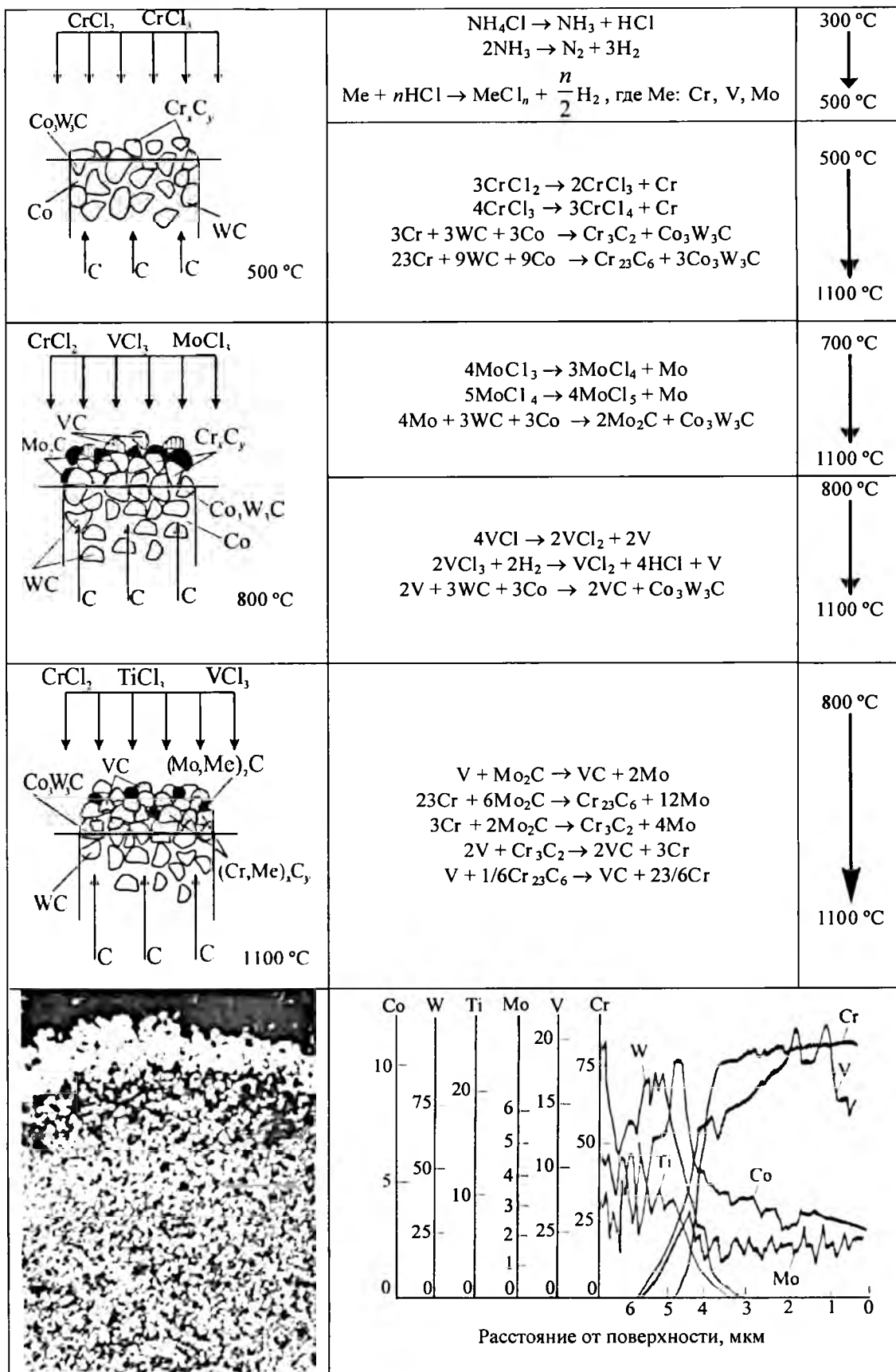


Рис. 3. Схема процесса формирования диффузионного Cr–V–Mo карбидного покрытия на твердом сплаве Т15К6

Таблица 2

Структурный, химический и фазовый анализ оптимизированного Cr–V–Mo карбидного слоя, полученного на твердом сплаве Т15К6

Химический состав покрытия, %			Фаза	Параметры решетки, нм						Состав фазы
Cr	V	Mo		a		b		c		
				опыт.	табл.	опыт.	табл.	опыт.	табл.	
<i>Диффузионное насыщение Cr+V+Mo (50 % V₂O₅; 25 % MoO₃; 25 % Cr₂O₃)</i>										
75	17	3	VC	0,41437	0,41655	-	-	-	-	VC _{0,78}
			Mo ₂ C	0,29346	0,30120			0,48639	0,47360	[Mo ₇₀ (Cr,V) ₃₀] ₂ C
			Cr ₂₃ C ₆	1,05733	1,0660			-	-	Cr ₂₃ C _{5 86}
			Cr ₃ C ₂	0,54824	0,5545			0,29752	0,2830	1,15907

звой 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 КО-элементами. ТДМ осуществляли в несколько этапов: сначала определяли продукты алюминотермического восстановления оксидов насыщающих смесей, затем равновесные составы этих сред. На их базе были предложены газотранспортные механизмы доставки атомов насыщающих элементов к поверхности сплава.

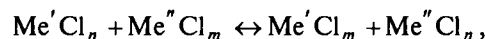
Результаты ТДМ показали [3], что: алюминотермически восстановленные смеси определенных составов могут содержать до 2,6 % свободного (не вступившего в реакцию) алюминия; многокомпонентная газовая среда находится в ТД-равновесии с частицами всех конденсированных (твердых и жидких) соединений в данной системе; 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 временем меняется до полного ее истощения; основные газотранспортные механизмы переноса к поверхности атомов КО-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 значительно более медленным процессом, чем зародышеобразова-

ние; 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 стали, поскольку коэффициент диффузии углерода на несколько порядков выше, чем металла; при этом рост слоя карбида происходит на его внешней поверхности за счет взаимодействия атомов углерода основы с активными атомами КО-металла или его 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. ТД-расчеты позволили установить химические реакции карбидообразования при Cr+V+Mo насыщении твердого сплава (рис. 4, а, реакции 1–11).

Особенности протекания химических реакций в многокомпонентной насыщающей среде. Процессы насыщения сплава КО-элементами осложняются взаимодействием:

– хлоридов металлов между собой, заключающимся в восстановлении высших хлоридов одних металлов низшими хлоридами других:



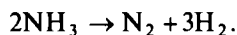
где *n, m* – целые числа.

ТД-вероятность восстановления высших хлоридов металла низшими хлоридами тем выше, чем левее в периоде и ниже в группе *периодической системы элементов* (ПСЭ) располагается второй металл по отношению к первому;

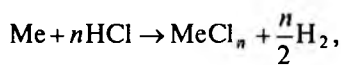
– карбидных фаз с металлами (рис. 4, б, реакции 12–22). На границах карбидных фаз возможно ТД-протекание химических реакций восстановления ранее образованных карбидов металлами, причем их восстановительная способность тем выше, чем левее они расположены в ПСЭ.

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

1. Образование активной хлорирующей среды [3, 9, 10, 15]:

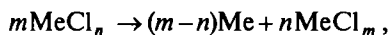


2. Хлорирование насыщающих металлов [3, 9, 10, 15]:



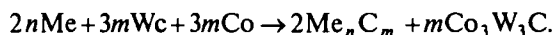
где n – целое число.

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

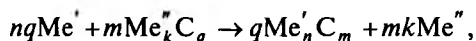


где $m > n$ – целые числа.

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



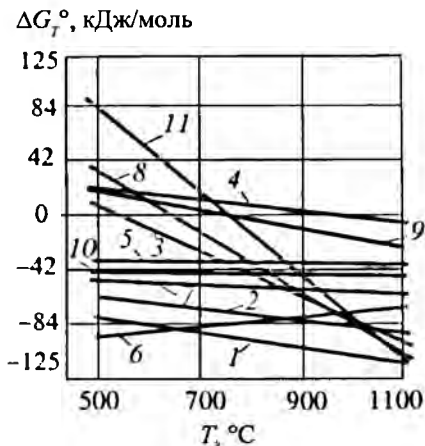
5. Взаимодействие выделившихся на поверхности атомов насыщающих металлов с уже образовавшимися карбидными фазами:



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

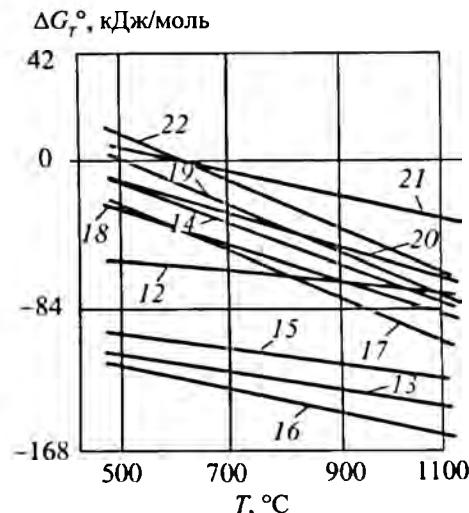
Me'' – насыщающий металл 2, менее сильный карбидообразователь.

Кинетика формирования многокомпонентных диффузионных карбидных покрытий. С помощью ТД-анализа можно предсказать химический состав лишь конечного равновесного состояния системы; термодинамика не дает каких-либо сведений о времени и



№ п/п	Химическая реакция
1	$4\text{CrCl}_3 \rightarrow 3\text{CrCl}_4 + \text{Cr}$
2	$3\text{CrCl}_2 \rightarrow 2\text{CrCl}_3 + \text{Cr}$
3	$3\text{Cr} + 3\text{WC} + 3\text{Co} \rightarrow \text{Cr}_3\text{C}_2 + \text{Co}_3\text{W}_3\text{C}$
4	$23\text{Cr} + 9\text{WC} + 9\text{Co} \rightarrow \text{Cr}_{23}\text{C}_6 + 3\text{Co}_3\text{W}_3\text{C}$
5	$14\text{Cr} + 9\text{WC} + 9\text{Co} \rightarrow 2\text{Cr}_7\text{C}_3 + 3\text{Co}_3\text{W}_3\text{C}$
6	$4\text{MoCl}_3 \rightarrow 3\text{MoCl}_4 + \text{Mo}$
7	$5\text{MoCl}_4 \rightarrow 4\text{MoCl}_5 + \text{Mo}$
8	$4\text{Mo} + 3\text{WC} + 3\text{Co} \rightarrow 2\text{Mo}_2\text{C} + \text{Co}_3\text{W}_3\text{C}$
9	$4\text{VCl} \rightarrow 2\text{VCl}_2 + 2\text{V}$
10	$2\text{VCl}_3 + 2\text{H}_2 \rightarrow \text{VCl}_2 + 4\text{HCl} + \text{V}$
11	$2\text{V} + 3\text{WC} + 3\text{Co} \rightarrow 2\text{VC} + \text{Co}_3\text{W}_3\text{C}$

а)



№ п/п	Химическая реакция
12	$2\text{V} + \text{Cr}_3\text{C}_2 \rightarrow 2\text{VC} + 3\text{Cr}$
13	$\text{V} + 1/6\text{Cr}_{23}\text{C}_6 \rightarrow \text{VC} + 23/6\text{Cr}$
14	$4\text{V} + \text{Cr}_3\text{C}_2 \rightarrow 2\text{V}_2\text{C} + 3\text{Cr}$
15	$2\text{V} + 1/6\text{Cr}_{23}\text{C}_6 \rightarrow \text{V}_2\text{C} + 23/6\text{Cr}$
16	$\text{V} + \text{Mo}_2\text{C} \rightarrow \text{VC} + 2\text{Mo}$
17	$23\text{Cr} + 6\text{MoC} \rightarrow \text{Cr}_{23}\text{C}_6 + 6\text{Mo}$
18	$7\text{Cr} + 3\text{MoC} \rightarrow \text{Cr}_7\text{C}_3 + 3\text{Mo}$
19	$3\text{Cr} + 2\text{MoC} \rightarrow \text{Cr}_3\text{C}_2 + 2\text{Mo}$
20	$23\text{Cr} + 6\text{Mo}_2\text{C} \rightarrow \text{Cr}_{23}\text{C}_6 + 12\text{Mo}$
21	$7\text{Cr} + 3\text{Mo}_2\text{C} \rightarrow \text{Cr}_7\text{C}_3 + 6\text{Mo}$
22	$3\text{Cr} + 2\text{Mo}_2\text{C} \rightarrow \text{Cr}_3\text{C}_2 + 4\text{Mo}$

б)

Рис. 4. Изменение изобарно-изотермического потенциала ТД вероятных химических реакций карбидообразования (а) и восстановления карбидов насыщающими металлами (б)

механизме достижения этого состояния. В процессе термодиффузионного насыщения (особенно в начальной стадии) состояние системы далеко от равновесного [7–12, 15, 16]. Кинетика формирования на стали двух- и трехкомпонентных карбидных покрытий изучена в работе [3].

Так как скорость адсорбции насыщающих металлов прямо пропорциональна парциальной концентрации их хлоридов, активных составляющих газовой фазы, то температура начала хлорирования металлов $T_{нх}$ определяет порядок возникновения фаз на поверхности в начальный период насыщения [17]:

Элемент	Mn	Cr	Ti	V
$T_{нх}$, °C	200	250	340	460

Кинетические исследования на стали [3] показали, что независимо от числа насыщающих элементов при нагреве до 1100 °C 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–V–Mo карбидного слоя на твердом сплаве. Считается [3, 9, 10], что лимитирующей стадией формирования карбидных диффузионных слоев является встречная диффузия взаимодействующих элементов в образующейся фазе, причем диффузионные процессы носят преимущественно односторонний характер – в основном происходит диффузия углерода. В отличие от однокомпонентных формирование многокомпонентных карбидных слоев 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 реализуется при диффузионном насыщении твердого сплава Cr+V+Mo.

ТД-анализ, кинетика образования карбидных фаз [3, 16] и современная методология [18] позволили смоделировать процесс ХТО твердого сплава в насыщающей смеси оптимального состава (25 % Cr_2O_3 ; 50 % V_2O_5 ; 25 % MoO_3); он включает следующие стадии (см. рис. 3):

1. В интервале температур 300...500 °С происходит 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 700 °С приводит к появлению на обрабатываемой поверхности первых зародышей карбидных фаз хрома $Cr_{23}C_6$, Cr_3C_2 . Этому предшествует образование в насыщающей среде хлоридов всех насыщающих металлов. Однако только хлориды хрома имеют высокое парциальное давление, при котором возможен газотранспорт его атомов на поверхность сплава. Наиболее вероятно образование зародышей карбидов хрома в местах выхода на поверхность зерен карбида вольф-

рама. Рост центров этих фаз в плоскости стыка приводит к образованию на обрабатываемой поверхности сплошной карбидной "корочки". Скорость формирования слоя определяется сродством КО-металла к углероду, диффузионной подвижностью углерода в карбидных фазах, скоростью подвода хлоридов металлов к поверхности и отвода продуктов реакции. Диффузия углерода наиболее предпочтительна по границам и поверхности карбидных зерен [3, 9, 10].

3. С повышением температуры в объеме насыщающей среды изменяется соотношение активных составляющих в смеси: выше 700 °С повышается парциальное давление хлоридов молибдена, а выше 800 °С – хлоридов ванадия, достаточное для их газопереноса и зародышеобразования сначала карбида молибдена Mo_2C , затем карбида ванадия VC на поверхности карбидной "корочки". Продолжается рост первоначальных карбидов хрома $Cr_{23}C_6$, Cr_3C_2 .

4. Содержание карбидов в покрытии зависит не только от соотношения парциальных давлений хлоридов металлов, но от их способности адсорбироваться на поверхности образовавшегося карбидного слоя и от ТД-стабильности различных карбидных фаз. В температурном интервале 800...1100 °С проходят процессы восстановления карбида молибдена более сильными карбидообразователями – хромом и ванадием, а карбидов хрома – ванадием, что способствует образованию легированных карбидов. Однако в Cr–V–Mo насыщающей смеси парциальное давление у хлоридов хрома более высокое, чем у хлоридов ванадия. Поэтому при 1100 °С формируется композиционное покрытие, состоящее на всю его глубину из комплексно легированных карбидов хрома (более 75 %) с отдельными включениями карбидов молибдена и ванадия.

Диффузионный Cr–V–Mo карбидный слой, оптимально формирующийся на твердом сплаве, отличается высокой плотностью и малой толщиной (см. рис. 3).

Выводы

1. В результате оптимизации выбран оптимальный состав насыщающей смеси Cr+V+Mo для ХТО твердого сплава T15K6, обеспечивающий увеличение микротвердости карбидных покрытий выше 33 ГПа и повышение износостойкости твердого сплава более 6,6 раз в сравнении с исходным состоянием. Отмечено, что трехкомпонентные диффузионные карбидные слои превосходят по износостойкости одно- и двухкомпонентные.

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

3. Проведено термодинамическое моделирование процесса оптимального формирования Cr–V–Mo 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 идет за счет диффузионного массопереноса углерода через образованную карбидную фазу. Отмечено, что в изотермических условиях насыщения твердого сплава несколькими КО-металлами и повышенных температурах процесса (1100 °С) фазовый состав покрытия постоянно меняется из-за растворения друг в друге образуемых карбидов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Фетисов Г.П., Гарифуллин Ф.А. *Материаловедение и технология металлов*. М.: Изд-во Оникс, 2007. 624 с.
2. *Химико-термическая обработка металлов и сплавов* / Под ред. Л.С. Ляховича. М.: Металлургия, 1981. 424 с.
3. Многокомпонентные диффузионные карбидные покрытия на железуглеродистых сплавах / Л.Г. Ворошнин и др. Минск: БНТУ, 2007. 470 с.
4. Шматов А.А., Побережный С.В. Многокомпонентное диффузионное насыщение твердых сплавов карбидообразующими металлами // *Порошковая металлургия* (Минск). 2007. № 30. С. 252–257.
5. Шматов А.А., Побережный С.В. Взаимная растворимость карбидов в многокомпонентных диффузионных слоях, образованных на твердом сплаве // *Вестник Белорус. нац. ун-та*. 2008. № 4. С. 43–51.
6. Шматов А.А., Побережный С.В. Износостойкие многокомпонентные карбидные покрытия на железуглеродистых и твердых сплавах // *Прогрессивные технологии и системы машиностроения: сб. науч. тр. Донецк*, 2009. Вып. 37. С. 277–285.
7. Чуняева Л.О. Кинетика насыщения углеродистых сталей карбидом хрома // *Защита металлов*. 2001. Т. 37. № 1. С. 50–54.

8. Развитие физико-химических аспектов технологии диффузионного карбидного поверхностного легирования / Л.Л. ТОВАЖНЯНСКИЙ 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. Киев: Нац. акад. наук Украины, 1998. 24 с.

10. Лоскутова Т.В. Комплексное насыщение углеродистых сталей и твердых сплавов ниобием и хромом: автореф. дис. ... канд. техн. наук: 05.16.01. Киев: Киев. политех. ин-т, 2004. 20 с.

11. Бякова А.В. Структурные аспекты прочности и пути повышения работоспособности карбидных покрытий // *Порошковая металлургия*. 2000. № 1. С. 97–105.

12. Хижняк В.Г., Карпец М.В., Долгих В.Ю. Нанесение защитных покрытий на безвольфрамовые твердые сплавы // *Порошковая металлургия* (Киев). 2003. № 9. С. 118–123.

13. Новик Ф.С., Арсов Я.Б. Оптимизация процессов технологии металлов методами планирования экспериментов. М.: Машиностроение, 1981. 304 с.

14. Ватолин Н.А., Моисеев Г.К., Трусов Б.Г. Термодинамическое моделирование металлургических процессов. М.: Металлургия, 1994. 432 с.

15. Шатинский В.Ф., Нестеренко А.И. Защитные диффузионные покрытия. Киев: Наук. думка, 1988. 272 с.

16. Шматов А.А., Побережный С.В. Формирование диффузионного поликарбидного покрытия на твердом сплаве // *Порошковая металлургия* (Минск). 2010. № 33. С. 297–305.

17. Фурман А.А. Неорганические хлориды. М.: Химия, 1980. 416 с.

18. Петрова Л.Г. Разработка технологий поверхностного упрочнения машин и инструмента на основе научно-методологического комплекса инженерии поверхности металлических материалов // *Упрочняющие технологии и покрытия*. 2010. № 12. С. 28–39.

УВАЖАЕМЫЕ ПОДПИСЧИКИ!



Научно-техническое издательство "МАШИНОСТРОЕНИЕ"

выпустило в свет полную подписку на журналы за 2007–2010 годы в электронном виде.

Стоимость одного номера составляет 100 рублей.

Полная подписка за 2007 г. выложена в открытом доступе

на нашем сайте www.mashin.ru бесплатно.