

## МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ ДИФфуЗИОННОГО Ti-V КАРБИДНОГО ПОКРЫТИЯ НА СТАЛИ У8

канд. техн. наук А.А. ШМАТОВ

(Белорусский национальный технический университет, Минск)

*Выполнена оптимизация составов насыщающих смесей в системе на основе Cr – Ti – V по микротвердости и абразивной износостойкости диффузионных карбидных слоев, полученных на высокоуглеродистой стали У8 (0,8 % С) методом ХТО (1100 °С). Обработка стали в оптимальной Ti-V насыщающей среде позволяет увеличить ее абразивную износостойкость до 13,6 раз, а микротвердость полученного карбидного слоя до 40000 МПа. Оптимальное диффузионное Ti-V покрытие имеет структуру, состоящую из сложнелегированных взаимно растворимых карбидов. На основе термодинамики и кинетики смоделирован процесс формирования Ti-V карбидного покрытия на стали.*

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

В настоящей работе для получения многокомпонентных диффузионных карбидных покрытий на высокоуглеродистой стали применили наиболее простой и малозатратный метод химико-термической обработки (ХТО) с использованием герметичных контейнеров [2]. Этот способ позволяет сформировать на сталях диффузионные покрытия, состоящие из нескольких карбидов переменного состава [3 – 5].

Если вопросам кинетики и термодинамики образования сложных карбидов с ограниченной растворимостью друг в друге при ХТО сталей посвящен ряд работ, то структурные аспекты и механизмы формирования поликарбидных диффузионных покрытий, созданных с участием неограниченно растворимых карбидов, остаются пока малоизученными [6 – 12].

Нами ранее исследовалась микроструктура, морфология строения и фазовый состав двух- и трехкомпонентных карбидных слоев, полученных при диффузионном насыщении инструментальных сталей карбидообразующими элементами в 6-ти системах: Cr – Ti – V; Cr – Ti – Mn; Cr – Ti – Mo; Cr – V – Mn; Cr – V – Mo; Cr – V – Nb. Была установлена взаимосвязь между структурой и свойствами полученных покрытий [3 – 5]. В настоящей работе поставлены задачи: оптимизировать по твердости и износостойкости процесс диффузионного насыщения высокоуглеродистой стали хромом, титаном и ванадием; смоделировать процесс диффузионного формирования на стали оптимального карбидного покрытия на основе титана и ванадия, которые неограниченно растворимы друг в друге.

**Объекты и методика исследований.** Одно-, двух- и трехкомпонентные карбидные покрытия в системе на основе Cr – Ti – V были получены на высокоуглеродистой стали У8 (0,8 % С) высокотемпературным методом ХТО. Стальные образцы помещали в контейнер из жаропрочного сплава, заполненный специально приготовленной насыщающей смесью, которую при нагреве герметично защищали плавким затвором. Контейнер на 6 часов помещали в электрическую печь, разогретую до температуры 1100 °С. Специальную насыщающую смесь получали методом СВС путем восстановления алюминием оксидов металлов в порошковых смесях следующего состава, мас. %: 98 % (50 % Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> + 35 % Me<sub>x</sub>O<sub>y</sub> + 15 % Al) + 2 % NH<sub>4</sub>Cl, где оксиды Me<sub>x</sub>O<sub>y</sub> = Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, TiO<sub>2</sub>, V<sub>2</sub>O<sub>5</sub> являлись поставщиками карбидообразующих металлов. Предварительно восстановленную смесь размалывали и просеивали. После добавления в нее активатора (2 % NH<sub>4</sub>Cl) смесь для ХТО считалась готовой к употреблению.

Структуру и фазовый состав карбидных слоев изучали методами микроструктурного, дюрOMETрического, рентгеноструктурного и микрорентгеноспектрального анализов. Испытания на абразивную износостойкость карбидных слоев проводили на машине типа ХБ-4 по методике (ГОСТ 17367-71): скорость вращения абразивного (электрокорунд) круга 0,5 м/с; радиальная подача испытываемого образца 1 мм на оборот; статическая нагрузка 1 МПа. Стойкость карбидного покрытия при абразивном изнашивании оценивали двумя параметрами: по относительной стойкости  $K_w$  и длительности (ресурса) работы покрытия. Первый показатель определяли по формуле:  $K_w = \Delta m_2 / \Delta m_1$ , где  $\Delta m_1$  – потеря массы образца с покрытием;  $\Delta m_2$  – то же без покрытия, при соблюдении линейной зависимости износа образцов от их длительности. Вторым показателем – по длине пути трения  $L$  (м) до начала катастрофического износа покрытия или окончания его линейного износа.

Оптимизацию составов насыщающих смесей по свойствам карбидных покрытий 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 расчеты.

О возможности самопроизвольного протекания реакции судили по величине изменения изобарно-изотермического потенциала (энергии Гиббса)  $\Delta G_T^0$ ; реакция считается термодинамически возможной, если  $\Delta G_T^0 < 0$  [14]. Термодинамический анализ проводили двумя способами [3]:

1) классическим способом по методу Л.П. Владимирова [14] путем вычисления  $\Delta G_T^0$  большого числа предполагаемых химических реакций карбидообразования в интервале температур 500...1100 °С с использованием справочных данных [15; 16];

2) современным методом термодинамического моделирования с использованием универсальной программы АСТРА-4 [17] для вычисления состава активной газовой фазы и газотранспортных реакций при 1100 °С.

**Результаты исследований.** Все исследования проведены на карбидных покрытиях, полученных в системе насыщающих компонентов  $\text{Cr}_2\text{O}_3 - \text{TiO}_2 - \text{V}_2\text{O}_5$ , в которой сталь У8 приобретает максимально износостойкие свойства при абразивном изнашивании [3 – 5].

**Оптимизация процессов многокомпонентного насыщения стали карбидообразующими элементами.** Сравнительные данные по абразивной износостойкости, микротвердости, толщине и фазовому составу одно-, двух- и трехкомпонентных карбидных покрытий, полученных на стали У8 в соответствии с матрицей планирования в  $\text{Cr} - \text{Ti} - \text{V}$  системе, представлены в таблице 1; причем сумма оксидов  $\text{Me}_x\text{O}_y$ :  $\text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{TiO}_2 + \text{V}_2\text{O}_5$  в порошковой смеси была постоянной, равной 100 % (1 в долевом соотношении).

Таблица 1

Результаты исследования слоев на стали У8 в  $\text{Cr} - \text{Ti} - \text{V}$  карбидной системе

Соотношение оксидов, в долях			Микротвердость слоя, $H_{\mu}$ , МПа	$K_w/L$	Фазовый состав карбидной зоны диффузионного слоя			Толщина карбидной зоны, мкм
$\text{Cr}_2\text{O}_3$	$\text{TiO}_2$	$\text{V}_2\text{O}_5$			карбиды хрома	карбид титана	карбиды ванадия	
1	0	0	18000	2,3 / 4,9	$\text{Cr}_7\text{C}_3, \text{Cr}_{23}\text{C}_6$	–	–	25
3/4	1/4	0	22800	2,4 / 3,2	$\text{Cr}_7\text{C}_3, \text{Cr}_{23}\text{C}_6$	TiC	–	20...23
1/2	1/2	0	23300	4,3 / 11,8	$\text{Cr}_7\text{C}_3, \text{Cr}_{23}\text{C}_6$	TiC	–	27...30
1/4	3/4	0	23300	4,0 / 7,9	$\text{Cr}_{23}\text{C}_6$	TiC	–	23
0	1	0	6300*	1,1 / 1,0	–	TiC	–	7...10*
0	3/4	1/4	40000	13,6 / 34,6	–	TiC	VC	25...28
0	1/2	1/2	24400	6,6 / 16,3	–	TiC	VC, $\text{V}_2\text{C}$	22...28
0	1/4	3/4	25700	8,6 / 21,5	–	TiC	VC, $\text{V}_2\text{C}$	34
0	0	1	25700	21,4 / 34,6	–	–	VC, $\text{V}_2\text{C}$	35
1/4	0	3/4	24400	38,7 / 35,7	–	–	$\text{V}_2\text{C}$	28
1/2	0	1/2	9100*	1,5 / 2,0	$\text{Cr}_7\text{C}_3, \text{Cr}_{23}\text{C}_6$	–	$\text{V}_2\text{C}$	24...26*
3/4	0	1/4	9100*	1,1 / 1,0	$\text{Cr}_7\text{C}_3, \text{Cr}_{23}\text{C}_6$	–	–	15...19*
1/2	1/4	1/4	27500	4,5 / 11,8	$\text{Cr}_7\text{C}_3, \text{Cr}_{23}\text{C}_6$	TiC	–	28...35
1/4	1/2	1/4	35000	70,5 / 81,3	–	TiC	–	16
1/4	1/4	1/2	32800	6,8 / 30,4	–	TiC	VC	35...39
1/3	1/3	1/3	35000	33,3 / 79,1	–	TiC	VC	23...26
3/4	1/8	1/8	35000	23,0 / 33,4	$\text{Cr}_7\text{C}_3, \text{Cr}_{23}\text{C}_6$	TiC	–	28
1/8	3/4	1/8	21200	12,8 / 33,7	$\text{Cr}_{23}\text{C}_6$	TiC	–	28
1/8	1/8	3/4	30600	38,7 / 60,9	–	–	VC, $\text{V}_2\text{C}$	35

\* – формируются диффузионные слои из  $\alpha$ -твердого раствора с включениями карбидов титана, хрома или ванадия, твердость которых не удастся точно замерить.  
 $K_w$  – относительная износостойкость;  $L$  – длина пути трения, м.

Из таблицы 1 видно, что двух- и трехкомпонентные диффузионные карбидные слои превосходят по износостойкости и микротвердости однокомпонентные слои.

Параметрами оптимизации ( $y$ ) являлись свойства покрытий. После проверки по  $t$ -критерию моделей второго, третьего и четвертого порядков, описывающих изменение износостойкости и микротвердости карбидных слоев от состава насыщающей смеси, адекватными оказались только модели четвертой степени. В геометрической интерпретации данные модели описываются диаграммами (рис. 1). Выявлены три области оптимальных составов порошковой среды на основе  $\text{Cr} - \text{Ti} - \text{V}$ , химико-термическая обра-

ботка в которых стали У8 повышает ее относительную износостойкость в 23...70 раз по сравнению с исходным состоянием, а микротвердость полученных карбидных покрытий достигает 30000...40000 МПа.

Для изучения вопроса структурообразования при ХТО стали У8 выбрано оптимизированное по микротвердости ( $H_{\mu} = 40000$  МПа) и абразивной износостойкости ( $K_w = 13,6$ ) двухкомпонентное карбидное покрытие (см. табл. 1), сформированное из неограниченно растворимых друг в друге карбидов и полученное при соотношении 3/4TiO<sub>2</sub>:1/4 V<sub>2</sub>O<sub>5</sub> оксидов в порошковой насыщающей смеси.

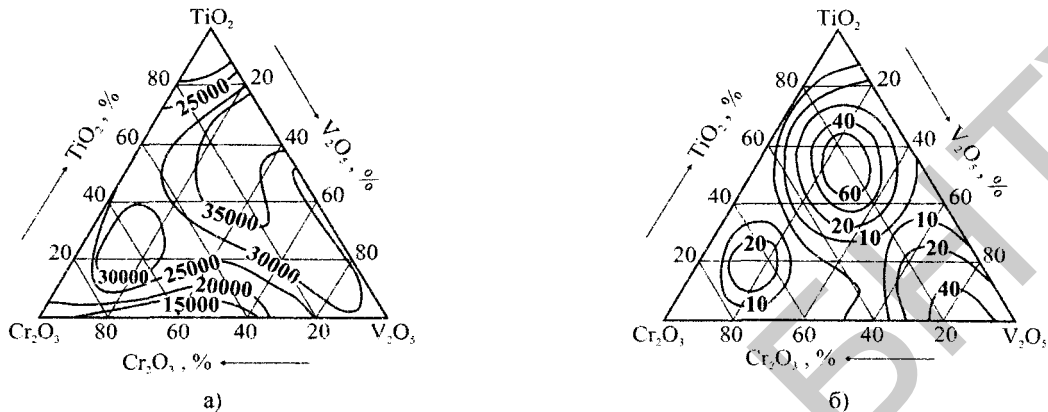


Рис. 1. Зависимость микротвердости (а) и абразивной износостойкости (б) карбидных слоев на стали У8 от состава насыщающей смеси в системе на основе Cr – Ti – V. Режим ХТО:  $T = 1100$  °С;  $\tau = 6$  ч

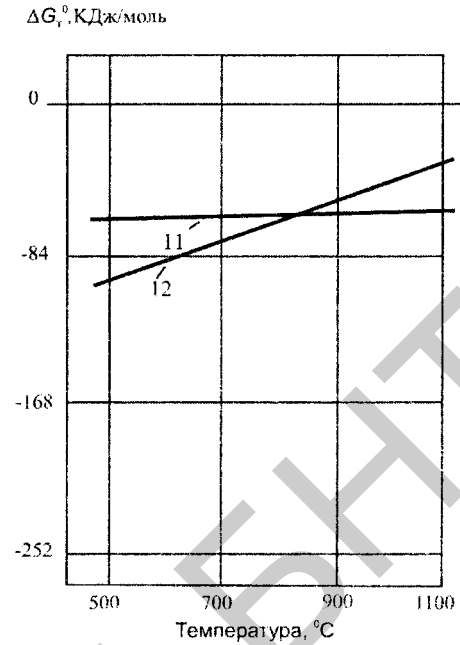
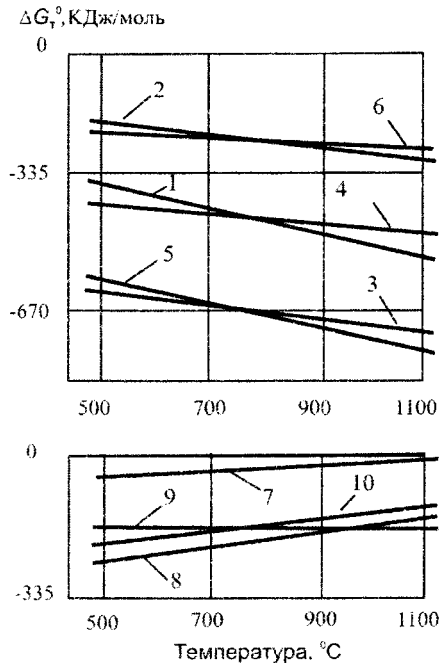
Известно [2; 18; 19], что ХТО сплавов в порошковых насыщающих смесях включает несколько основных стадий: образование активной газовой фазы и перенос ее к поверхности сплава; физико-химические процессы, проходящие на границе «насыщаемый сплав – насыщающая газовая среда»; диффузия насыщающих элементов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

**Термодинамический анализ процессов многокомпонентного насыщения стали карбидообразующими элементами.** Термодинамическое моделирование осуществляли в несколько этапов: сначала определяли продукты алюминотермического восстановления оксидов насыщающих смесей, затем равновесные составы насыщающих сред, на их базе предложены газотранспортные механизмы доставки атомов насыщающих элементов к стальной поверхности. Результаты термодинамического моделирования показали [3]:

- 1) алюминотермически восстановленные смеси определенных составов могут содержать до 2,6 % свободного (не вступившего в реакцию) алюминия;
- 2) многокомпонентная газовая среда находится в термодинамическом равновесии с частицами всех конденсированных (твердых и жидких) соединений в данной системе;
- 3) равновесный состав газовой среды, ответственной за газотранспортные процессы, зависит от наличия тех или иных конденсированных фаз;
- 4) из-за взаимодействия различных фаз состав насыщающей среды со времени меняется до полного ее истощения;
- 5) основные газотранспортные механизмы переноса к поверхности атомов карбидообразующих металлов осуществляются через газовую фазу их хлоридов;
- 6) на начальной стадии ХТО, когда процессы зародышеобразования карбидов зависят от локальной структуры и состава поверхности, а также других причин, превалирует кинетический фактор, и формирование зерен новой карбидной фазы не всегда определяется термодинамическими параметрами; последовательность образования фаз может отклоняться от равновесной диаграммы;
- 7) стадия роста карбидов, осуществляющаяся за счет твердофазной диффузии, является значительно более медленным процессом, чем зародышеобразование; при достаточно длительном времени на межфазных границах устанавливается термодинамическое равновесие;
- 8) 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 карбидообразующего металла либо его хлоридов.

Образование карбидов на поверхности сплава происходит в результате выделения из хлоридов переходных металлов и их взаимодействия с углеродом матрицы.

Термодинамические расчеты позволили установить химические реакции карбидообразования при Ti + V насыщении стали У8 (реакции 1 – 10 на рисунке 2, а).

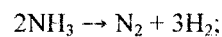
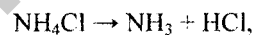


№ п/п	Химическая реакция	№ п/п	Химическая реакция
1	$3\text{TiCl}_2 \rightarrow \text{Ti} + 2\text{TiCl}_3$	7	$\text{VCl}_4 + 2\text{Fe} \rightarrow \text{V} + 2\text{FeCl}_2$
2	$4\text{TiCl}_3 \rightarrow \text{Ti} + 3\text{TiCl}_4$	8	$\text{VCl}_4 + 2\text{Fe} + \text{C} \rightarrow \text{VC} + 2\text{FeCl}_2$
3	$3\text{TiCl}_2 + \text{C} \rightarrow \text{TiC} + 2\text{TiCl}_3$	9	$2\text{VCl}_4 + 4\text{Fe} + \text{C} \rightarrow \text{V}_2\text{C} + 4\text{FeCl}_2$
4	$4\text{TiCl}_3 + \text{C} \rightarrow \text{TiC} + 3\text{TiCl}_4$	10	$\text{VCl}_4 + \text{Fe}_3\text{C} \rightarrow \text{VC} + 2\text{FeCl}_2 + \text{Fe}$
5	$\text{TiCl}_2 + \text{Fe}_3\text{C} \rightarrow \text{TiC} + 2/3\text{FeCl}_3 + 7/3\text{Fe}$	11	$\text{Ti} + \text{VC} \rightarrow \text{TiC} + \text{V}$
6	$\text{TiCl}_2 + \text{Fe}_3\text{C} \rightarrow \text{TiC} + \text{FeCl}_2 + 2\text{Fe}$	12	$\text{Ti} + \text{V}_2\text{C} \rightarrow \text{TiC} + 2\text{V}$

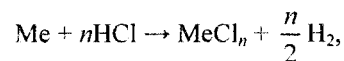
Рис. 2. Изменение изобарно-изотермического потенциала термодинамически вероятных химических реакций карбидообразования (а) и восстановления карбидов металлами (б)

**Общий химизм процессов формирования поликарбидных слоев на стали.** Термодинамический анализ позволил установить следующие этапы протекающих процессов:

1) образование активной хлорирующей среды [3; 9 – 11; 20]:

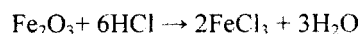
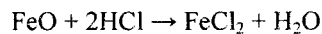


2) хлорирование насыщающих карбидообразующих металлов [3; 9 – 11; 20]:



где  $n$  – целое число;

3) активация стальной поверхности, восстановление оксидов железа [21]:

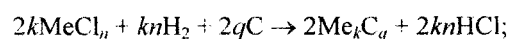
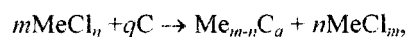


4) зародышеобразование карбидов на стальной поверхности путем взаимодействия хлоридов насыщающих карбидообразующих металлов с углеродом основы:

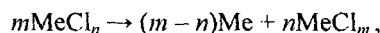
*ниже температуры  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращения Fe-C сплава;*



*выше температуры  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращения Fe-C сплава.*

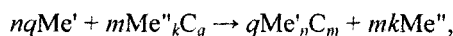


5) после формирования на поверхности стали сплошного карбидного слоя идет выделение атомов металлов по реакции диспропорционирования хлоридов:



где  $m > n$  – целые числа

б) взаимодействие выделившихся на поверхности атомов насыщающих металлов с уже образовавшимися карбидными фазами:



где  $\text{Me}'$  – насыщающий металл 1, более сильный карбидообразователь;  $\text{Me}''$  – насыщающий металл 2, менее сильный карбидообразователь.

**Кинетика формирования многокомпонентных диффузионных карбидных покрытий.** С помощью термодинамического анализа можно предсказать химический состав лишь конечного равновесного состояния системы; термодинамика не дает каких-либо сведений о времени и механизме достижения этого состояния [22].

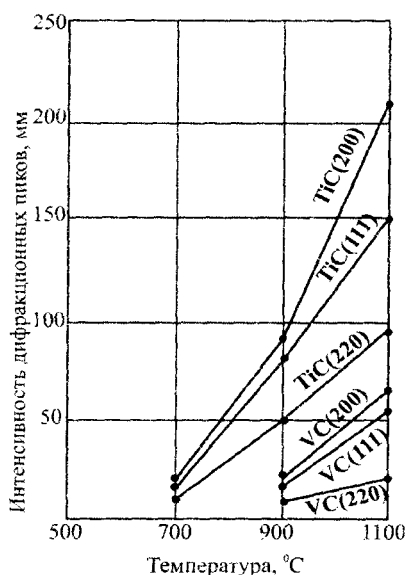


Рис. 3. Изменение интенсивности дифракционных пиков карбидных фаз в покрытии в процессе диффузионного титанованадривания стали У8

зарождение и рост менее термодинамически устойчивых карбидов (карбидов Mn, Mo, Cr). Гексагональный карбид  $\text{V}_2\text{C}$  появляется лишь в результате длительной выдержки при температуре 1100 °С.

В процессе термодиффузионного насыщения, особенно в начальной стадии – при нагреве контейнера до изотермы процесса, состояние системы далеко от равновесного [19]. Структура и состав диффузионных слоев, формирующихся в этих условиях, в большой степени зависят от кинетических факторов. Поскольку рассчитать кинетические константы химических реакций не представлялось возможным, изучение кинетики поликарбидных слоев проводили путем определения последовательности образования фаз на поверхности стали в процессе ее нагрева в многокомпонентной смеси со скоростью 100 град/мин до температур 500, 700, 900 и 1100 °С, при 5-минутной выдержке [3]. Кинетика формирования оптимального двухкомпонентного Ti + V карбидного покрытия на стали представлена на рисунке 3. Так как скорость адсорбции металла прямо пропорциональна парциальной концентрации его хлоридов, активных составляющих газовой фазы, температура начала хлорирования металлов  $T_{\text{нх}}$  (табл. 2) определяет порядок возникновения фаз на поверхности в начальный период насыщения [23].

Кинетические исследования [3] показали, что независимо от числа насыщающих элементов при нагреве до 1100 °С в той же последовательности на поверхности стали появляются зародыши карбидной фазы с простой кубической решеткой  $\text{Me}_3\text{C} \rightarrow \text{Cr}_{23}\text{C}_6 \rightarrow \text{TiC} \rightarrow \text{VC}$ .

Со временем при многокомпонентном насыщении стали образование карбидов с высокой энергией связи (карбидов Ti, V) подавляет

Таблица 2

Температура начала хлорирования переходных металлов

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

Оптимальное Ti + V карбидное покрытие на стали У8 имеет максимальную микротвердость в карбидной Cr – Ti – V системе. Как видно из кинетики его формирования (рис. 3), при температуре 700 °С на поверхности стали появляются первые кристаллы карбида TiC, не имеющие ориентировки; начиная с 900 °С зарождаются нетекстурованные зерна карбида VC. Однако со временем в окончательной структуре покрытия (при 1100 °С) может образоваться дикарбид  $\text{V}_2\text{C}$ , текстурованный ( $P_r = 4,9$ ) в направлении [101].

**Возможный механизм формирования Ti-V карбидного покрытия на стали.** Большинство исследователей [3; 19; 24; 25] считают, что лимитирующей стадией формирования карбидных диффузионных покрытий является встречная диффузия взаимодействующих элементов в слое образующейся фазы. Диффузионные процессы на границе двух материалов имеют односторонний характер – в основном происходит диффузия углерода в соединение, поскольку коэффициент диффузии атомов углерода на несколько порядков превосходит коэффициент диффузии металла в карбидах [25]. В отличие от однокомпонентных, формирование многокомпонентных диффузионных покрытий зависит от равновесного состава насыщающей среды, который меняется с течением времени и температурой процесса.

По структуре, кинетике и механизму формирования диффузионные поликарбидные слои условно можно разделить на две группы [3]: 1) покрытия, образованные из взаимно растворимых карбидов (из карбидов металлов IV – VI групп); 2) покрытия, образованные на базе карбидов, не имеющих взаимной растворимости (из карбидов металлов IV и VII групп). Первый механизм формирования многокомпонентных карбидных покрытий реализуется при диффузионном титанованадировании стали.

Термодинамический анализ и кинетика образования карбидных фаз [3] позволили смоделировать процесс диффузионного титанованадирования стали в насыщающей смеси оптимального состава ( $3/4\text{TiO}_2:1/4\text{V}_2\text{O}_5$ ), представленный на рисунке 4.

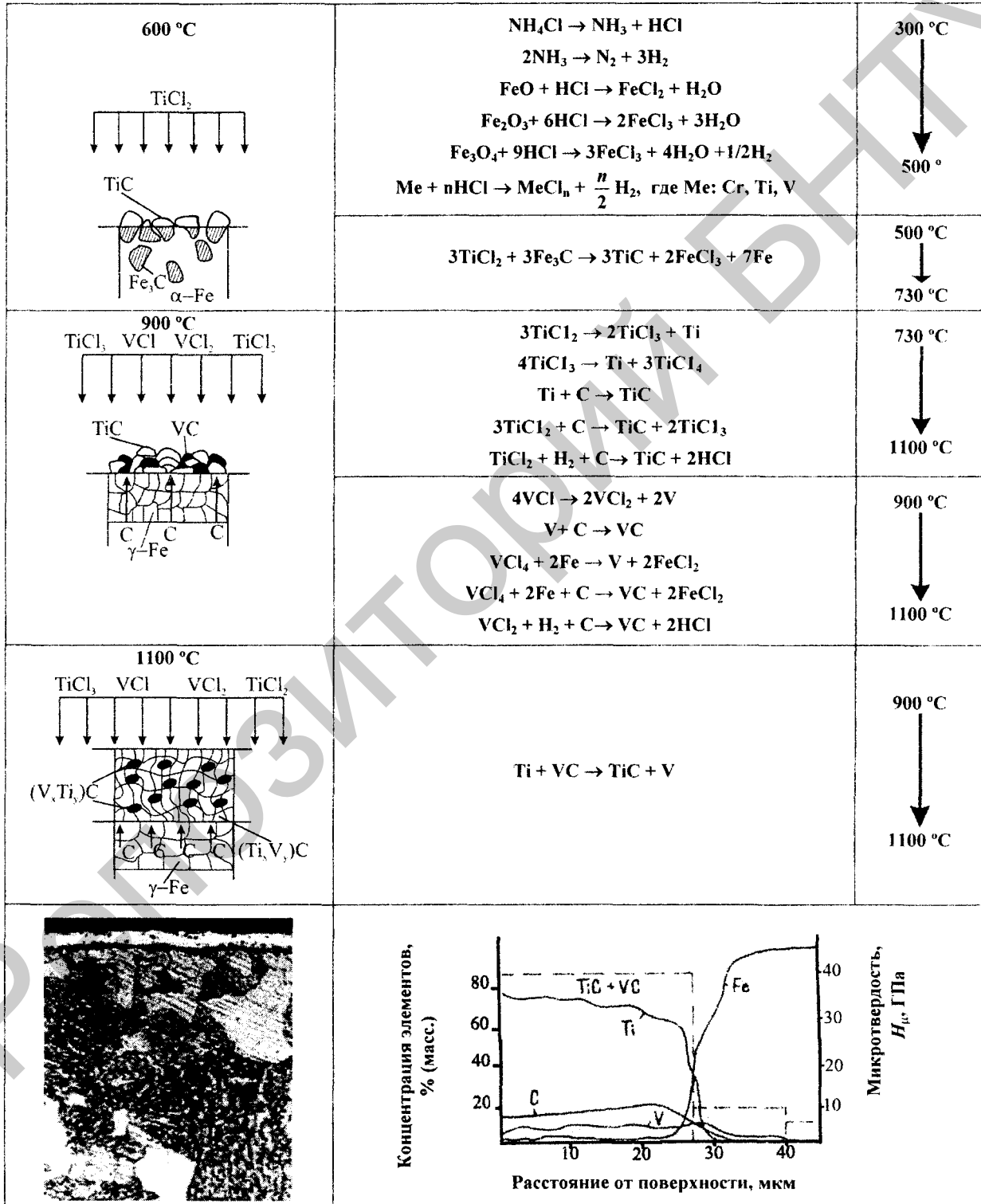


Рис. 4. Схема процесса формирования диффузионного Ti-V карбидного покрытия на стали У8

Процесс диффузионного титанованадирования стали включает следующие стадии (см. рис. 4):

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 стали, формирование активной хлорирующей среды;

2) дальнейшее нагревание контейнера в диапазоне 500...730 °С приводит к появлению на обрабатываемой поверхности зародышей карбида титана. Этому предшествует образование в насыщающей среде хлоридов всех насыщающих металлов. Однако только хлориды титана имеют высокое парциальное давление, при котором возможен газотранспорт их атомов на поверхность стали. Насыщаемая сталь имеет перлитную структуру. Основным источником углерода является цементит, на его поверхности идет и процесс зародышеобразования карбидов. Рост центров кристаллизации карбидной фазы TiC в плоскости стыка приводит к образованию на обрабатываемой поверхности сплошной карбидной «корочки». Скорость формирования покрытия определяется сродством карбидообразующего металла к углероду, соотношением скоростей диффузии углерода в карбидных фазах, подвода хлоридов титана к поверхности и отвода продуктов реакции. Диффузия углерода при низких температурах наиболее предпочтительна по границам и поверхности карбидных зерен [1]. Зародышеобразование карбидов идет непрерывно;

3) выше температуры 730 °С в стали проходит  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение, которое приводит к полному растворению цементита в аустените и меняется механизм образования всех карбидов; выше 900 °С повышается парциальное давление хлоридов ванадия, достаточное для газопереноса и зародышеобразования монокарбида ванадия VC, наряду с карбидом TiC. Синтез новых карбидов идет за счет взаимодействия хлоридов карбидообразующих металлов или их восстановленных атомов с углеродом, поступающим из стальной основы через образованную карбидную «корочку» из TiC;

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 термодинамической стабильности различных карбидных фаз. Титан как более сильный карбидообразователь может восстанавливать карбид ванадия, а высвободившийся ванадий легирует образованный карбид титана. Однако 6-часовой изотермической выдержки при 1100 °С недостаточно до полного исчезновения карбида ванадия, поэтому окончательная структура покрытия представляет собой гетерогенную структуру, состоящую из смеси обоюдно легированных карбидов TiC и VC (см. рис. 4). Очевидно, при более длительной выдержке ванадий в диффузионном карбидном слое будет присутствовать только в качестве легирующей добавки карбида титана.

Диффузионные Ti-V карбидные покрытия, формирующиеся на высокоуглеродистой стали, отличаются высокой плотностью и малой толщиной.

#### **Выводы:**

1) в результате оптимизации выбран состав насыщающей смеси для титанованадирования стали У8, обеспечивающий увеличение микротвердости карбидных покрытий до 40000 МПа и повышение износостойкости стали в 13,6 раз по сравнению с исходной. Отмечено, что многокомпонентные диффузионные карбидные слои превосходят по износостойкости однокомпонентные;

2) оптимальное диффузионное Ti-V карбидное покрытие, полученное в алюминотермической насыщающей среде, имеет структуру, состоящую из сложнелегированных взаимно растворимых карбидов;

3) проведено термодинамическое и кинетическое моделирование процесса формирования оптимального Ti-V карбидного слоя на высокоуглеродистой стали. Показано, что карбидообразование при многокомпонентном насыщении стали зависит от равновесного состава алюминотермической насыщающей среды (газовой и конденсированных фаз), который меняется с течением времени и температурой процесса, а рост слоя при наличии взаимной растворимости карбидов идет за счет диффузионного массопереноса углерода через образовавшуюся карбидную фазу. Отмечено, что в изотермических условиях насыщения стали титаном и ванадием выше 900 °С фазовый состав покрытия не остается постоянным, из-за непрерывного восстановления карбидов ванадия более сильным карбидообразователем – титаном.

#### **ЛИТЕРАТУРА**

1. Самсонов, Г.В. Физическое материаловедение карбидов / Г.В. Самсонов, Г.Ш. Упадхья, В.С. Нешпор. – Киев: Наук. думка, 1974. – 456 с.
2. Многокомпонентные диффузионные покрытия / Л.С. Ляхович [и др.]. – Минск: Наука и техника, 1974. – 288 с.
3. Многокомпонентные диффузионные карбидные покрытия на железоуглеродистых сплавах / Л.Г. Ворошнин [и др.]. – Минск: БНТУ, 2007. – 470 с.
4. Шматов, А.А. Одно-, двух- и трехкомпонентные диффузионные карбидные слои на железоуглеродистых сплавах / А.А. Шматов // Вестн. Полоц. гос. ун-та. Сер. В. Промышленность. Прикладные науки. – 2008. – № 8. – С. 14 – 19.