

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РФ



Национальный исследовательский  
ТОМСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ УНИВЕРСИТЕТ

# **ФИЗИКА ТВЕРДОГО ТЕЛА**

**Сборник материалов  
XVI Российской научной  
студенческой конференции**

**Томск, 17–20 апреля 2018 г.**



ТОМСК  
«Издательство НТЛ»  
2018

# Особенности низкотемпературного диффузионного легирования кислородом сплава системы V–Cr–Zr–Ta\*

А.С. Цверова<sup>1</sup>, И.В. Смирнов<sup>1,2</sup>, К.В. Гриняев<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> Томский государственный университет, г. Томск

<sup>2</sup> Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск

Хорошо известно, что сплавы на основе ванадия характеризуются высокой химической активностью к примесям внедрения (O, C, N) [1, 2]. Повышение концентрации последних приводит к формированию твердых растворов и частиц вторых фаз, что переводит такие материалы в разряд гетерофазных. Для модификации структурно-фазового состояния таких материалов в настоящее время применяются методы термомеханической (ТМО) [3–5] и химико-термической обработок (ХТО) [6, 7]. При этом, если в случае ТМО происходит дробление и перераспределение исходных грубых включений фаз внедрения на мелкодисперсные частицы, то при реализации ХТО меняется фазовый состав таких частиц. Сопоставление результатов показывает [3–7], что именно применение ХТО с формированием жаростойкой оксидной фазы обеспечивает существенный рост прочностных свойств при высоких температурах. В то же время на фоне существенного увеличения прочности окисленных ванадиевых сплавов часто наблюдается резкое снижение их пластичности [6, 7].

Таким образом, для контролируемого обеспечения оптимального сочетания прочности и пластичности при реализации ХТО необходим учет ключевых факторов, определяющих скорость легирования кислородом, в том числе в зависимости от элементного состава сплава.

В настоящей работе проведено исследование влияния дефектной структуры и продолжительности химико-термической обработки на концентрацию кислорода в малоактивируемом ванадиевом сплаве системы V–Cr–Zr–Ta.

В работе использован сплав V–6,80 Cr–6,10 Ta–0,79 Zr–0,031 C–0,052 O–0,009 N (вес.%) (далее V–Cr–Zr–Ta), образцы которого подвергали ТМО по режиму I [5], после которой проводился стабилизирующий часовой отжиг в вакууме при 1100 °С. Последующую деформацию образцов осуществляли прокаткой при комнатной температуре до значений истинной логарифмической деформации ( $\epsilon$ )  $\approx$  0,7 и 1,6. Далее образцы подвергали ХТО методом низкотемпературного диффузионного легирования кислородом по режиму, представленному в [6, 7]. При этом отжиг на воздухе, являющийся одним из

---

\* Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18-08-00213\_A.

этапов данной ХТО, проводился в течение  $t_0 = 1,5, 3$  или  $6$  ч. Концентрация кислорода ( $C_0$ ), вводимого в результате ХТО, определялась на основе сравнения данных точного взвешивания образцов до и после обработки.

Установлено, что после ТМО I и отжига при  $1100\text{ }^\circ\text{C}$  наблюдается преимущественное формирование мелкокристаллической ( $3 - 15$  мкм) зеренной фракции и отдельных крупных зерен ( $30$  мкм и более). Последующая деформация прокаткой (до  $e = 0,7$ ) приводит к формированию анизотропного структурного состояния. Исходные зерна вытягиваются в направлении прокатки, образуя полосы длиной от нескольких десятков до сотен микрометров, а их ширина составляет  $10-15$  мкм. Внутри зерен наблюдаются структурные состояния, характеризующиеся непрерывным изменением ориентации кристаллической решетки. Увеличение степени деформации до  $e = 1,6$  помимо формоизменения сопровождается процессами фрагментации на полосы шириной не более  $5$  мкм. Скалярная плотность дислокаций ( $\rho_{\text{ск.д}}$ ) внутри зерен после ТМО I и отжига при  $1100\text{ }^\circ\text{C}$  не превышает значений  $\approx 10^{10}\text{ см}^{-2}$ . После  $e = 0,7$   $\rho_{\text{ск.д}}$  увеличивается до  $(2,5-3,0)\cdot 10^{10}\text{ см}^{-2}$ , а при  $e = 1,6$  – до  $(3,3-4,1)\cdot 10^{10}\text{ см}^{-2}$ .

Анализ и сопоставление результатов позволяют наглядно продемонстрировать (таблица), что такие структурные изменения при увеличении степени деформации способствуют существенному росту значений концентрации вводимого кислорода. Исследование процессов окисления показало, что коэффициент  $k$ , характеризующий скорость окисления сплава в процессе ХТО, значительно зависит от предварительной обработки. В частности, после отжига при  $1100\text{ }^\circ\text{C}$   $k$  составляет  $\approx 1,40\cdot 10^{-10}\text{ кг}/(\text{м}^2\cdot\text{с})$ . Последующая прокатка до  $e = 0,7$  приводит к увеличению  $k$  на  $\approx 3\%$  ( $k \approx 1,44\cdot 10^{-10}\text{ кг}/(\text{м}^2\cdot\text{с})$ ), а после деформации до  $e = 1,6$  наблюдается существенное повышение  $k$  на  $\approx 13\%$  ( $k \approx 1,58\cdot 10^{-10}\text{ кг}/(\text{м}^2\cdot\text{с})$ ).

Кроме того, изучение механических свойств сплава V–Cr–Zr–Ta на разных этапах обработки позволило установить, что увеличение концентрации вводимого кислорода в интервале  $1,10-5,72$  ат.% приводит к практически линейному увеличению значений микротвердости от  $1,57$  до  $8,31$  ГПа.

**Концентрация вводимого кислорода ( $C_0$ ) и значения микротвердости ( $H_{\mu}$ ) в центральной области образца сплава V–Cr–Ta–Zr в зависимости от продолжительности окисления ( $t_0$ ) и режима обработки после ТМО I**

$t_0$ , ч	1100 °C		1100 °C + ( $e = 0,7$ )		1100 °C + ( $e = 1,6$ )	
	$C_0$ , ат.%	$H_{\mu}$ , ГПа	$C_0$ , ат.%	$H_{\mu}$ , ГПа	$C_0$ , ат.%	$H_{\mu}$ , ГПа
–	–	1,49	–	2,13	–	2,42
$t_0 = 1,5$	1,10	1,57	2,27	3,51	4,51	6,17
$t_0 = 3,0$	1,13	1,61	2,40	3,71	5,18	6,89
$t_0 = 6,0$	1,33	2,34	2,67	3,88	5,72	8,31

Установлено, что измельчение зеренной структуры и повышение  $\rho_{\text{ск.д}}$  в результате пластической деформации приводит к увеличению коэффициента окисления  $k$  сплава V–Cr–Zr–Ta и соответственно к повышению концентрации вводимого кислорода. Показано, что рост концентрации кислорода при ХТО способствует увеличению значений микротвердости изучаемого сплава.

Авторы выражают благодарность д.ф.-м.н. И.А. Дитенбергу, д.ф.-м.н. А.Н. Тюменцеву, д.ф.-м.н. В.М. Чернову за организацию исследовательской работы и обсуждение полученных результатов. Результаты получены с использованием оборудования Томского материаловедческого центра коллективного пользования Национального исследовательского ТГУ.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Фромм Е., Гебхардт Е. Газы и углерод в металлах. – М.: Металлургия, 1980. – 712 с.
2. Григорович В.К., Шефтель Е.Н. Дисперсионное упрочнение тугоплавких металлов. – М.: Наука, 1980. – 304 с.
3. Chen J.M., Chernov V.M., Kurtz R.J. Muroga T. Overview of the vanadium alloy researches for fusion reactors // J. Nuclear Materials. – 2011. – V. 417. – P. 289–294.
4. Muroga T., Chen J.M., Chernov V.M., et al. Present status of vanadium alloys for fusion applications // J. Nuclear Materials. – 2014. – V. 455. – P. 263–268.
5. Tyumentsev A.N., Ditenberg I.A., Grinyaev K.V., et al. The effect of thermomechanical treatment regimes on microstructure and mechanical properties of V–Me(Cr, W)–Zr–C alloys // Physics of Atomic Nuclei. – 2015. – V. 78. – No. 10. – P. 1092–1099.
6. Potapenko M.M., Chernov V.M., Drobyshch V.A., et al. Microstructure and mechanical properties of V–4Ti–4Cr alloy as a function of the chemical heat treatment regimes // Physics of Atomic Nuclei. – 2015. – V. 78. – No. 10. – P. 1087–1091.
7. Chernov V.M., Potapenko M.M., Drobyshch V.A., et al. Microstructure and mechanical properties of V–Me(Cr,W)–Zr alloys as a function of their chemical-thermal treatment // Nuclear Materials and Energy. – 2015. – V. 3–4. – P. 17–21.

---

**Tsverova A.S., Smirnov I.V., Grinyaev K.V.** Features of low-temperature oxygen diffusion doping in vanadium based V–Cr–Zr–Ta alloy

**Цверова** Анастасия Сергеевна, аспирантка; tsverova@mail.ru;

**Смирнов** Иван Владимирович, инженер ТГУ, м.н.с. ИФПМ СО РАН; smirnov\_iv@bk.ru;

**Гриняев** Константин Вадимович, инженер ТГУ, м.н.с. ИФПМ СО РАН;

kvgrinyaev@inbox.ru