

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.295'71'293'282'92:539.32

АНАЛИЗ МИКРОСТРУКТУРЫ, ФАЗОВОГО СОСТАВА И КИНЕТИКИ ОКИСЛЕНИЯ ЖАРОПРОЧНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ С ГАДОЛИНИЕМ

© 2020 г. А. А. Попов^{a, b, *}, М. О. Ледер^c, М. С. Карабаналов^a, Е. Н. Попова^{a, b}, И. В. Нарыгина^a

^aФГАОУ ВО Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина,
ул. Мира, 19, Екатеринбург, 620002 Россия

^bИнститут физики металлов УрО РАН им. М.Н. Михеева, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620108 Россия

^cПАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА», ул. Парковая, 1, Верхняя Салда, 624760 Россия

*e-mail: a.a.porov@urfu.ru

Поступила в редакцию 29.10.2019 г.

После доработки 05.11.2019 г.

Принята к публикации 15.11.2019 г.

Проведено изучение структуры, фазового и локального химического состава полуфабрикатов (прутков) из сплавов на основе систем Ti–Al–Mo–Zr–Si и Ti–Al–Mo–Zr–Sn–Si, дополнительно микролегированных гадолинием 0.4 мас. %. В сплаве системы Ti–Al–Mo–Zr–Si, легированном гадолинием, выявлено наличие в структуре прутков частиц оксида гадолиния Gd_2O_3 . В сплаве системы Ti–Al–Mo–Zr–Sn–Si, содержащем легкоплавкий элемент – олово, при легировании гадолинием в структуре прутков обнаружены частицы сложного строения $Gd-Sn-O$, ядро которых является интерметаллидом Gd_5Sn_3 , а оболочкой служит оксид гадолиния Gd_2O_3 . Формирование таких частиц в обоих сплавах происходит на стадии кристаллизации слитка и сохраняется на всех последующих этапах обработки материала. Изучена кинетика окисления сплавов при изотермической выдержке в интервале температур 600–800°C в зависимости от структуры полуфабрикатов. В сплаве системы Ti–Al–Mo–Zr–Sn–Si процессы окисления протекают с меньшей интенсивностью, чем в сплаве системы Ti–Al–Mo–Zr–Si. Дополнительное введение в составы сплавов гадолиния до 0.4 мас. % приводит к ускорению процессов окисления в сплаве без олова, что обусловлено наличием в структуре оксидов гадолиния Gd_2O_3 , выделенных по границам зерен и межфазным границам раздела. Введение гадолиния в сплав, содержащий олово, практически не оказывает влияние на кинетику окисления при 600–700°C и незначительно сдерживает процесс окисления при 750–800°C, что связано с наличием в структуре оксидов $Gd-Sn-O$, равномерно распределенных в теле зерен. Установлены законы окисления сплавов обеих систем легирования как без гадолиния, так и при его добавке. Показано, что образующаяся в процессе окисления оксидная пленка для сплавов обеих систем легирования многослойна, состоит из чередующихся между собой слоев оксидов алюминия и титана. При этом наблюдается смена постепенного роста слоев оксидной пленки и ее отслаивание вследствие высокой хрупкости оксидов алюминия. Наличие оксидов гадолиния в обоих сплавах приводит к пористости диффузионной зоны основного металла при окислении.

Ключевые слова: жаропрочные титановые сплавы, редкоземельные элементы, гадолиний, микроструктура, оксиды редкоземельных элементов, процесс окисления, кинетика окисления, оксидная пленка, газонасыщенный слой

DOI: 10.31857/S0015323020040117

ВВЕДЕНИЕ

Современные детали компрессоров летательных аппаратов, изготавливаемые преимущественно из жаропрочных титановых сплавов, работают в области высоких температур и давления [1–4], в связи с чем нуждаются в повышенной жаропрочности, жаростойкости и термической стабильности [5]. Одной из эффективных возможностей увеличения рабочих температур титановых сплавов является их микролегирование редкоземельными металлами (РЗМ). Малые добавки РЗМ, согласно

литературным данным [6, 7], являются эффективными рафинирующими добавками, они нейтрализуют влияние таких элементов внедрения, как кислород, связывают их в оксиды и тем самым уменьшают концентрацию кислорода на границах зерен. В результате должны повышаться характеристики вязкости и пластичности материала. РЗМ являются поверхностно-активными элементами [7–9], и поэтому их концентрация на границах зерен должна быть выше средней. Как следствие этого, подвижность границ будет пониженной,

Таблица 1. Химический состав и температуры полиморфного превращения сплавов*, мас. %

Сплав	Основные легирующие элементы							$T_{пп}$, °C
	Al	Mo	Zr	Sn	Nb	Si	Gd	
Сплав 1	6.75	3.62	1.56	—	—	0.29	—	980
Сплав 1 + Gd	6.78	3.64	1.67	—	—	0.30	0.4	985
Сплав 2	6.52	0.72	4.17	2.43	0.92	0.13	—	1020
Сплав 2 + Gd	6.59	0.72	4.14	2.54	0.96	0.13	0.4	1025

* Примеси в каждом сплаве, не более, мас. %: Fe — 0.04; O — 0.12; C — 0.005; N — 0.003.

что обусловит повышенную термическую стабильность сплава. Кроме того, есть данные, что микролегирование уменьшает ликвационную неоднородность и препятствует образованию вредных фаз [10], способствует измельчению зерен [6] или структурных составляющих сплава [11].

Однако способность жаропрочных титановых сплавов работать под напряжением в условиях повышенных температур без заметной остаточной деформации и разрушения, безусловно, напрямую зависит и от его жаростойкости — способности сопротивляться окислению при высоких температурах [1–3]. Считается, что РЗМ обладают хорошей адгезией к основному металлу [12], что будет обуславливать образование термостойких оксидных пленок на их основе.

До настоящего времени механизм влияния добавок РЗМ на структуру и свойства сплавов титана однозначно не установлен. Практически во всех исследованиях используются добавки РЗМ, не превышающие 0.2 мас. % [8, 13, 14]. При таком содержании экспериментально не всегда можно достоверно говорить о характере их распределения. Данные о большем содержании РЗМ отсутствуют. В связи с этим представляется целесообразным изучить влияние РЗМ при их большем количестве (до 0.4 мас. %), когда экспериментально легче фиксировать распределение элемента как по телу зерен, так и в составе других (новых) фаз. В данной работе изучали влияние РЗМ на формирование структуры, фазового состава и кинетику окисления сплавов на основе систем Ti–Al–Mo–Zr–Si и Ti–Al–Mo–Zr–Sn–Si.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Материалом исследования служили полученные по промышленной технологии на ПАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА» 20 кг слитки из жаропрочных титановых сплавов (табл. 1).

Слитки были изготовлены методом двойного вакуумного переплава с последующей деформацией ковкой и горячей прокаткой в прутки диа-

метром 22 мм с окончанием пластической деформации в β -области при температуре $T_{пп} + 45^\circ\text{C}$ (для прутков из сплава 2) или в $(\alpha + \beta)$ -области при $T_{пп} - 40^\circ\text{C}$ (как для прутков из сплава 1, так и прутков из сплава 2).

Исследование микроструктуры методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) проводили с помощью микроскопа Carl ZEISS CrossBeam AURIGA. В случае определения химического состава с помощью приставки для энергодисперсионного микрорентгеноспектрального анализа (PCMA) IE 350 X-MAX-80 использовали пониженное напряжение на пушке 8 кВ для того, чтобы область взаимодействия электронов зонда с мишенью была не более 0.3 мкм.

Кинетику окисления сплавов при изотермической выдержке в интервале температур 600–800°C изучали термогравиметрическим методом на приборе CTA Netzsch STA 449C Jupiter с чувствительностью весов 0.1 мкг. При измерениях образец (3.5 × 3.5 × 3.5 мм) вместе с тиглем был нагрет со скоростью 20°/мин от 30°C до заданной температуры (600, 700, 750, 800°C) и выдержан в окислительной среде (воздух) до 48 ч.

Для анализа микроструктуры газонасыщенного слоя образцы (10 × 10 × 10 мм) были с каждой поверхности отшлифованы, отполированы, затем подвергнуты изотермической обработке при заданных температурах (600–800°C) в электрических печах (среда — воздух) с охлаждением на воздухе, залиты в эпоксидную смолу, и приготовлены шлифы.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Аттестация микроструктуры, фазового и локального химического состава сплава 1 показала, что после горячей прокатки прутков с окончанием пластической деформации в $(\alpha + \beta)$ -области происходит формирование двухфазной структуры с α -фазой смешанного строения (рис. 1а): наряду с глобулярными выделениями α -фазы присутствуют области с пластинчатым выделением α -фазы, формирующейся при охлаждении после прокатки.

Легирование сплава 1 гадолинием не способствует значительному измельчению структуры (рис. 1б), по сравнению с нелегированным состоянием (рис. 1а). При этом характерной особенностью структуры сплава 1, легированного гадолинием, является наличие частиц оксида гадолиния Gd_2O_3 (рис. 1б), формирование которых, как было показано ранее [15], происходит еще на стадии кристаллизации слитка.

Аналогичный горячекатаному состоянию сплава 1 (рис. 1а) тип структуры формируется в сплаве 2 после прокатки в $(\alpha + \beta)$ -области (рис. 2а); прокатка в β -области, по сравнению с прокаткой в $(\alpha + \beta)$ -

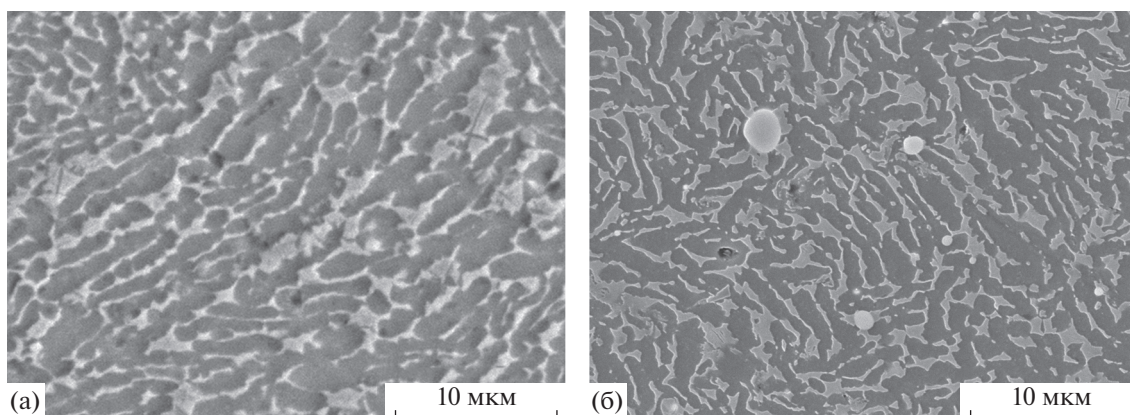


Рис. 1. Микроструктура горячекатаных в $(\alpha + \beta)$ -области прутков из сплава 1 без добавки гадолиния (а) и с добавкой гадолиния 0.4 мас. % (б).

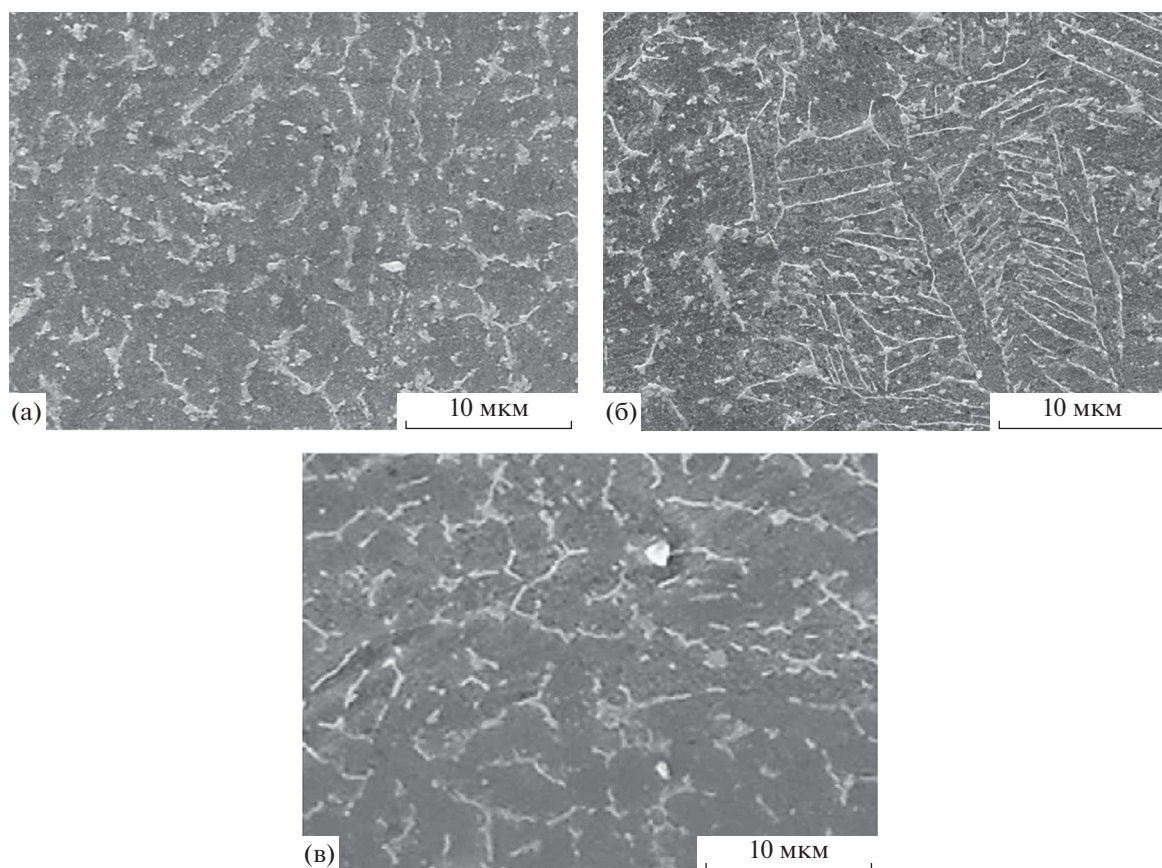


Рис. 2. Микроструктура горячекатаных в $(\alpha + \beta)$ -области (а) и β -области (б, в) прутков из сплава 2 без добавки гадолиния (а, б) и с добавкой гадолиния 0.4 мас. % (в).

области, приводит к большей объемной доле в структуре α -фазы пластинчатого строения (рис. 2б).

Легирование сплава 2 гадолинием позволяет измельчить структурные составляющие и избежать появления областей с пластинчатыми выделениями α -фазы, возникающими при охлаждении после прокатки в β -области (рис. 2в). При

этом как показано ранее [15], если в сплаве содержится олово (сплав 2, в отличие от сплава 1), то видимые в структуре частицы (рис. 2в), сформировавшиеся еще на операциях выплавки и кристаллизации слитка, имеют сложное строение: центральная область частиц является интерметаллидом Gd_5Sn_3 , обволакивая который форми-

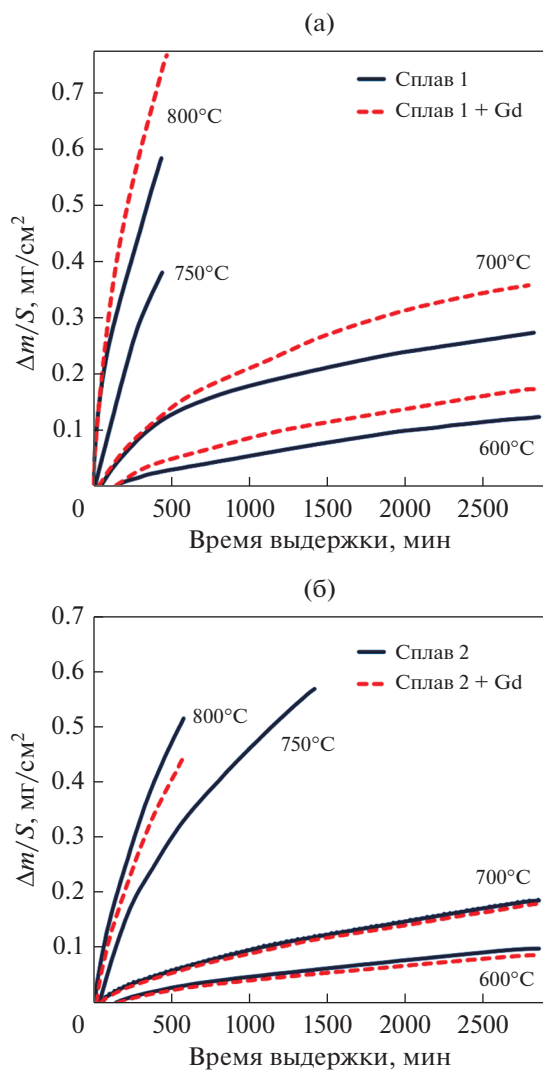


Рис. 3. Кинетические кривые окисления сплава 1 (а) и сплава 2 (б).

руется оболочка из оксида гадолиния Gd_xO_y . Наличие оксидов РЗМ (церия, лантана и эрбия) в титановой матрице промышленных сплавов после кристаллизации наблюдали и в работе [16], при этом, когда олово присутствовало в сплавах, наблюдалось формирование интерметаллических соединений с оловом (например, таких как La_5Sn_3).

В качестве критерия протекания процесса окисления сплавов во времени при постоянной температуре можно использовать отношение увеличения массы твердой фазы (привес) образца Δm к единице площади окисляемой поверхности S , в том случае, когда продукты реакции, образующиеся при поглощении окислителя, остаются в реакционном пространстве [17]. Полученные термогравиметрическим методом кинетические кривые окисления сплавов представлены на рис. 3.

Для сплава 1 показано, что с повышением температуры выдержки от 600 до 800°C наблюдается больший удельный привес окисляемого образца, например, от 0.026 до 0.585 мг/см² при выдержке до 8 ч (480 мин, рис. 3а). Это говорит об активизации окисления вследствие ускорения диффузионных процессов.

Легирование сплава 1 гадолинием оказывает отрицательное влияние на жаростойкость сплава во всем изученном температурном интервале окисления, приводя к повышению удельного привеса окисляемого образца в 1.3 раза, по сравнению с нелегированным гадолинием сплавом (рис. 3а).

Анализ функции экспериментальных значений мгновенной скорости окисления (производная $d\frac{\Delta m}{S}/d\bar{\tau}$), соответствующих каждому моменту времени $\bar{\tau}$ окисления, и ее обратной величины $(d\bar{\tau}/d\frac{\Delta m}{S})$ от времени окисления τ (или $\lg \tau$) или от увеличения массы образца $\Delta m/S$ (или $\lg(\Delta m/S)$) позволил установить законы окисления сплава 1:

– в интервале температур окисления 600–700°C (рис. 3а) действует логарифмический закон $\lg \frac{\Delta m}{S} = 1/n \lg K + 1/n \lg \bar{\tau}$, для которого константы скорости роста газонасыщенного слоя представлены в табл. 2;

– окисление при 750°C протекает практически по линейному закону $\frac{\Delta m}{S} = K_L \bar{\tau}$, в котором $K_L = 3.8 \times 10^{-6}$ мг/(см² мин) для сплава 1 без добавки Gd;

– в процессе окисления при 800°C выполняется сложно-параболический закон окисления в со-

ответствии с уравнением Эванса $\left(\frac{\Delta m}{S}\right)^2 + \frac{k_p \Delta m}{k_L S} = k_p \bar{\tau}$ [17–19], где k_p – константа параболической скорости окисления и k_L – константа линейной скорости роста, приведенные в табл. 2.

Для более полного описания протекания процессов окисления проанализировано строение оксидной пленки и приповерхностной, граничащей с пленкой, диффузионной зоны. На примере окисления сплава 1 при температуре 700°C в течение различного времени выдержки показаны изменения структуры (рис. 4).

Установлено, что оксидная пленка практически всегда является многослойной (рис. 4 и рис. 5). Согласно данным рентгеноструктурного анализа и РСМА, определено, что эти слои оксидной пленки представляют собой оксиды титана TiO_2 и алюминия Al_2O_3 , чередующиеся между собой (рис. 5). При этом толщина каждого из слоев TiO_2 со временем изотермической выдержки может расти до 2.5 мкм, тогда как слои Al_2O_3 всегда остаются достаточно

Таблица 2. Константы скорости роста газонасыщенного слоя сплава 1

Сплав	Температура процесса окисления					
	600°C		700°C		800°C	
	n , (мин см ²)/мг	K , $\times 10^5$ мин	n , (мин см ²)/мг	K , $\times 10^5$ мин	k_p , $\times 10^3$ мг ² /(см ⁴ мин)	k_d , $\times 10^3$ мг/(см ² мин)
Сплав 1	1.11	4.38	1.68	6.02	1.10	4.51
Сплав 1 + Gd	1.23	5.26	1.45	11.60	1.65	6.65

тонкими, до 0.4 мкм. Аналогичные фазы в структуре оксидной пленки были обнаружены и в работах [17, 20, 21].

Изотермическая выдержка в течение 20 ч способствует формированию двуслойной оксидной пленки с достаточно равномерной по всей поверхности образца толщиной в среднем 1.4 мкм (толщина первого слоя пленки от края образца 0.4 мкм, второго — 0.8 мкм, рис. 4а). Согласно данным РСМА, поверхностный слой оксидной пленки значительно обогащен кислородом и алюминием с одновременным обеднением по титану (рис. 5а). Этот слой представляет собой оксид алюминия Al_2O_3 . Второй от поверхности слой оксидной пленки оказывается значительно обедненным по алюминию, по сравнению с первым приповерхностным слоем и матрицей, и в нем содержится боль-

шое количество кислорода и титана. Этот слой является оксидом TiO_2 .

За последующие 2 ч выдержки в окислительной среде происходит рост суммарной толщины оксидной пленки с 1.4 до 3.1 мкм (рис. 4б). Однако приповерхностным слоем согласно данным РСМА уже является слой TiO_2 (рис. 5б). А при выдержке сплава в течение 24 ч в структуре наблюдается двухслойная оксидная пленка с суммарной толщиной до 2.7 мкм (рис. 4в), где приповерхностным слоем служит Al_2O_3 (рис. 5в).

Утолщение (с 20 до 22 ч выдержки), а затем утонение (с 22 до 24 ч) оксидной пленки свидетельствует об ее отслоении с поверхности образца в процессе окисления, по-видимому, вследствие разрушения слоев Al_2O_3 , являющихся достаточно хрупкими. Отслаивание оксидных пленок, воз-

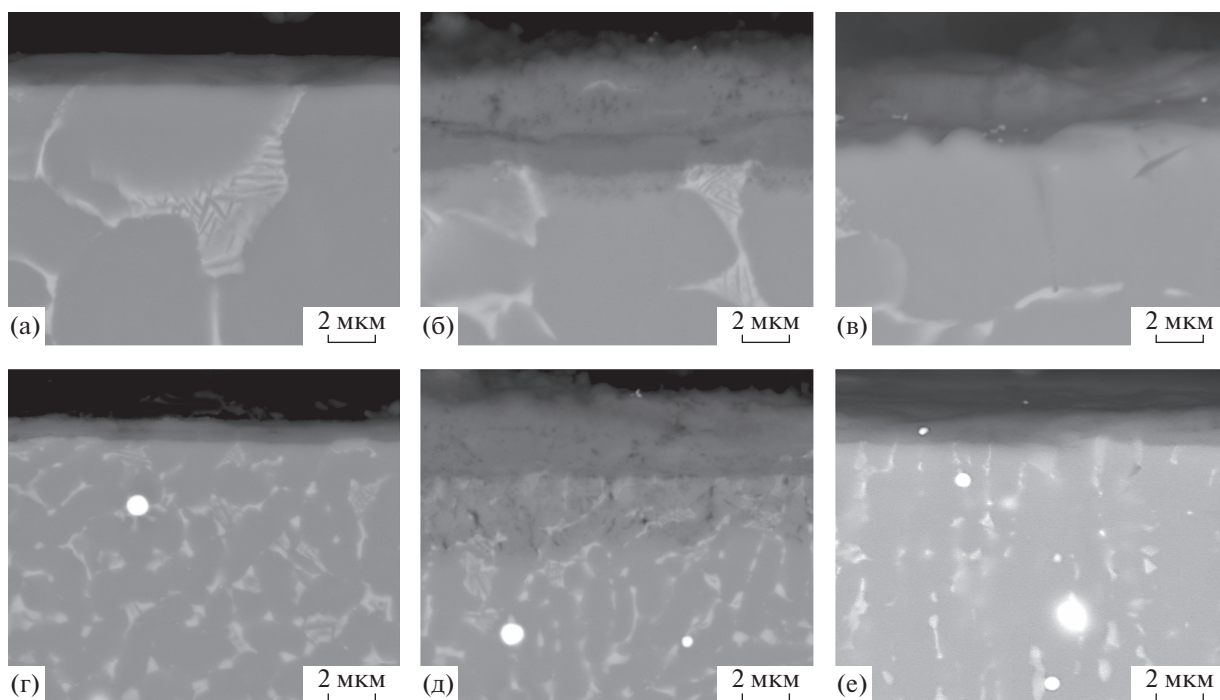


Рис. 4. Микроструктура оксидных слоев образцов сплава 1, нелегированного (а–в) и дополнительно легированного гадолинием (г–е), окисленных в печи при 700°C в течение 20 (а, г), 22 (б, д) и 24 ч (в, е).

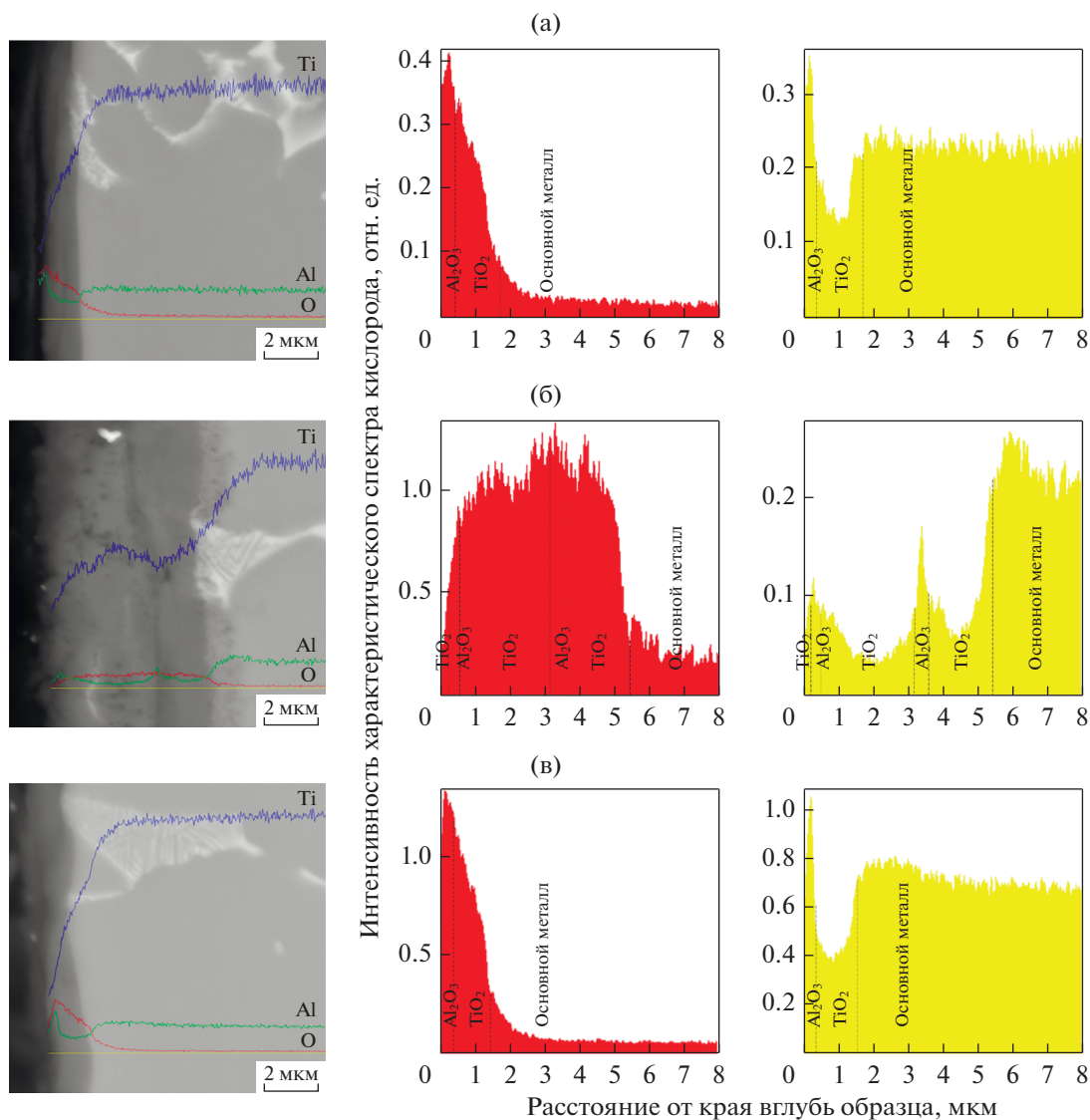


Рис. 5. Микроструктура оксидных пленок и характеристические спектры распределения кислорода и алюминия от края вглубь образца из сплава 1, подвергнутого окислению при температуре 700°C в течение 20 (а), 22 (б) и 24 (в).

можно, происходит под действием напряжения, возникающего в процессе окисления на границах раздела, что не противоречит литературным данным: [17, 19, 21].

Таким образом, из-за постоянного отслаивания поверхностного слоя оксидной пленки в процессе окисления сравнение толщин оксидных пленок у образцов различных сплавов (легированных и нелегированных гадолинием) даже при одинаковых температурах окисления и временах выдержек не имеет смысла. Это можно делать только при исследованиях *“in situ”*.

В микроструктуре образцов сплава 1 с добавлением гадолиния после окисления в печи при 700°C, представленной на рис. 4г–4е, наблюдается та же тенденция изменения суммарной толщины

оксидных слоев с их отслоением в ходе процесса: 1.1 мкм при 20 ч окисления, 3.5 мкм при 22 ч, 1.1 мкм при 24 ч термоэкспозиции. Но в сравнении с нелегированным сплавом для легированного Gd сплава отмечается значительная пористость в диффузионной зоне основного металла.

В сплаве 2 с меньшим количеством β -стабилизаторов и наличием олова, в отличие от сплава 1, наблюдается меньшее окисление при экзотермических выдержках (рис. 3б) как для сплава, изначально обработанного в β -области, так и для сплава, обработанного в $(\alpha + \beta)$ -области. При этом, обладая различной микроструктурой после горячей прокатки (рис. 2а и рис. 2б), сплав 2 характеризовался практически идентичными кри-

Таблица 3. Константы скорости роста газонасыщенного слоя сплава 2

Сплав	Температура процесса окисления							
	600°C		700°C		750°C		800°C	
	n , (мин см ²)/мг	K , $\times 10^5$ мин	n , (мин см ²)/мг	$K, \times 10^5$ мин	$k_p, \times 10^6$ мг ² /(см ⁴ мин)	$k_l, \times 10^3$ мг/(см ² мин)	$k_p, \times 10^6$ мг ² /(см ⁴ мин)	$k_l, \times 10^3$ мг/(см ² мин)
Сплав 2	1.25	2.04	1.42	3.33	1.07	1.55	2.65	2.09
Сплав 2 + Gd	1.21	1.91	1.37	3.47	—	—	2.25	1.69

выми окисления, укладываемыми в интервал погрешностей.

Легирование сплава 2 гадолинием, по сравнению с нелегированным сплавом, почти не оказывает влияния на увеличение массы образца в интервале температур окисления 600–700°C и приводит к меньшему привесу 0.445 мг/см², чем для нелегированного сплава 0.514 мг/см², в процессе окисления при 800°C в течение 8 ч (рис. 3б). Таким образом, положительный эффект в повышении жаростойкости от добавки гадолиния в количестве 0.4 мас. % в сплаве 2 наблюдается только при повышенных температурах процесса окисления (свыше 700°C).

При анализе функции экспериментальных значений производной $d \frac{\Delta m}{S} / d \bar{\tau}$, соответствующих каждому моменту времени $\bar{\tau}$ окисления, и величины $d \bar{\tau} / d \frac{\Delta m}{S}$ от времени окисления τ (или $\lg \tau$) или от $\frac{\Delta m}{S}$ (или $\lg \frac{\Delta m}{S}$) установлены законы окисления сплава 2 в исследуемом температурном интервале:

– при 600–700°C действует логарифмический закон $\frac{\lg \Delta m}{S} = \frac{1}{n} \lg K + \frac{1}{n} \lg \bar{\tau}$, константы скорости роста газонасыщенного слоя для которого представлены в табл. 3. Подобную тенденцию изменения привеса образца от времени окисления для жаропрочных сплавов наблюдали в работах [17–21].

– Повышение интервала температур окисления до 750–800°C (рис. 3б) приводит к смене логарифмического закона на сложно-параболический $\left(\frac{\Delta m}{S}\right)^2 + \frac{k_p \Delta m}{k_l S} = k_p \bar{\tau}$, в соответствии с уравнением Эванса [17–19], для которого константы k_p и k_l приведены в табл. 3. Т.е. окисление при 750–800°C сопровождается протеканием двух параллельных процессов: образованием оксидного слоя (протеканием реакции на границе раздела фаз) и растворением (диффузией кислорода) в матрице, что отмечено и в работах [17, 20, 22].

Таким образом, зная закон окисления, действующий в определенном температурном интервале, можно прогнозировать поведение сплава в результате длительной высокотемпературной выдержки (при условии, что закон остается действующим во всем временном интервале выдержки).

Оксидная пленка в сплаве 2, как и в сплаве 1, является многослойной. Также происходит смена постепенного роста слоев оксидной пленки и ее отслаивания. При этом при легировании гадолинием наблюдаемая оксидная пленка в сплаве 2 обладает достаточно неоднородной структурой. Очень трудно выделить ее “идеальную слоистость”, наблюдаемую в сплаве без гадолиния. Слоистость присутствует, но границы слоев являются неровными ломаными поверхностями (вследствие наличия в структуре оксидов Gd).

Таким образом, в сплаве системы Ti–Al–Mo–Zr–Sn–Si, содержащем олово, в отличие от сплава системы Ti–Al–Mo–Zr–Si без олова, процессы окисления протекают с меньшей интенсивностью. Дополнительное введение в составы сплавов РЗМ, такого как гадолиний в количестве до 0.4 мас. % приводит к ускорению процессов окисления в сплаве без олова, что обусловлено наличием в структуре оксидов гадолиния Gd₂O₃, выделенных по границам зерен и межфазным границам раздела. Введение гадолиния в сплав, содержащий олово, практически не оказывает влияния на кинетику окисления при 600–700°C и сдерживает процесс окисления при 750–800°C, что связано с наличием в структуре оксидов Gd–Sn–O, равномерно распределенных по телу зерен.

ВЫВОДЫ

1. Установлено, что кинетика окисления сплавов систем Ti–Al–Mo–Zr–Si ($K_\beta = 0.38$) и Ti–Al–Mo–Zr–Sn–Si ($K_\beta = 0.09$) при изотермической выдержке в интервале температур окисления 600–700°C подчиняется логарифмическому закону. Повышение температуры изотермической выдержки приводит к смене закона окисления на линейный при 750°C, а затем на сложно-параболический в соответствии с уравнением Эванса при 800°C для сплава, содержащего олово. При

отсутствии в составе сплава олова окисление по линейному закону не наблюдается, а происходит сразу переход от логарифмического к сложно-параболическому закону при повышении изотермической выдержки до 750°C.

2. Определено, что при введении гадолиния 0,4 мас. % наблюдается понижение жаростойкости сплава системы Ti–Al–Mo–Zr–Si во всем исследованном температурном интервале окисления 600–800°C и незначительное повышение жаростойкости сплава системы Ti–Al–Mo–Zr–Sn–Si только при повышенных температурах процесса окисления (свыше 700°C).

3. Установлено, что в процессе окисления для сплавов обеих систем легирования формируется оксидная пленка, состоящая из нескольких чередующихся друг с другом слоев оксидов алюминия и титана, внешние из которых отслаиваются в процессе изотермической выдержки.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФ (проект № 18-13-00220).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Аношкин Н.Ф., Сигалов Ю.М. Титановые сплавы с повышенной жаропрочностью // ТЛС. 2002. № 1. С. 38–50.
2. Кашапов О.С., Новак А.В., Ночовная Н.А. Павлова Т.В. Состояние, проблемы и перспективы создания жаропрочных титановых сплавов для деталей ГТД // Труды ВИАМ. 2013. № 3.
3. Titanium and titanium alloys. Fundamentals and Applications / Ed. Leyens C., Peters M. Weinheim: Wiley-VCH Verlag GmbH, 2003. 532 p.
4. Анташев В.Г., Ночовная Н.А., Павлова Т.В., Иванов В.И. Жаропрочные титановые сплавы // Все материалы. Энциклоп.справочник. 2007. № 3. С. 7–8.
5. Гайсин Р.А., Имаев В.М., Имаев Р.М. Микроструктура и механические свойства композита псевдо α -титановый сплав/TiB, полученного *in situ* с помощью литья и подвергнутого деформационной и термической обработке // ФММ. 2018. Т. 119. № 9. С. 961–970.
6. Fu H., Xiao Q., Li Y. A study of the microstructures and properties of Fe–V–W–Mo alloy modified by rare earth // Mater. Science and Engineering A. 2005. V. 395. № 1–2. P. 281–287.
7. Хорев А.И. Фундаментальные исследования легирования титановых сплавов РЗЭ // Вестник машиностроения. 2011. № 11. С. 53–62.
8. Грушин И.А., Скворцова С.В., Сперанский К.А., Демаков А.А., Мамонтова Н.А. Влияние дополнительного легирования гадолинием на структуру и свойства опытного жаропрочного титанового сплава в литом и деформированном состояниях // Титан. 2017. № 1. С. 4–9.
9. Zhao M., Zhou Z., Ding Q. Zhong M., Arshad K. Effect of rare earth elements on the consolidation behavior and microstructure of tungsten alloys // J. Refractory Metals and Hard Materials. 2015. V. 48. P. 19–23.
10. Hieda J., Niinomi M., Nakai M., Cho K., Nagai S. Effect of Oxide Particles Formed through Addition of Rare-Earth Metal on Mechanical Properties of Biomedical α -Type Titanium Alloy // Mater. Trans. 2013. V. 54. № 8. P. 1361–1367.
11. Skvortsova S., Grushin I., Umarova O., Speranskiy K. Effect of Rare-earth Element Addition on Structure of Heatresistant Ti–6.5Al–4Zr–2.5Sn–2.4V–1Nb–0.5Mo–0.2Si Titanium Alloy / MATEC Web of Conferences. 10 July 2017. V. 114. Article 02008.
12. Kaschuk V.A., Svetlov M. B. The effect of small additions of rare earth metals and rhenium on the properties of titanium alloy VT5L / Science. Thought, Kiev, 1975. P. 85–91.
13. Ночовная Н.А., Хорев А.И., Яковлев А.Л. Перспективы легирования титановых сплавов РЗЭ // МИТОМ. 2013. № 8. С. 18–23.
14. Скворцова С.В., Грушин И.А., Сперанский К.А., Каченко Е.В. Влияние термической обработки на структуру и свойства листовых полуфабрикатов из жаропрочного сплава на основе титана, легированного РЗМ // Изв. вузов. Цветная металлургия. 2018. № 1. С. 22–29.
15. Popova M.A., Rossina N.G., Popov N.A., Leder M.O. Precipitation of oxide phases in titanium alloys with rare earth metals // Letters on materials. 2017. V. 7. № 1. P. 60–63.
16. Siemers B.G., Brunke F., Laukart J., Hussain M.S., Rösler J., Saksl K., Zahra B. Rare earth metals in titanium alloys – a systematic study // Rare Earths. 2012. V. 1. P. 281–292.
17. Бай А.С., Лайнер Д.И., Слесарева Е.Н., Цыпин М.И. Окисление титана и его сплавов. М.: Металлургия, 1970. 320 с.
18. Ковалев А.П. Кинетика и основные закономерности газонасыщения сплавов титана // Научные труды (Вестник МАТИ). 2001. № 4. С. 335–339.
19. Dai J., Zhu J., Chen C., Weng F. High temperature oxidation behavior and research status of modifications on improving high temperature oxidation resistance of Ti-alloys and Ti-aluminides: A review // J. Alloys and Comp. 2016. № 685. P. 784–798.
20. Frangini S., Mignone A. Various aspects of the air oxidation behavior of a Ti6Al4V alloy at temperatures in the range 600–700°C // J. Mater. Sci. 1994. V. 29. P. 714–720.
21. Sefer B. Oxidation and Alpha-Case Phenomena in Titanium Alloys used in Aerospace Industry: Ti–6Al–2Sn–4Zr–2Mo and Ti–6Al–4V. Luleå University of Technology, 2014. 112 p.
22. Gaddam R., Sefer B., Pederson R., Antti M.-L. Oxidation and alpha-case formation in Ti–6Al–2Sn–4Zr–2Mo alloy // J. Mater. Charac. 2015. № 99. P. 166–174.