

## РОСТ ЗЕРНОГРАНИЧНОЙ ПРОСЛОЙКИ ( $\alpha$ Ti) В СПЛАВАХ Ti–Co

© 2016 г. А.С. Горнакова, С.И. Прокофьев, Б.Б. Страумал, К.И. Колесникова

Институт физики твердого тела (ИФТТ) РАН, г. Черноголовка

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва

Статья поступила в редакцию 29.01.15 г., доработана 18.10.15 г., подписана в печать 22.10.15 г.

Исследовалось влияние температуры на образование зернограничной прослойки ( $\alpha$ Ti) в сплавах Ti–2мас.%Co и Ti–4мас.%Co в двухфазной области ( $\alpha$ Ti) + ( $\beta$ Ti) фазовой диаграммы Ti–Co в интервале температур 690–810 °C. Изучена кинетика роста толщины ( $\Delta$ ) зернограничной прослойки фазы ( $\alpha$ Ti) в сплаве Ti–2мас.%Co при температуре 750 °C. Показана ее зависимость от времени отжига как  $\Delta \sim t^{1/3}$ . Анализ результатов экспериментальных наблюдений позволяет предположить, что увеличение  $\Delta$  является проявлением процесса коалесценции ( $\alpha$ Ti), который контролируется объемной диффузией.

**Ключевые слова:** титановые сплавы, кобальт, распад пересыщенного твердого раствора, выделение второй фазы, границы зерен, кинетика, диффузия, коалесценция.

**Горнакова А.С.** — канд. физ.-мат. наук, ст. науч. сотр. лаборатории поверхностей раздела в металлах ИФТТ РАН (142432, Московская обл., г. Черноголовка, ул. Акад. Осипьяна, 2). E-mail: alenahas@issp.ac.ru.

**Прокофьев С.И.** — канд. физ.-мат. наук, ст. науч. сотр. той же лаборатории ИФТТ РАН. E-mail: prokof@issp.ac.ru.

**Страумал Б.Б.** — докт. физ.-мат. наук, профессор кафедры физической химии, вед. науч. сотр. лаборатории гибридных наноматериалов НИТУ «МИСиС» (119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4), зав. лабораторией физики поверхностей раздела в металлах ИФТТ РАН. E-mail: straumal@issp.ac.ru.

**Колесникова К.И.** — аспирант кафедры физической химии НИТУ «МИСиС». E-mail: kolesnikova@misis.ru.

**Для цитирования:** Горнакова А.С., Прокофьев С.И., Страумал Б.Б., Колесникова К.И. Рост зернограничной прослойки ( $\alpha$ Ti) в сплавах Ti–Co // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2016. No. 5. С. 69–77.

DOI:

Gornakova A.S., Prokofiev S.I., Straumal B.B., Kolesnikova K.I.

### Grain boundary layer ( $\alpha$ Ti) growth in Ti–Co alloys

The paper studies the effect of temperature on the formation of a grain boundary layer ( $\alpha$ Ti) in Ti–2wt.%Co and Ti–4wt.%Co alloys in the ( $\alpha$ Ti) + ( $\beta$ Ti) two-phase region of the Ti–Co phase diagram within the temperature range of 690–810 °C. The paper studies kinetics of thickness growth ( $\Delta$ ) of the ( $\alpha$ Ti) phase grain boundary layer in Ti–2wt.%Co alloy at a temperature of 750 °C. It demonstrates dependence of the grain boundary layer on the annealing time as  $\Delta \sim t^{1/3}$ . Analysis of experimental observations results suggests that increase in  $\Delta$  is a manifestation of the ( $\alpha$ Ti) coalescence process controlled by volume diffusion.

**Keywords:** titanium alloys, cobalt, decomposition of supersaturated solid solution, second phase precipitation, grain boundaries, kinetics, diffusion, coalescence.

**Gornakova A.S.** — Cand. Sci. (Phys.-Math.), senior research associate, Laboratory of physics of interfaces in metals, Institute of Solid State Physics of Russian Academy of Sciences (ISSP RAS) (142432, Russia, Moscow Region, Chernogolovka, Acad. Osip'yan str., 2). E-mail: alenahas@issp.ac.ru.

**Prokofiev S.I.** — Cand. Sci. (Phys.-Math.), senior research associate, ISSP RAS. E-mail: prokof@issp.ac.ru.

**Straumal B.B.** — Dr. Sci. (Phys.-Math.), prof. of the Department of physical chemistry, leading researcher of the Laboratory of hybrid nanomaterials of National University of Science and Technology (NUST) «MISIS» (119049, Russia, Moscow, Leninskii pr., 4), head of the Laboratory of physics of interfaces in metals of the ISSP RAS. E-mail: straumal@issp.ac.ru.

**Kolesnikova K.I.** — postgraduate student, Department of physical chemistry of NUST «MISIS». E-mail: kolesnikova@misis.ru.

**Citation:** Gornakova A.S., Prokofiev S.I., Straumal B.B., Kolesnikova K.I. Rost zernogranichnoi prosloiki ( $\alpha$ Ti) v splavakh Ti–Co. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya*. 2016. No. 5. P. 69–77. DOI:

## Введение

Образование прослоек второй фазы на границах зерен (ГЗ) сильно влияет на механические свойства многофазных материалов, в частности сплавов на основе титана, которые часто подвер-

гаются закалке и старению для достижения высокой механической прочности [1–4]. Так, фаза  $\alpha$ (Ti) часто формирует своего рода «оторочки» в двухфазных поликристаллах  $\alpha$ (Ti, Me) +  $\beta$ (Ti, Me)

титановых сплавов (Me — легирующие элементы в титане) [5–8]. Такие «оторочки» второй фазы могут существенно влиять на свойства титановых и алюминиевых сплавов, например на обрабатываемость резанием [6], способствовать возникновению трещин при разрушении [8, 9]. Мы предполагаем, что морфология фаз в титановых сплавах и, в частности, образование подобных «оторочек» могут определяться не только объемными фазовыми переходами [5, 7], но и зернограничными фазовыми превращениями [10, 11]. Вторая твердая фаза на ГЗ может как создавать сплошные прослойки, так и состоять из отдельных частиц [11, 12]. При этом, в зависимости от температуры, равновесию могут соответствовать или сплошные прослойки, или цепочки частиц [10, 13]. Кинетика формирования зернограничных прослоек второй фазы является важным фактором, контролирующим механические свойства сплавов. Поэтому ее изучение, а также определение влияния на нее температуры имеют большое практическое значение — полученные результаты используются при выборе параметров термообработки, обеспечивающих оптимальные характеристики многофазных сплавов.

Цель данной работы — исследование влияния температуры и времени отжига на рост зернограничных прослоек в сплавах Ti–2мас.%Co и Ti–4мас.%Co.

## Материалы и методы исследования

Для приготовления сплавов Ti–2мас.%Co и Ti–4мас.%Co использовали титан марки ТИ-1

(99,9 %) и кобальт (99,99 %). Концентрация примесей в титане ТИ-1 составляла, мас. %: Fe < 0,005, Si < 0,01, N < 0,002, C < 0,07, O < 0,01, H < 0,01.

Сплавы выплавляли в индукционной печи в атмосфере чистого аргона, затем они кристаллизовались при быстром охлаждении. Полученные цилиндрические ( $\varnothing$  10 мм) слитки сплавов были структурно и химически однородны по всей длине. На электроискровом станке из них были нарезаны шайбы толщиной 5 мм. Их поверхность шлифовали и подвергали химической обработке для снятия поврежденного поверхностного слоя. Затем часть образцов запаивали в кварцевые ампулы, отжигали в вакууме при остаточном давлении  $4 \cdot 10^{-4}$  Па и закаливали в воде. Отжиги осуществляли в интервале температур 690–810 °С, т.е. в двухфазной области ( $\alpha$ Ti) + ( $\beta$ Ti) фазовой диаграммы Ti–Co [14]. Кинетику эволюции микроструктуры изучали на образцах сплава Ti–2мас.%Co, которые отжигали при температуре 750 °С в течение 45 мин, 20 ч и 816 ч. Параметры всех отжигов представлены в табл. 1. Затем отожженные образцы шлифовали, механически полировали и для выявления микроструктуры химически травили в 1 %-ном водном растворе HF.

Исследование микроструктуры образцов и количественные измерения толщины зернограничных прослоек проводили с использованием изображений, полученных с помощью оптического микроскопа «Neophot-32» (Германия), оборудованного цифровой камерой «Canon Digital Rebel XT» (Япония) (10 Мпикс.). В частности, по микрофотографиям определяли средний размер

Таблица 1

**Средняя толщина ( $2\Delta$ ) зернограничных прослоек и средний размер ( $R$ ) зерна ( $\beta$ Ti) в образцах, отожженных по различным режимам**

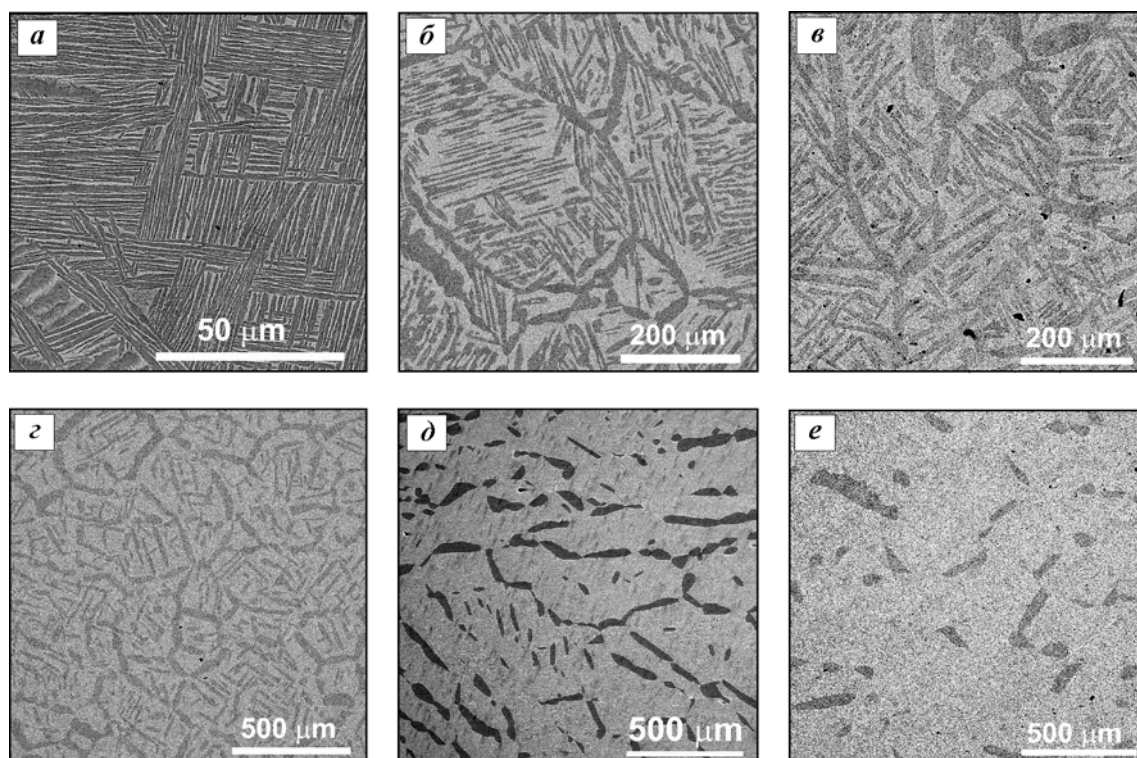
Параметры отжига		Ti–2мас.%Co		Ti–4мас.%Co	
Температура, °С	Время, ч	$2\Delta$ , мкм	$R$ , мкм	$2\Delta$ , мкм	$R$ , мкм
Исходное состояние		<0,5	–	–	–
690	720	24	151	24	188
720	720	39	177	34	162
750	0,75	$5,2 \pm 0,3$	–	–	–
	20	$12,3 \pm 0,5$	–	–	–
780	816	$42 \pm 1,0$	128	45	169
	864	54	126	43	163
810	720	58	167	48	156
Примечание. Неуказанные ошибки определения $2\Delta$ не превышают 5 %.					

зерна  $R = (S/\pi)^{1/2}$ , где  $S$  — средняя площадь зерна, а также среднюю толщину ( $2\Delta$ ) зернограничных прослоек фазы ( $\alpha\text{Ti}$ ). Результаты этих измерений представлены в табл. 1. Если недостаточное разрешение оптических изображений не позволяло измерить толщину зернограничных прослоек (в исходных сплавах и сплавах  $\text{Ti}-2\text{мас.}\%\text{Co}$  после кратковременных отжигов при  $750\text{ }^\circ\text{C}$ ), то для этой цели применяли изображения, полученные с помощью сканирующего электронного микроскопа «Tescan Vega TS 5130 MM» (Чехия), оснащенного энергодисперсионным спектрометром LINK («Oxford Instruments», Великобритания). Его также использовали для определения химического состава фаз, составляющих микроструктуру образцов, и среднего химического состава образцов, выявляемого сканированием зонда по их поверхности. Структурно-фазовый анализ проводили на рентгеновском дифрактометре «Siemens D-500» (Германия) в  $\text{CuK}_{\alpha 1}$ -излучении. Фазовый анализ и расчет параметров решетки выполняли в программе «PowderCell for Windows Version 2.4.08.03.2000» («Werner Kraus & Gert Nolze», BAM, Berlin).

## Экспериментальные результаты

### Микроструктура исходных сплавов

На рис. 1, *a* показана исходная (до отжига) микроструктура сплава  $\text{Ti}-4\text{мас.}\%\text{Co}$ . Она представляет собой зерна, субструктура которых состоит из разноориентированных колоний чередующихся вытянутых ламелей темной и светлой фаз. Возникновение этих колоний является результатом закалки слитков приготовленных сплавов. На ГЗ колонии ламелей обрываются, и разориентация ламелей позволяет хорошо различать на микрофотографиях ГЗ, которые покрыты тонким слоем темной фазы. Из-за высокой дисперсности структуры мы не смогли надежно определить химический состав этих фаз, однако он был установлен для менее дисперсной микроструктуры сплавов после отжига. Химический и структурный анализ темной и светлой фаз показал, что они являются, соответственно, ( $\alpha\text{Ti}$ ) и ( $\beta\text{Ti}$ ) согласно фазовой диаграмме  $\text{Ti}-\text{Co}$  [14]. Структурный анализ исходного сплава  $\text{Ti}-4\text{мас.}\%\text{Co}$  подтверждает это (см. табл. 2). Согласно микроанализу, средняя кон-



**Рис. 1.** Микроструктура сплава  $\text{Ti}-4\text{мас.}\%\text{Co}$  — исходного (*a*) и после отжига (*б–е*) при разных температурах (СЭМ)

$T$ ,  $^\circ\text{C}$ : 690 (*б*), 720 (*в*), 750 (*г*), 780 (*д*), 810 (*е*)

Фаза ( $\alpha\text{Ti}$ ) выглядит более темной

Таблица 2

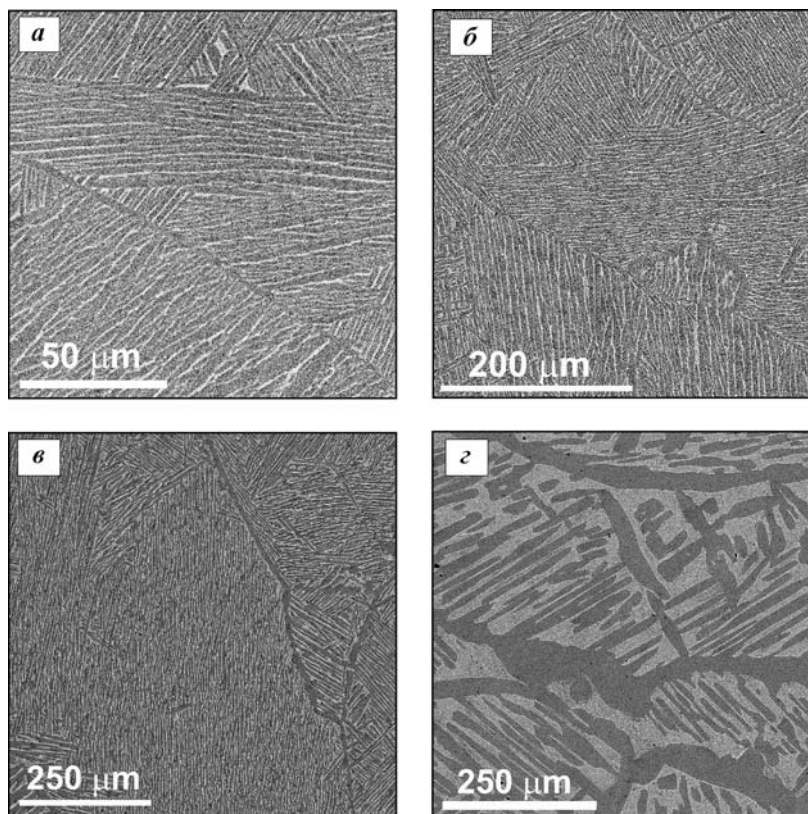
**Параметры кристаллической решетки фаз и соотношение количества фаз в сплаве Ti–4мас.%Co до и после отжига при 780 °С**

Состояние сплава	$(\alpha\text{Ti})$			$(\beta\text{Ti})$	
	Доля, %	Параметры решетки, нм		Доля, %	Параметр решетки $a$ , нм
		$a$	$c$		
До отжига	74,2	0,2952	0,4690	25,8	0,3205
После отжига	80,9	0,2955	0,4689	19,1	0,3201

центрация кобальта в обоих сплавах близка к задававшейся при их приготовлении. Отметим, что их микроstructures в исходном состоянии подобны (см. рис. 1, *a* и 2, *a*).

### Влияние температуры отжига и содержания кобальта на микроstructure сплавов

Установлено, что отжиги приводят к разрушению ламеллярной субструктуры зерен (см. рис. 1). При повышении температуры отжига растет дефектность ламелей ( $\alpha\text{Ti}$ ): они разрываются, между соседними ламелями появляются перетяжки, после чего ламели объединяются. В целом, при увеличении температуры отжига ламели ( $\alpha\text{Ti}$ ) утолщаются и становятся короче. Микрофотографии на рис. 1 также показывают, что одновременно утолщаются зернограничные прослойки ( $\alpha\text{Ti}$ ) (см. также табл. 1) и вдоль них в зернах формируются области, свободные от ( $\alpha\text{Ti}$ ). Дальнейший рост температуры обуславливает образование изолированных включений ( $\alpha\text{Ti}$ ), внедренных в матрицу, состоящую из светлой фазы ( $\beta\text{Ti}$ ). Отметим, что на приведенных микрофотографиях области светлой фазы неоднородны. Они содержат субструктуру, которая, вероятно, является результатом распада ( $\beta\text{Ti}$ ) при закалке отожженных образцов в воде. Эта субструктура состоит из тонких слоев ( $\alpha\text{Ti}$ ) и ( $\beta\text{Ti}$ ), что подтверждается рентгеноструктурными исследованиями. К сожалению, из-за высокой ошибки нам не удалось надежно определить зависимость концентрации Co в ( $\beta\text{Ti}$ ) от температуры. При наиболее высоких температурах (780 и 810 °С) практически вся фаза ( $\alpha\text{Ti}$ )



**Рис. 2.** Микрофотографии (СЭМ) сплава Ti–2мас.%Co – исходного (*a*) и отожженного (*б–д*) в течение различного времени при температуре 750 °С  $t = 45$  мин (*б*), 20 ч (*в*), 816 ч (*д*)  
Фаза ( $\alpha\text{Ti}$ ) выглядит более темной

сосредоточена на ГЗ в виде прослоек и/или отдельных зернограничных включений. В соответствии с фазовой диаграммой доля ( $\alpha\text{Ti}$ ) уменьшается с ростом температуры, что особенно хорошо видно при сравнении рис. 1, *д* и *е*.

В целом, наблюдаемые изменения микроstructure можно рассматривать как проявление процесса ее огрубления. Поскольку при увеличении температуры кинетика огрубления, которая при достаточно больших временах отжига контролируется объемной диффузией, ускоряется, то на

микрофотографиях рис. 1 можно проследить несколько последовательных этапов ее эволюции.

Согласно табл. 1, концентрация кобальта в сплаве слабо влияет на толщину зернограничных прослоек и средний размер зерен во всем исследованном интервале температур меняется незначительно.

### Влияние продолжительности отжига при 750 °С на микроструктуру сплава Ti–2мас.%Co

Анализ рис. 2 показывает, что в процессе отжига при 750 °С области ( $\alpha$ Ti) внутри зерен укрупняются при одновременном утолщении зернограничных прослоек ( $\alpha$ Ti) (см. также табл. 1). Характер изменений микроструктуры при увеличении времени отжига (особенно нагляден рис. 2, з) свидетельствует о развитии со временем процесса огрубления выделений ( $\alpha$ Ti) (выше рассмотрена динамика огрубления в сплаве Ti–4мас.%Co с ростом температуры отжига, см. рис. 1).

### Анализ и обсуждение результатов

Установлено (см. рис. 3), что средняя толщина зернограничных прослоек ( $\alpha$ Ti) в исследуемых сплавах Ti–Co растет при повышении температуры. Отжиги сплава Ti–2мас.%Co при  $T = 750$  °С в течение 45 мин, 20 ч и 816 ч показали, что при увеличении времени отжига ЗГ-прослойка ( $\alpha$ Ti) становится толще (см. табл. 1). Для рассмотрения кинетики ее роста была построена в двойных логарифмических координатах зависимость средней полутолщины ЗГ-прослойки ( $\Delta$ ) от времени (рис. 4). Видно, что ее экспериментальные точки хорошо аппроксимируются прямой с наклоном  $0,31 \pm 0,02$ , который очень близок к величине  $1/3$ . Как известно, кинетика роста второй фазы при распаде пересыщенного раствора, контролируемом объемной диффузией, обычно подчиняется параболическому закону  $\Delta \sim t^{1/2}$  [15]. Отметим, что при этом подразумевается исходная химическая и структурная однородность матрицы. Действительно, известно, что структурные неоднородности матрицы — такие, как границы зерен, могут приводить к отклонениям от параболического закона роста [15]. Как показано выше, в исходном состоянии (до отжига) субструктура зерен состоит из колоний, содержащих ламели ( $\alpha$ Ti) и ( $\beta$ Ti), а следовательно, и межфазные границы ( $\alpha$ Ti)/( $\beta$ Ti). Естественно предположить, что диффузия по меж-

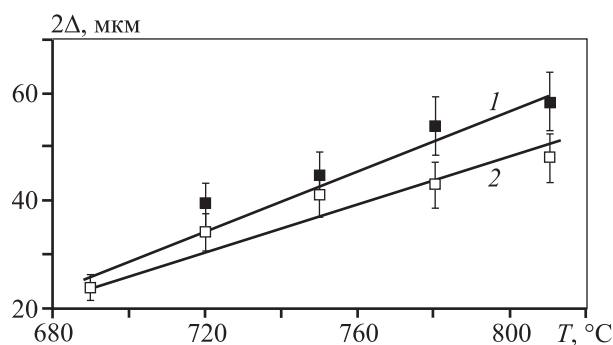


Рис. 3. Температурная зависимость средней толщины ( $2\Delta$ ) зернограничной прослойки ( $\alpha$ Ti) в сплавах Ti–2мас.%Co (1) и Ti–4мас.%Co (2)

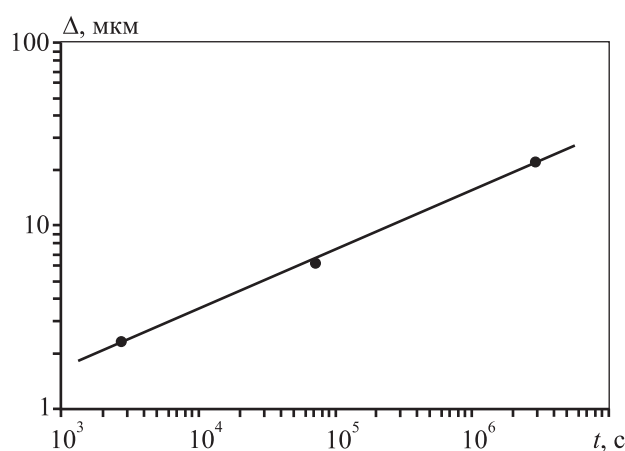


Рис. 4. Зависимость средней полутолщины ( $\Delta$ ) зернограничной прослойки ( $\alpha$ Ti) в сплаве Ti–2мас.%Co при 750 °С от времени

фазным границам ( $\alpha$ Ti)/( $\beta$ Ti) может вносить существенный вклад в рост зернограничных прослоек ( $\alpha$ Ti). Тогда показатель степени  $1/3$  может быть обусловлен зависимостью эффективного коэффициента взаимной диффузии ( $D_{\text{eff}}$ ) от времени, которая может быть связана с:

а) изменением со временем относительного вклада объемной и межфазной диффузии из-за снижения со временем градиента концентрации кобальта внутри зерен;

б) уменьшением плотности межфазных границ и, следовательно, их вкладом в массоперенос, а также удлинением среднего диффузионного пути до межфазной границы при укрупнении ламелей ( $\alpha$ Ti) внутри зерен со временем отжига;

в) снижением концентрационного градиента при увеличении времени отжига, что может привести к уменьшению  $D_{\text{eff}}$  из-за возможной зависимости коэффициента взаимной диффузии от концентрации.

Эти три фактора могут приводить к уменьшению  $D_{\text{eff}}$  со временем. В предположении, что  $\Delta \sim (D_{\text{eff}} t)^{1/2}$ , ожидаемая зависимость эффективного коэффициента взаимной диффузии от времени имеет вид  $D_{\text{eff}} \sim t^{-1/3}$ .

Было получено выражение, позволяющее по данным о толщине прослойки растущей зернограничной  $\alpha$ -фазы и времени ее роста определить эффективный коэффициент взаимной диффузии. Для этого рассматривался контролируемый объемной диффузией ( $D_{\text{eff}}$ ) рост слоя  $\alpha$ -фазы с концентрацией  $c_\alpha$  на границе сферического зерна радиусом  $R$  из пересыщенного раствора с концентрацией  $c_0$ . На границе зернограничного слоя  $\alpha$ -фазы она находится в равновесии с  $\beta$ -фазой (с концентрацией  $c_\beta$ ), образующейся на межфазной границе  $\alpha/\beta$  в процессе распада пересыщенного раствора. Принято, что  $D_{\text{eff}}$  не зависит от концентрации.

Из баланса вещества на межфазной границе  $\alpha/\beta$  следует уравнение

$$(c_\alpha - c_\beta) \frac{d\rho}{dt} = D_{\text{eff}} \left. \frac{\partial c}{\partial r} \right|_{r=\rho(t)}, \quad (1)$$

где  $\rho$  — координата границы слоя  $\alpha$ -фазы,  $r$  — радиальная координата.

Внутри зерна ( $\beta$ -фаза) диффузия описывается следующим образом:

$$\frac{1}{D_{\text{eff}}} \frac{\partial c}{\partial \tau} = \frac{\partial^2 c}{\partial r^2} + \frac{2}{r} \frac{\partial c}{\partial r} \quad (2)$$

с начальными и граничными условиями  $c(r, t = 0) = c_0$ ,  $r \leq R$  и  $c(\rho, t) = c_\beta$ .

Решение задачи приводит к выражению

$$D_{\text{eff}} = (R - \Delta)^2 / (4\lambda^2 t), \quad (3)$$

где, если рассматривать концентрацию кобальта, параметр  $\lambda$  определяется уравнением

$$\sqrt{\pi} \lambda^3 \frac{\text{erfc}(\lambda)}{\exp(-\lambda^2)} - \lambda^2 + \frac{1}{2} \left( \frac{c_\beta^{\text{Co}} - c_0^{\text{Co}}}{c_\beta^{\text{Co}} - c_\alpha^{\text{Co}}} \right) = 0. \quad (4)$$

С помощью уравнений (3) и (4) из экспериментальных данных, полученных для образцов сплава Ti—2мас.%Co, отожженных в течение различного времени при температуре 750 °С, были вычислены значения эффективного коэффициента взаимной диффузии. На рис. 5 в двойных логарифмических координатах показана зависимость этого показателя от времени, наклон которой равен  $-1,04 \pm 0,01$ . Таким образом, имеет место зависимость  $D_{\text{eff}} \sim t^{-1}$ , а не  $D_{\text{eff}} \sim t^{-1/3}$ . Ее можно переписать

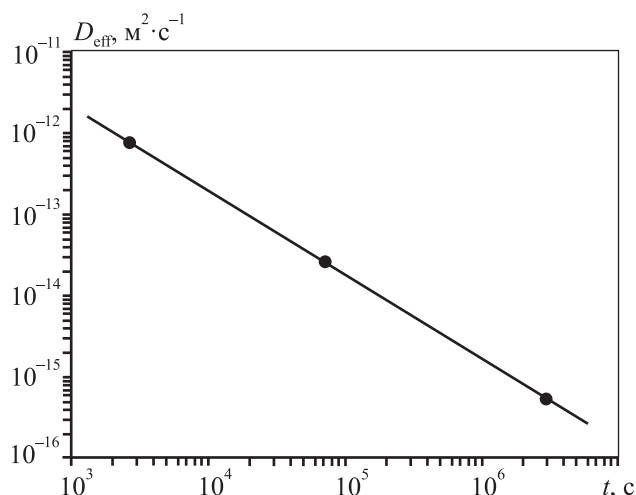


Рис. 5. Зависимость от времени эффективного коэффициента взаимной диффузии, полученного с помощью уравнений (3) и (4) из данных по кинетике роста зернограничной прослойки ( $\alpha\text{Ti}$ ) в сплаве Ti—2мас.%Co при температуре 750 °С

как  $(D_{\text{eff}} t)^{1/2} \approx \text{const}$ . Это говорит о том, что зернограничные прослойки растут гораздо медленнее, чем это ожидается при диффузионном распаде пересыщенного раствора.

Следовательно, рост зернограничных прослоек ( $\alpha\text{Ti}$ ) связан не с распадом пересыщенного раствора, контролируемым диффузией в объеме зерен и по межфазным границам ( $\alpha\text{Ti}$ )/( $\beta\text{Ti}$ ), а, вероятно, является результатом процесса огрубления ( $\alpha\text{Ti}$ ). Действительно, при увеличении толщины зернограничных прослоек уменьшается площадь межфазных границ, а следовательно, и связанная с ними энергия. Увеличение толщины зернограничных прослоек, обусловленное распадом пересыщенного раствора ( $\beta\text{Ti}$ ), не наблюдается нами, вероятно, потому, что оно мало и заканчивается за короткое время из-за малой толщины lamелл ( $\alpha\text{Ti}$ ) и ( $\beta\text{Ti}$ ) в колониях.

Огрубление, происходящее в это же время в объеме зерен, приводит к сфероидизации пластин lamелл (при отсутствии значительной анизотропии поверхностного натяжения межфазных границ). Этот процесс сопровождается развитием нестабильностей формы пластинчатых lamелл. Нестабильности формы связаны с движением концов lamелл в результате преимущественного растворения и с развитием неоднородности толщины пластин, приводящей к разделению их на части и соединению соседних пластин перетяжками [16]. Описанные выше особенности динамики формоизменения lamелл при увеличении времени от-

жиги можно видеть на рис. 2. Рис. 1 демонстрирует такие же изменения формы ламелей при повышении температуры отжига. Отметим, что подобное поведение ламеллярных структур в процессе огрубления наблюдалось ранее во многих работах, например в [17–20]. Это дает основание считать, что причиной роста толщины зернограничных прослоек ( $\alpha\text{Ti}$ ) является именно огрубление. Действительно, во всех зернах межфазная граница, связанная с зернограничными прослойками данного зерна, имеет, в среднем, отрицательную кривизну, а огибающая поверхность, построенная вокруг колоний ламелей в объеме зерна, как и индивидуальные ламели, — положительную среднюю кривизну. Это определяет движущую силу роста зернограничных прослоек ( $\alpha\text{Ti}$ ), конечным результатом которого, вероятно, является очистка объема зерен от ( $\alpha\text{Ti}$ ). По-видимому, рост зернограничных прослоек происходит в основном за счет ламелей, определяющих форму огибающей поверхности, и слабо зависит от кинетики изменений размеров и формы остальных ламелей в объеме зерна.

Таким образом, установлено, что в процессе огрубления, контролируемого объемной диффузией, увеличение толщины зернограничных прослоек ( $\alpha\text{Ti}$ ) происходит по закону, близкому к  $\Delta \sim t^{1/3}$ . Такому же закону следует рост среднего размера в ансамбле сферических включений [21–23], цилиндрических включений [24, 25] и, как показано автором [26, 27] в рамках гипотезы статистического самоподобия, в ансамбле включений произвольной подобной формы.

## Заключение

Исследовано влияние температуры и концентрации кобальта на образование зернограничной прослойки ( $\alpha\text{Ti}$ ) в сплавах  $\text{Ti}-2\text{мас.}\% \text{Co}$  и  $\text{Ti}-4\text{мас.}\% \text{Co}$  в двухфазной области ( $\alpha\text{Ti}$ ) + ( $\beta\text{Ti}$ ) фазовой диаграммы  $\text{Ti}-\text{Co}$  в интервале температур 690–810 °С. Изучена также кинетика роста толщины зернограничной прослойки фазы ( $\alpha\text{Ti}$ ) в сплаве  $\text{Ti}-2\text{мас.}\% \text{Co}$  при температуре 750 °С. Полученные результаты позволяют сделать вывод, что рост зернограничных прослоек ( $\alpha\text{Ti}$ ), происходящий по закону  $\sim t^{1/3}$ , определяется процессом огрубления, контролируемым диффузией в объеме зерен.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проекты 12-03-00894, 15-03-01127 и 15-53-06008) и Министерства науки, технологии и космоса Израиля.*

## Литература

1. Ильин А.А., Колачев Б.А., Польшин И.С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства. М.: ВИЛС—МАТИ, 2009.
2. Колачев Б.А. Физическое металловедение титана. М.: Metallurgy, 1976.
3. Колачев Б.А., Елисеев Ю.С., Братухин А.Г., Талалаев В.Д. Титановые сплавы в конструкциях и производстве авиадвигателей и авиационно-космической техники. М.: МАИ, 2001.
4. Колачев Б.А., Бецофен С.Я., Бунин Л.А., Володин В.А. Физико-механические свойства легких конструкционных сплавов. М.: Metallurgy, 1995.
5. Колачев Б.А., Лясоцкая В.С. Корреляция между диаграммами изотермических и анизотермических превращений и фазовыми диаграммами состояния для упрочненных титановых сплавов // *Металловедение и терм. обраб. металлов*. 2003. No. 4. С. 3–9; Kolachev B.A., Lyasotskaya V.S. Correlation between diagrams of isothermal and anisothermal transformations and phase composition diagram of hardened titanium alloys // *Metal Sci. Heat Treat.* 2003. Vol. 45. P. 119–126.
6. Егорова Ю.Б., Ильин А.А., Колачев Б.А., Носов В.К., Мамонов А.М. Влияние структуры на обрабатываемость резанием титановых сплавов // *Металловедение и терм. обраб. металлов*. 2003. No. 4. С. 16–21; Egorova Yu.B., Il'in A.A., Kolachev B.A., Nosov V.K., Mamonov A.M. Effect of the structure on the cutability of titanium alloys // *Metal Sci. Heat Treat.* 2003. Vol. 45. P. 134–139.
7. Колачев Б.А., Вейцман М.Г., Гуськова Л.Н. Структура и механические свойства отожженных  $\alpha+\beta$  титановых сплавов // *Металловедение и терм. обраб. металлов*. 1983. No. 8. С. 54–57; Kolachev B.A., Veitsman M.G., Gus'kova L.N. Structure and mechanical properties of annealed  $\alpha+\beta$  titanium alloys // *Metal Sci. Heat Treat.* 1983. Vol. 25. P. 626–631.
8. Фишгойт А.В., Майстров В.М., Ильин А.А., Розанов М.А. Взаимодействие коротких трещин со структурой металлов // *Физ.-хим. механика материалов*. 1989. No. 6. С. 24–27; Fishgoit A.V., Maistrov V.M., Il'in A.A., Rozanov M.A. Interaction of short cracks with the structure of metals // *Sov. Mater. Sci.* 1988. Vol. 24. P. 247–251.
9. Бобовников В.Н., Лукьяненко В.В., Фишгойт А.В. Влияние частиц нерастворимой фазы  $\text{Al}_3\text{FeNi}$  на кинетику роста усталостной трещины в сплаве АК4-1 // *Металловедение и терм. обраб. металлов*. 1982. No. 3. С. 36–38; Bobovnikov V.N., Luk'yanenko V.V., Fishgoit A.V. Effect of particles of the insoluble phase  $\text{Al}_3\text{FeNi}$  on the kinetics of fatigue crack propagation in alloy АК4-1 // *Metal Sci. Heat Treat.* 1982. Vol. 24. P. 191–194.

10. *Straumal B.B., Baretzky B., Kogtenkova O.A., Straumal A.B., Sidorenko A.S.* Wetting of grain boundaries in Al by the solid  $\text{Al}_3\text{Mg}_2$  phase // *J. Mater. Sci.* 2010. Vol. 45. P. 2057–2061.
11. *Straumal B.B., Gust W., Watanabe T.* Tie lines of the grain boundary wetting phase transition in the Zn-rich part of the Zn–Sn phase diagram // *Mater. Sci. Forum.* 1999. Vol. 294. P. 411–414.
12. *Straumal B.B., Gornakova A.S., Kucheev Y.O., Baretzky B., Nekrasov A.N.* Grain boundary wetting by a second solid phase in the Zr–Nb alloys // *J. Mater. Eng. Perform.* 2012. Vol. 21. P. 721–724.
13. *Straumal B.B., Gornakova A.S., Kogtenkova O.A., Protasova S.G., Sursaeva V.G., Baretzky B.* Continuous and discontinuous grain boundary wetting in the Zn–Al system // *Phys. Rev. B.* 2008. Vol. 78. P. 054202.
14. *Murray J.L.* Diagrams of binary titanium alloys // *Bull. Alloy Phase Diagr.* 1982. Vol. 3(1). P. 74–85.
15. *Гуров К.П., Карташкин Б.А., Угаспе Ю.Э.* Взаимная диффузия в многофазных металлических системах. М.: Наука, 1981.
16. *Sharma G., Ramaniujan R.V., Tiwari G.P.* Instability mechanisms in lamellar microstructures // *Acta Mater.* 2000. Vol. 48. P. 875–889.
17. *Graham L.D., Kraft R.W.* Coarsening of eutectic microstructures at elevated temperatures // *Trans. Met. Soc. AIME.* 1966. Vol. 236. P. 94–96.
18. *Tian Y.L., Kraft R.W.* Mechanisms of perlite spheroidization // *Metall. Trans. A.* 1987. Vol. 18A. P. 1403–1414.
19. *Wey M.Y., Choi J.H.* Coarsening of lamellar microstructures // *J. Korean Inst. Met. Mater.* 1994. Vol. 32. P. 1269–1273.
20. *Park D.-Y., Yang J.-M.* Coarsening of lamellar microstructures in directionally solidified yttrium aluminate/alumina eutectic fiber // *J. Am. Ceram. Soc.* 2001. Vol. 84. P. 2991–2996.
21. *Лифшиц И.М., Слезов В.В.* О кинетике диффузионного распада пересыщенных твердых растворов // *Журн. эксперим. и теорет. физики.* 1958. Т. 35. С. 479–492.
22. *Wagner C.* Theorie der Älterung von Niederschlägen durch Umlösen (Ostwald-Reifung) // *Z. Electrochem.* 1961. Bd. 65. S. 581–591.
23. *Ardell A.J.* Effect of volume fraction on particle coarsening — theoretical considerations // *Acta Metall.* 1972. Vol. 20. P. 61–68.
24. *Speich G.R., Oriani R.A.* Rate of coarsening of copper precipitate in an alpha-iron matrix // *Trans. Metall. Soc. AIME.* 1965. Vol. 233. P. 623–631.
25. *Ardell A.J.* The growth of gamma prime precipitates in aged Ni–Ti alloys // *Metall. Mater. Trans. B.* 1970. Vol. 1. P. 525–534.
26. *Mullins W.W.* The statistical self-similarity hypothesis in grain-growth and particle coarsening // *J. Appl. Phys.* 1986. Vol. 59. P. 1341–1349.
27. *Mullins W.W., Viñals J.* Self-similarity and growth-kinetics driven by surface free-energy reduction // *Acta Mater.* 1989. Vol. 37. P. 991–997.

## References

1. *И'ин А.А., Колачев В.А., Пол'кин И.С.* Титановые сплавы. Состав, структура, свойства [Titanium alloys. The composition, structure and properties]. Moscow: VILS-MATI, 2009.
2. *Kolachev B.A.* Физическое металловедение титана [Physical metallurgy of titanium]. Moscow: Metallurgiya, 1976.
3. *Kolachev B.A., Eliseev Yu.S., Bratukhin A.G., Talalaev V.D.* Титановые сплавы в конструкциях и производстве авиационных двигателей и авиационно-космической техники [Titanium alloys in the design and production of aircraft engines and aerospace equipment]. Moscow: MAI, 2001.
4. *Kolachev B.A., Betsofen S.Ya., Bunin L.A., Volodin V.A.* Физико-механические свойства легких конструкционных сплавов [Physical and mechanical properties of light structural alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1995.
5. *Kolachev B.A., Lyasotskaya V.S.* Correlation between diagrams of isothermal and anisothermal transformations and phase composition diagram of hardened titanium alloys. *Metal Sci. Heat Treat.* 2003. Vol. 45. P. 119–126.
6. *Egorova Yu.B., И'ин А.А., Колачев В.А., Носов В.К., Мамоннов А.М.* Effect of the structure on the cutability of titanium alloys. *Metal Sci. Heat Treat.* 2003. Vol. 45. P. 134–139.
7. *Kolachev B.A., Veitsman M.G., Gus'kova L.N.* Structure and mechanical properties of annealed  $\alpha+\beta$  titanium alloys. *Metal Sci. Heat Treat.* 1983. Vol. 25. P. 626–631.
8. *Fishgoit A.V., Maistrov V.M., И'ин А.А., Rozanov M.A.* Interaction of short cracks with the structure of metals. *Sov. Mater. Sci.* 1988. Vol. 24. P. 247–251.
9. *Bobovnikov V.N., Luk'yanenko V.V., Fishgoit A.V.* Effect of particles of the insoluble phase  $\text{Al}_9\text{FeNi}$  on the kinetics of fatigue crack propagation in alloy AK4-1. *Metal Sci. Heat Treat.* 1982. Vol. 24. P. 191–194.
10. *Straumal B.B., Baretzky B., Kogtenkova O.A., Straumal A.B., Sidorenko A.S.* Wetting of grain boundaries in Al by the solid  $\text{Al}_3\text{Mg}_2$  phase. *J. Mater. Sci.* 2010. Vol. 45. P. 2057–2061.
11. *Straumal B.B., Gust W., Watanabe T.* Tie lines of the grain boundary wetting phase transition in the Zn-rich part of the Zn–Sn phase diagram. *Mater. Sci. Forum.* 1999. Vol. 294. P. 411–414.



12. *Straumal B.B., Gornakova A.S., Kucheev Y.O., Baretzky B., Nekrasov A.N.* Grain boundary wetting by a second solid phase in the Zr—Nb alloys. *J. Mater. Eng. Perform.* 2012. Vol. 21. P. 721—724.
13. *Straumal B.B., Gornakova A.S., Kogtenkova O.A., Protasova S.G., Sursaeva V.G., Baretzky B.* Continuous and discontinuous grain boundary wetting in the Zn—Al system. *Phys. Rev. B.* 2008. Vol. 78. P. 054202.
14. *Murray J.L.* Diagrams of binary titanium alloys. *Bull. Alloy Phase Diagr.* 1982. Vol. 3(1). P. 74—85.
15. *Gurov K.P., Kartashkin B.A., Ugaste Yu.E.* Vzaimnaya difuziya v mnogofaznykh metallicheskih sistemakh [Interdiffusion in multiphase metallic systems]. Moscow: Nauka, 1981.
16. *Sharma G., Ramanujan R.V., Tiwari G.P.* Instability mechanisms in lamellar microstructures. *Acta Mater.* 2000. Vol. 48. P. 875—889.
17. *Graham L.D., Kraft R.W.* Coarsening of eutectic microstructures at elevated temperatures. *Trans. Met. Soc. AIME.* 1966. Vol. 236. P. 94—96.
18. *Tian Y.L., Kraft R.W.* Mechanisms of perlite spheroidization. *Metall. Trans. A.* 1987. Vol. 18A. P. 1403—1414.
19. *Wey M.Y., Choi J.H.* Coarsening of lamellar microstructures. *J. Korean Inst. Met. Mater.* 1994. Vol. 32. P. 1269—1273.
20. *Park D.-Y., Yang J.-M.* Coarsening of lamellar microstructures in directionally solidified yttrium aluminate/alumina eutectic fiber. *J. Am. Ceram. Soc.* 2001. Vol. 84. P. 2991—2996.
21. *Lifshitz I.M., Slyozov V.V.* O kinetike diffuzionnogo raspada peresyshchennykh tverdykh rastvorov [On the kinetics of diffusion decomposition of supersaturated solid solutions]. *Zhurnal eksperimental'noi i teoreticheskoi fiziki.* 1958. Vol. 35. P. 479—492.
22. *Wagner C.* Theorie der Älterung von Niederschlägen durch Umlösen (Ostwald-Reifung). *Z. Electrochem.* 1961. Bd. 65. S. 581—591.
23. *Ardell A.J.* Effect of volume fraction on particle coarsening — theoretical considerations. *Acta Metall.* 1972. Vol. 20. P. 61—68.
24. *Speich G.R., Oriani R.A.* Rate of coarsening of copper precipitate in an alpha-iron matrix. *Trans. Metall. Soc. AIME.* 1965. Vol. 233. P. 623—631.
25. *Ardell A.J.* The growth of gamma prime precipitates in aged Ni—Ti alloys. *Metall. Mater. Trans. B.* 1970. Vol. 1. P. 525—534.
26. *Mullins W.W.* The statistical self-similarity hypothesis in grain-growth and particle coarsening. *J. Appl. Phys.* 1986. Vol. 59. P. 1341—1349.
27. *Mullins W.W., Viñals J.* Self-similarity and growth-kinetics driven by surface free-energy reduction. *Acta Mater.* 1989. Vol. 37. P. 991—997.