

## ЗАКОНОМЕРНОСТИ ОБРАЗОВАНИЯ ЗЕРНОГРАНИЧНЫХ ПРОСЛОЕК ФАЗЫ $\alpha$ -Ti В БИНАРНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВАХ

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

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

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва

*Статья поступила в редакцию 28.07.14 г., доработана и подписана в печать 20.08.15 г.*

Исследована микроструктура поликристаллических сплавов титана с хромом (2, 4 и 5,5 мас.%), кобальтом (2 и 4 мас.%) и медью (2 и 3 мас.%). Проведены серии длительных изотермических отжигов этих материалов в интервале температур от 600 до 850 °С (в вакууме). Температуры отжигов лежали в двухфазных областях  $\alpha$ (Ti,Me) +  $\beta$ (Ti,Me) фазовых диаграмм Ti–Cr, Ti–Co и Ti–Cu. Построены температурные зависимости доли границ зерен  $\beta$ (Ti,Me)/ $\beta$ (Ti,Me), полностью «смоченных» прослойками второй твердой фазы  $\alpha$ (Ti,Me), и среднего контактного угла. Результаты микроструктурных исследований показали, что тип и концентрация второго компонента в сплаве сильно влияют на образование равновесных зернограничных прослоек. Впервые обнаружена немонотонная температурная зависимость доли границ зерен, полностью смоченных прослойками второй твердой фазы, в отсутствие фазовых превращений ферромагнетик–парамагнетик в объеме.

**Ключевые слова:** границы зерен, сплавы титана, смачивание.

**Горнакова А.С.** – канд. физ.-мат. наук, ст. науч. сотрудник лаборатории поверхностей раздела в металлах ИФТТ РАН (142432, Московская обл., г. Черноголовка, ул. Ак. Осипяна 2). E-mail: [alenas@issp.ac.ru](mailto:alenas@issp.ac.ru).

**Прокофьев С.И.** – канд. физ.-мат. наук, ст. науч. сотрудник той же лаборатории ИФТТ РАН. E-mail: [prokof@issp.ac.ru](mailto:prokof@issp.ac.ru).

**Колесникова К.И.** – аспирант кафедры физической химии НИТУ «МИСиС» (119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4). E-mail: [kolesnikova@misis.ru](mailto:kolesnikova@misis.ru).

**Страумал Б.Б.** – докт. физ.-мат. наук, профессор кафедры физической химии, гл. науч. сотрудник лаборатории гибридных наноматериалов НИТУ «МИСиС», зав. лабораторией поверхностей раздела в металлах ИФТТ РАН. E-mail: [straumal@issp.ac.ru](mailto:straumal@issp.ac.ru).

**Для цитирования:** Горнакова А.С., Прокофьев С.И., Колесникова К.И., Страумал Б.Б. Закономерности образования зернограничных прослоек фазы  $\alpha$ -Ti в бинарных титановых сплавах // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2016. No. 2. С. 64–71. DOI: [dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2016-64-71](http://dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2016-64-71).

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

### **Formation laws for grain boundary layers of $\alpha$ -Ti phase in binary titanium-based alloys**

The microstructure of polycrystalline titanium alloys with added chromium (2, 4, and 5,5 wt.%), cobalt (2 and 4 wt.%) and copper (2 and 3 wt.%) was studied. A series of long isothermal annealing cycles (under vacuum) was performed for these materials within the temperature range from 600 to 850 °C. The annealing temperatures were in the  $\alpha$ (Ti,Me) +  $\beta$ (Ti,Me) two-phase regions of the Ti–Cr, Ti–Co and Ti–Cu phase diagrams. The temperature dependence plots were built for the  $\beta$ (Ti,Me)/ $\beta$ (Ti,Me) portion of grain boundaries completely «wetted» by layers of the  $\alpha$ (Ti, Me) second solid phase and the average contact angle. The results of microscopic investigation showed that the type and content of the second component in the alloy greatly affect formation of equilibrium grain boundary layers. We were the first to discover a non-monotonic temperature dependence of the portion of grain boundaries completely «wetted» by layers of the second solid phase in the absence of bulk «ferromagnetic–paramagnetic» phase transitions.

**Keywords:** grain boundaries, titanium alloys, wetted.

**Gornakova A.S.** – Cand. Sci. (Phys.-Math.), Senior Research Associate, Laboratory of interfaces in metals, Institute of Solid State Physics of Russian Academy of Sciences (ISSP RAS) (142432, Russia, Chernogolovka, Acad. Ossipyan str., 2). E-mail: [alenas@issp.ac.ru](mailto:alenas@issp.ac.ru).

**Prokofiev S.I.** – Cand. Sci. (Phys.-Math.), Senior Research Associate of the same Laboratory ISSP RAS. E-mail: [prokof@issp.ac.ru](mailto:prokof@issp.ac.ru).

**Kolesnikova K.I.** – PhD Student of the Department of physical chemistry of MISIS (119991, Russia, Moscow, Leninsky pr. 4). E-mail: [kolesnikova@misis.ru](mailto:kolesnikova@misis.ru).

**Straumal B.B.** – Dr. Sci. (Phys.-Math.), Professor of the Department of physical chemistry and leading, Researcher of the Laboratory of hybrid nanomaterials of MISIS, Head of the Laboratory of interfaces in metals of the ISSP RAS. Email: [straumal@issp.ac.ru](mailto:straumal@issp.ac.ru).

**Citation:** Gornakova A.S., Prokofiev S.I., Kolesnikova K.I., Straumal B.B. Zakonomernosti obrazovaniya zernogranichnykh prosloek fazy  $\alpha$ -Ti v binarnykh titanovykh splavakh. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya*. 2016. No. 2. P. 64–71. DOI: [dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2016-64-71](http://dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2016-64-71).

## Введение

Титан и его сплавы нашли широкое применение в технике ввиду высокой механической прочности, сохраняющейся при повышенных температурах, коррозионной стойкости, жаропрочности, удельной прочности, малой плотности и прочих полезных свойств [1]. Высокая стоимость этих сплавов во многих случаях компенсируется большей работоспособностью, а в некоторых случаях они являются единственным материалом, из которого можно изготовить оборудование или конструкции, способные работать в тяжелых условиях.

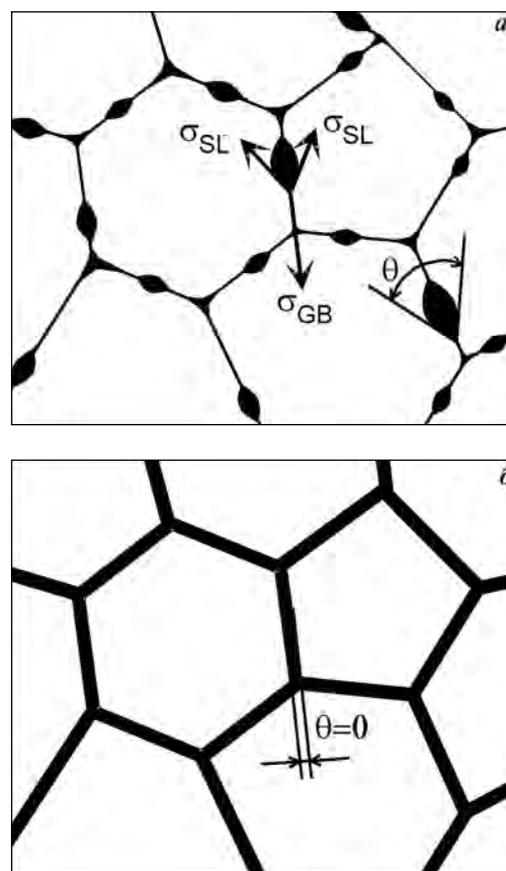
Механические и другие эксплуатационные свойства титановых сплавов сильно зависят от структуры и морфологии составляющих фаз [2–4]. Так, например, фаза  $\alpha(\text{Ti})$  часто образует своего рода «оторочки» в двухфазных поликристаллах  $\alpha(\text{Ti, Me}) + \beta(\text{Ti, Me})$  титановых сплавов (Me — легирующие элементы в титане) [5–8]. Такие оторочки второй фазы могут существенно влиять на свойства титановых и алюминиевых сплавов, в частности на обрабатываемость резанием [6], на них также могут формироваться трещины при разрушении [8, 9]. Мы предполагаем, что морфология фаз в титановых сплавах и, в частности, формирование подобных оторочек могут определяться не только объемными фазовыми переходами [5, 7], но и зернограничными фазовыми превращениями [10, 11].

Известно, что в целом ряде систем могут происходить так называемые зернограничные фазовые переходы смачивания [10, 11]. На индивидуальных границах зерен (ГЗ) [12, 13] и в поликристаллах [14, 15] было показано, что выше некоторой температуры  $T_w$  (температура зернограничного фазового перехода смачивания) на ГЗ могут образовываться равновесные смачивающие прослойки второй фазы (расплава [13, 16] или второй твердой фазы [15, 17]), которые отделяют зерна первой фазы друг от друга.

Такие зернограничные фазовые превращения сильно изменяют как микроструктуру, так и свойства двухфазных материалов. Образование термодинамически равновесных прослоек второй фазы выше  $T_w$  изменяет механические свойства материала (может приводить как к сверхпластичности, так и к охрупчиванию материала [18]), влияет на диффузионную проницаемость [19], коррозионную стойкость [20], рекристаллизацию и рост зерен [21], электрическое сопротивление материала [22] и т.д.

Особенно важны в этом смысле недавно обнаруженные зернограничные фазовые переходы смачивания второй твердой фазой [14, 17]. В двухфазных областях фазовых диаграмм она может располагаться по границам зерен первой фазы в виде как равновесных тонких или толстых прослоек (полное смачивание) [15, 23], так и отдельных линзовидных частиц (неполное смачивание) [17, 24] (см. схему на рис. 1). Морфология второй фазы определяется соотношением энергий ГЗ и межфазных границ и может зависеть как от температуры, так и от давления или концентрации легирующих элементов [25].

Зернограничные фазовые превращения смачивания второй твердой фазой (иными словами — переходы от равновесных сплошных прослоек на границах к цепочке частиц с изменением температуры) уже наблюдались в сплавах цирконий—



**Рис. 1.** Схематическое изображение поликристалла с границами зерен, частично (а) и полностью (б) смоченными второй фазой (показана на рисунке черным цветом)

$\sigma_{GB}$  и  $\sigma_{SL}$  — свободные энергии единицы площади границ зерен и поверхности раздела жидкость—твердая фаза соответственно. Когда  $2\sigma_{SL}$  становится меньше  $\sigma_{GB}$ , контактный угол  $\theta = 0$

ниобий [18], фазовая диаграмма которых подобна таковым титановых сплавов с  $\beta$ -стабилизаторами [26]. Поэтому можно ожидать, что подобные переходы могут происходить и в титановых сплавах.

Поиск зернограницных фазовых превращений смачивания второй твердой фазой в модельных сплавах титана с хромом, кобальтом и медью является целью данной работы.

## Методика эксперимента

Сплавы титана с хромом (2, 4 и 5,5 мас.%), кобальтом (2 и 4 мас.%) и медью (2 и 3 мас.%) были приготовлены из высокочистых компонентов (4N Ti, 4N Cr, 4N5 Co и 5N Cu) с помощью индукционной плавки в вакууме. Из полученных стержней были нарезаны шайбы толщиной 3 мм и диаметром 10 мм. Затем поликристаллические образцы запаивались в кварцевые ампулы (остаточное давление  $P = 4 \cdot 10^{-4}$  Па) и отжигались в двухфазной области  $\alpha(\text{Ti,Me}) + \beta(\text{Ti,Me})$  фазовых диаграмм Ti—Cr, Ti—Co и Ti—Cu [26] в интервале температур 600—850 °C в течение 720—860 ч. После закалки в воду микроструктура поликристаллических образцов исследовалась методами оптической и растровой электронной микроскопии (РЭМ) с помощью сканирующего микроскопа Tescan Vega TS5130 MM Oxford Instruments, позволяющего произвести фазовый анализ, и оптического микроскопа Neophot-32 с камерой 10 Mpix Canon Digital Rebel XT.

Количественный анализ фазового перехода смачивания проводился на основе следующих критериев:

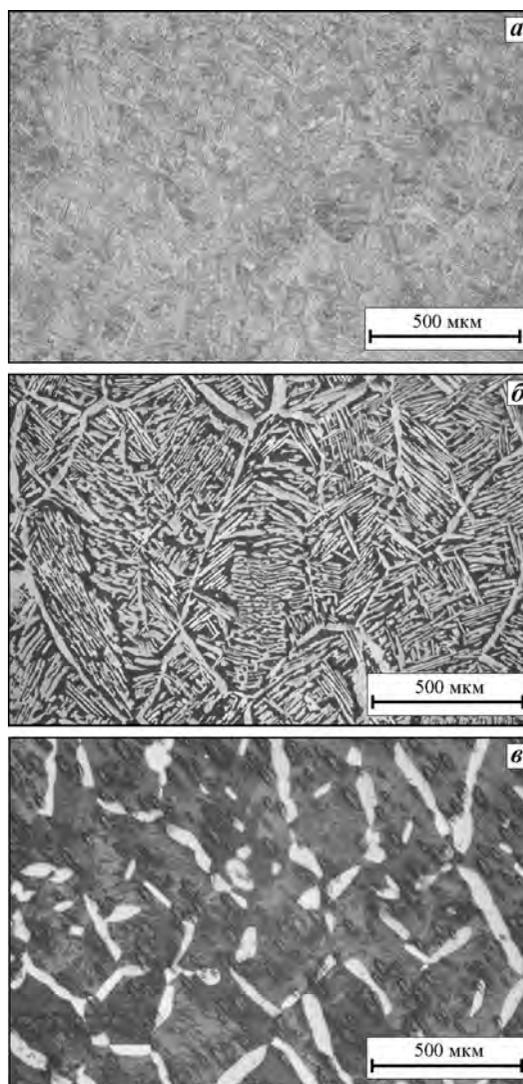
— граница зерен  $\beta(\text{Ti,Me})/\beta(\text{Ti,Me})$  полагалась полностью смоченной второй твердой фазой  $\alpha(\text{Ti,Me})$  только тогда, когда прослойка фазы  $\alpha(\text{Ti,Me})$  полностью покрывала границу зерен;

— если эта прослойка прерывалась, то граница зерен считалась частично смоченной (см. схему на рис. 1).

Продолжительность отжига выбиралась таким образом, чтобы доля границ, полностью смоченных второй твердой фазой, достигла постоянного значения и более не изменялась. Было проанализировано не менее 100 ГЗ для каждой температуры отжига.

## Результаты и их обсуждение

На рис. 2 представлены микрофотографии сплава Ti—4 мас.% Co в исходном литом состоянии



**Рис. 2.** Оптические микрофотографии сплава Ti—4мас.%Co  
*a* — исходный литой; *б* — отожженный при  $t = 690$  °C ( $\tau = 720$  ч),  
*в* — при 780 °C (780 ч)

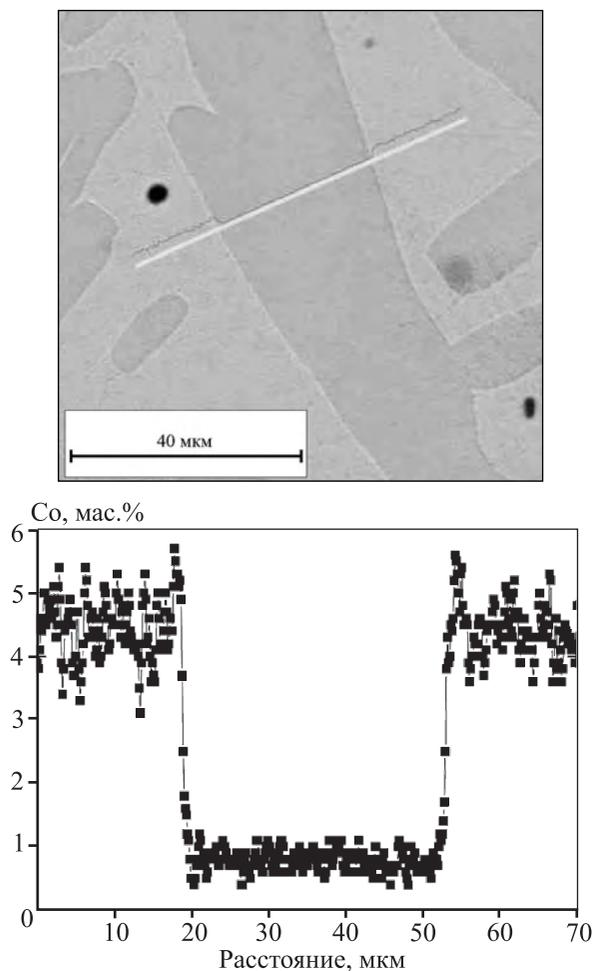
и после отжига и закалки, полученные методом оптической микроскопии. На всех изображениях светлые области — это гексагональная фаза  $\alpha(\text{Ti,Me})$ , а темные — кубическая фаза  $\beta(\text{Ti,Me})$ , где Me — Cr, Co или Cu. Разница в контрасте на оптических микрофотографиях связана с тем, что фаза  $\alpha(\text{Ti,Me})$  не испытывает фазовых превращений при охлаждении до комнатной температуры и поэтому остается более светлой после металлографического травления. По серии снимков, сделанных для каждой температуры отжига, производился подсчет доли полностью смоченных границ зерен (не менее 100 ГЗ).

На рис. 3 показаны РЭМ-изображение сплава Ti—4 мас.% Co, отожженного при  $t = 720$  °C,  $\tau =$

= 720 ч, и результаты измерения концентрации кобальта вдоль линии, пересекающей границу зерен  $\beta(\text{Ti},\text{Co})/\beta(\text{Ti},\text{Co})$ . В отличие от оптических микрофотографий, приведенных на рис. 2, в данном случае контраст на снимке определяется не результатом металлографического травления, а разным содержанием кобальта в титане. Поэтому фаза  $\alpha(\text{Ti},\text{Co})$  выглядит на рис. 3, а более темной, чем  $\beta(\text{Ti},\text{Co})$  (в противоположность структурам, показанным на рис. 2).

В соответствии с фазовой диаграммой Ti—Co фаза  $\alpha(\text{Ti},\text{Co})$  при  $t = 720^\circ\text{C}$  должна содержать около 0,5 мас.% Co, а фаза  $\beta(\text{Ti},\text{Co})$ , соответственно, — около 5 мас.% Co [26]. Именно такие концентрации и наблюдаются на профиле, представленном на рис. 3, б.

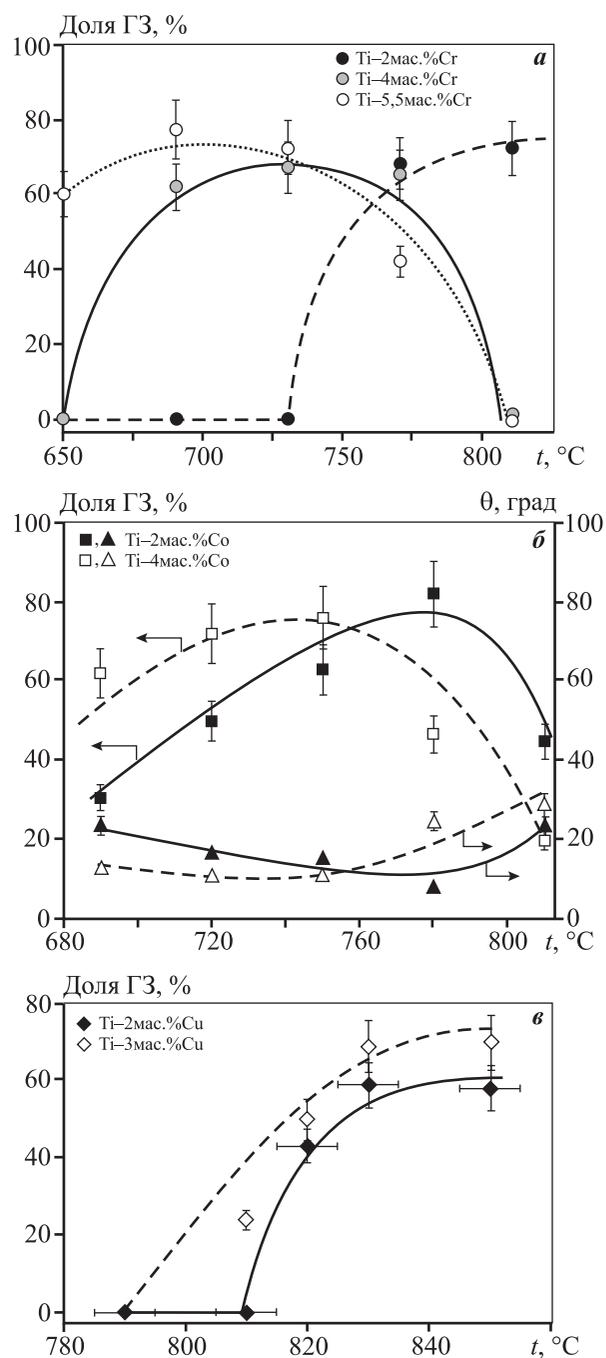
На рис. 3, а показана граница зерен  $\beta(\text{Ti}, \text{Co})/\beta(\text{Ti},\text{Co})$ , на которой располагается сплошная про-



**Рис. 3.** РЭМ-изображение с линией сканирования поперек границы зерна  $\beta(\text{Ti},\text{Co})/\beta(\text{Ti},\text{Co})$  (а) и концентрационный профиль, снятый вдоль этой линии (б), в сплаве Ti—4 мас.% Co, отожженном при  $t = 720^\circ\text{C}$  ( $\tau = 720$  ч)

слойка фазы  $\alpha(\text{Ti},\text{Co})$ . Иными словами, эта ГЗ полностью смочена второй твердой фазой  $\alpha(\text{Ti},\text{Co})$ , а концентрационный профиль на рис. 3, б пересекает эту границу зерен.

На рис. 4 представлены результаты измерений контактных углов и доли ГЗ  $\beta(\text{Ti}, \text{Co})/\beta(\text{Ti},\text{Co})$ , полностью смоченных второй твердой фазой  $\alpha(\text{Ti},\text{Co})$ .



**Рис. 4.** Температурные зависимости для доли полностью смоченных границ зерен в сплавах Ti—Cr (а), Ti—Co (б) и Ti—Cu (в) и среднего контактного угла в сплаве Ti—Co (б)

Рассмотрим более подробно систему титан—кобальт. На рис. 4, б представлены две температурные зависимости доли полностью смоченных ГЗ и среднего контактного угла. Для обоих изученных сплавов доли смоченных границ зерен вначале растут с увеличением температуры отжига, а значения среднего контактного угла падают и стремятся к нулю. Выше температуры  $\sim 750$  °С, наоборот, доля полностью смоченных границ зерен падает с повышением  $t$ , а среднее значение  $\theta$  растет. При этом количество смачивающей фазы  $\alpha(\text{Ti}, \text{Co})$  уменьшается из-за приближения к границе двухфазной области  $\alpha(\text{Ti}, \text{Co}) + \beta(\text{Ti}, \text{Co})$  с однофазной  $\beta(\text{Ti}, \text{Co})$ . В результате обе зависимости имеют ярко выраженный максимум при  $t \sim 750$  °С.

Для сплавов титан—хром на температурной зависимости (см. рис. 4, а) тоже наблюдается максимум доли ГЗ  $\beta(\text{Ti}, \text{Cr})/\beta(\text{Ti}, \text{Cr})$ , полностью смоченных второй твердой фазой  $\alpha(\text{Ti}, \text{Cr})$ , причем его температура смещается от 670 °С через 730 °С к 820 °С при уменьшении концентрации хрома от 5,5 до 2 мас.%, т.е. чем эта концентрация больше, тем ниже температура перехода смачивания.

В системе титан—медь (см. рис. 4, в) наблюдается лишь рост доли полностью смоченных границ с увеличением температуры вплоть до ее величины, где двухфазная область  $\alpha(\text{Ti}, \text{Cu}) + \beta(\text{Ti}, \text{Cu})$  переходит в однофазную  $\beta(\text{Ti}, \text{Cu})$  [26].

Таким образом, в сплавах титан—кобальт и титан—хром имеет место двойной фазовый переход смачивания границ зерен второй твердой фазой, а доля полностью смоченных ГЗ немонотонно зависит от  $t$  в интервале от эвтектоидной до температуры  $\alpha$ — $\beta$ -превращения в чистом титане. При повышении величины  $t$  неполное смачивание сменяется полным, а затем вновь неполным. Такое превращение впервые наблюдалось в системе, где нет дополнительных фазовых переходов второго рода в объеме (например, превращений ферромагнетик—парамагнетик), которые могут повлиять на форму температурных зависимостей свободных энергий границ зерен и межфазных границ. Это относится к интервалу температур от эвтектоидной до температуры  $\alpha$ — $\beta$ -превращения в чистом титане.

Что может быть причиной двойного фазового перехода смачивания границ зерен второй твердой фазой (от неполного смачивания к полному при повышении температуры, а затем обратно к неполному)? Когда смачивающая фаза — жидкая, то с ростом температуры ее свободная энергия всег-

да уменьшается быстрее, чем свободная энергия твердой фазы (из-за более высокой энтропии расплава), и температурные зависимости свободных энергий  $2\sigma_{\text{SL}}$  и  $\sigma_{\text{GB}}$  пересекаются лишь однажды. Если же обе фазы (матричная и смачивающая) — твердые, то соответствующие температурные зависимости свободных энергий могут пересекаться дважды, и неполное смачивание может смениться полным при повышении температуры и затем снова перейти к неполному.

Таким образом, экспериментально установлено, что равновесная морфология фазы  $\alpha(\text{Ti}, \text{Me})$  по границам зерен  $\beta(\text{Ti}, \text{Me})/\beta(\text{Ti}, \text{Me})$  может обратимо изменяться с изменением температуры, причем фаза  $\alpha(\text{Ti}, \text{Me})$  может формировать как сплошные прослойки, так и цепочки частиц по границам  $\beta(\text{Ti}, \text{Me})/\beta(\text{Ti}, \text{Me})$ . Сплошные прослойки  $\alpha(\text{Ti}, \text{Me})$  соответствуют полному смачиванию, а цепочки частиц с ненулевым контактным углом (см. рис. 1, а) — неполному смачиванию границ зерен  $\beta(\text{Ti}, \text{Me})/\beta(\text{Ti}, \text{Me})$  второй твердой фазой.

Полученные результаты позволяют по-новому взглянуть, например, на давно известные факты образования так называемых оторочек фазы  $\alpha(\text{Ti}, \text{Me})$  по границам исходных зерен  $\beta(\text{Ti}, \text{Me})$  после различной термической и/или термомеханической обработки титановых сплавов [27—29]. Так, например, морфология зернограничных прослоек в сплаве ВТ23 изменяется после повторного нагрева электронным пучком и существенно влияет на механические свойства сварных швов [27].

Можно наблюдать и корреляцию морфологии зернограничных прослоек в сплаве ВТ23 с его модулями упругости [28]. Термоциклирование крупных заготовок сплава ВТ23 позволяет улучшить их пластичность и ударную вязкость [29]. Это происходит, в частности, за счет разбиения сплошных протяженных пластин фазы  $\alpha(\text{Ti}, \text{Me})$  и их последующей сфероидизации. Иными словами, используется переход от полного зернограничного смачивания к неполному.

Далее, наблюдавшееся изменение морфологии фазы  $\alpha(\text{Ti}, \text{Me})$  в сплаве ВТ6 при различной концентрации водорода [30] тоже можно объяснить как проявление перехода от полного к неполному смачиванию границ зерен  $\beta(\text{Ti}, \text{Me})/\beta(\text{Ti}, \text{Me})$  второй твердой фазой  $\alpha(\text{Ti}, \text{Me})$ . Такое изменение морфологии фаз, в свою очередь, существенно влияет на усталостные свойства сплава ВТ6 [30]. Цепочки частиц и сплошные прослойки фазы  $\alpha(\text{Ti}, \text{Me})$  хорошо видны на границах зерен  $\beta(\text{Ti}, \text{Me})/\beta(\text{Ti}, \text{Me})$  и

в титановом сплаве VT5-1кт, полученном компактированием наводороженных гранул [31].

## Выводы

1. Во всех исследованных бинарных сплавах Ti—Me (где Me — Cr, Co или Cu) было обнаружено полное и неполное смачивания границ зерен  $\beta(\text{Ti,Me})/\beta(\text{Ti,Me})$  прослойками второй твердой фазы  $\alpha(\text{Ti,Me})$ .

2. Выявлено, что доля границ зерен, полностью покрытых непрерывным слоем  $\alpha(\text{Ti,Me})$ , немонотонно зависит от температуры в интервале от эвтектоидной до температуры  $\alpha$ — $\beta$ -превращения в чистом титане.

3. Такое превращение впервые наблюдалось в системе, где нет дополнительных фазовых переходов второго рода в объеме (например, превращений ферромагнетик—парамагнетик), которые могут повлиять на форму температурных зависимостей свободных энергий границ зерен и межфазных границ (это относится к интервалу температур от эвтектоидной до температуры  $\alpha$ — $\beta$ -превращения в чистом титане).

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проекты 12-03-00894, 16-53-12007 и 15-53-06008), Немецкого научно-исследовательского сообщества (DFG) и Министерства науки, технологии и космоса Израиля.

## Литература

- Ильин А.А., Колачев Б.А., Польшкин И.С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства. М.: ВИЛС—МАТИ, 2009.
- Колачев Б.А. Физическое металловедение титана. М.: Металлургия, 1976.
- 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.
- Колачев Б.А., Бецоффен С.Я., Бунин Л.А., Володин В.А. Физико-механические свойства легких конструкционных сплавов. М.: Металлургия, 1995.
- Колачев Б.А., Лясоцкая В.С. Корреляция между диаграммами изотермических и анизотермических превращений и фазовыми диаграммами состояния для упрочненных титановых сплавов // Металловедение и термическая обработка 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 Science and Heat Treatment. 2003. Vol. 45. P. 119—126.
- Егорова Ю.Б., Ильин А.А., Колачев Б.А., Носов В.К., Мамоннов А.М. Влияние структуры на обрабатываемость резанием титановых сплавов // Металловедение и термическая обработка 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 Science and Heat Treatment. 2003. Vol. 45. P. 134—139.
- Колачев Б.А., Вейцман М.Г., Гуськова Л.Н. Структура и механические свойства отожженных  $\alpha+\beta$  титановых сплавов // Металловедение и термическая обработка 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 Science and Heat Treatment. 1983. Vol. 25. P. 626—631.
- Фишгойт А.В., Майстров В.М., Ильин А.А., Розанов М.А. Взаимодействие коротких трещин со структурой металлов // Физико-химическая механика материалов. 1989. No. 6. С. 24—27; Fishgoit A.V., Maistrov V.M., Rozanov M.A. Interaction of short cracks with the structure of metals // Sov. Mater. Sci. 1988. Vol. 24. P. 247—251.
- 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 термическая обработка 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 AK4-1 // Metal Science and Heat Treatment. 1982. Vol. 24. P. 191—194.
- 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. 294/296. P. 411—414.
- 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.
- Semenov V.N., Straumal B.B., Glebovsky V.G., Gust W. Preparation of Fe—Si single crystals and bicrystals for diffusion experiments by the electron-beam floating zone technique // J. Crystal. Growth. 1995. Vol. 151. P. 180—186.
- Gornakova A.S., Straumal B.B., Tsurekawa S., Chang L.-S., Nekrasov A.N. Grain boundary wetting phase transformations in the Zn—Sn and Zn—In systems // Rev. Adv. Mater. Sci. 2009. Vol. 21. P. 18—26.
- 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. Performance. 2012. Vol. 21. P. 721—724.
- Straumal B.B., Kucheev Y.O., Efron L.I., Petelin A.L., Dutta Majumdar J., Manna I. Complete and incomplete wetting of ferrite grain boundaries by austenite in the low-alloyed ferritic steel // J. Mater. Eng. Performance. 2012. Vol. 21. P. 667—670.

16. *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.
17. *Горнакова А.С., Страумал Б.Б., Петелин А.Л., Страумал А.Б.* Твердофазное смачивание на границах зерен в системе Zr—Nb // *Известия РАН. Сер. физ.* 2012. Т. 76. С. 114—117; *Gornakova A.S., Straumal B.B., Petelin A.L., Straumal A.B.* Solid-phase wetting at grain boundaries in the Zr—Nb system // *Bull. Russ. Acad. Sci. Phys.* 2012. Vol. 76. P. 102—105.
18. *Straumal B.B., Gornakova A.S., Mazilkin A.A., Fabrichnaya O.B., Kriegel M.J., Baretzky B., Jiang J.-Z., Dobatkin S.V.* Phase transformations in the severely plastically deformed Zr—Nb alloys // *Mater. Lett.* 2012. Vol. 81. P. 225—228.
19. *Noskovich O.I., Rabkin E.I., Semenov V.N., Straumal B.B.* The zinc penetration along tilt grain boundary 38°[100] in Fe—12 at. % Si alloy near ordering A2—B2 in the bulk // *Scripta Metall.* 1991. Vol. 25. P. 1441—1446.
20. *Baretzky B., Baró M.D., Grabovetskaya G.P., Gubicza J., Ivanov M.B., Kolobov Yu.R., Langdon T.G., Lendvai J., Lipnitskii A.G., Mazilkin A.A., Nazarov A.A., Nogués J., Ovidko I.A., Protasova S.G., Raab G.I., Révész A., Skiba N.V., Sort J., Starink M.J., Straumal B.B., Suriñach S., Ungár T., Zhilyaev A.P.* Fundamentals of interface phenomena in advanced bulk nanoscale materials // *Rev. Adv. Mater. Sci.* 2005. Vol. 9. P. 45—108.
21. *Sursaeva V., Straumal B., Risser S., Chenal B., Gust W., Shvindlerman L.* Orientation relationships between grains and grain boundaries in Al—1 wt.% Ga alloy at the beginning of secondary recrystallization // *Phys. Stat. Sol. A.* 1995. Vol. 149. P. 379—387.
22. *Straumal B., Sluchanko N.E., Gust W.* Influence of the grain boundary phase transitions on the properties of Cu—Bi polycrystals // *Def. Diff. Forum.* 2001. Vol. 188—190. P. 185—194.
23. *Straumal B., Gust W., Molodov D.* Wetting transition on the grain boundaries in Al contacting with Sn-rich melt // *Interface Sci.* 1995. Vol. 3. P. 127—132.
24. *Straumal B.B., Kogtenkova O.A., Straumal A.B., Kucheyev Yu.O., Baretzky B.* Contact angles by the solid-phase grain boundary wetting in the Co—Cu system // *J. Mater. Sci.* 2010. Vol. 45. P. 4271—4275.
25. *Straumal B., Rabkin E., Lojowski W., Gust W., Shvindlerman L.S.* Pressure influence on the grain boundary wetting phase transition in Fe—Si alloys // *Acta Mater.* 1997. Vol. 45. P. 1931—1940.
26. *Massalski T.B.* (ed.). *Binary Alloy Phase Diagrams.* 2-nd ed. ASM International, Materials Park, OH. 1990.
27. *Лясоцкая В.С., Князева С.И., Лысенков Ю.Т.* Механические свойства сварных швов сплава VT23 после повторного нагрева электронным пучком // *Металловедение и термическая обработка металлов.* 1995. No. 9. С. 5—7; *Lyasotskaya V.S., Knyazeva S.I., Lysenkov Yu.T.* Mechanical properties of welded joints of alloy VT23 after repeated heating by an electron beam // *Metal Science and Heat Treatment.* 1995. Vol. 37. P. 349—352.
28. *Лясоцкая В.С., Федотов С.Г., Князева С.И., Дмитриев А.А.* Фазовый состав и упругие модули титанового сплава VT23 // *Металловедение и термическая обработка металлов.* 1993. No. 4. С. 38—40; *Lyasotskaya V.S., Fedotov S.G., Knyazeva S.I., Dmitriev A.A.* Phase composition and elastic moduli of the titanium alloy VT23 // *Metal Science and Heat Treatment.* 1993. Vol. 35. P. 242—246.
29. *Лясоцкая В.С., Хореев А.И., Сергеев К.Н., Князева С.И., Горбунова Л.И.* Улучшение свойств крупных заготовок сплава VT23 с помощью термоциклирования // *Металловедение и термическая обработка металлов.* 1992. No. 1. С. 43—44; *Lyasotskaya V.S., Khorev A.I., Sergeev K.N., Knyazeva S.I., Gorbunova L.I.* Improvement in the properties of alloy VT23 large semifinished products by thermal cycling treatments // *Metal Science and Heat Treatment.* 1992. Vol. 34. P. 70—73.
30. *Мальков А.В., Колачев Б.А., Мишанова М.Г., Былов Б.Б.* Влияние водорода на усталость сплава VT6 // *Проблемы прочности.* 1984. No. 3. С. 73—76; *Mal'kov A.V., Kolachev B.A., Mishanova M.G., Bylov B.B.* Effect of hydrogen on fatigue of VT6 alloy // *Strength of Materials.* 1984. Vol. 16. P. 385—389.
31. *Шевченко В.В., Низкин И.Д., Мальков А.В., Лукьянова Е.В.* Особенности компактирования наводороженных гранул титанового сплава VT5-1кт // *Изв. вузов. Цвет. Metallurgy.* 2008. No. 3. С. 39—45; *Shevchenko V.V., Nizkin I.D., Mal'kov A.V., Luk'yanova E.V.* Features of compacting hydrogen-doped granules of a VT5-1kt titanium alloy // *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2008. Vol. 49. P. 181—186.

## References

1. *И'ин А.А., Колачев Б.А., Пол'кин И.С.* *Titanovye splavy. Sostav, struktura, svojstva [Titanium alloys. The composition, structure and properties].* Moscow: VILS-MATI, 2009.
2. *Kolachev B.A.* *Fizicheskoe metallovedenie titana [Physical metallurgy of titanium]* Moscow: Metallurgija, 1976.
3. *Kolachev B.A., Yeliseyev Yu.S., Bratukhin A.G., Talalayev V.D.* *Titanovyye splavy v konstruktsiyakh i proizvodstve aviadvigately i aviatsionno-kosmicheskoy tekhniki [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.* *Fiziko-mekhanicheskiye svoystva legkikh konstruktsionnykh splavov [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 Science and Heat Treatment.* 2003. Vol. 45. P. 119—126.

6. 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 Science and Heat Treatment*. 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 Science and Heat Treatment*. 1983. Vol. 25. P. 626—631.
8. Fishgoit A.V., Maistrov V.M., 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  $Al_9FeNi$  on the kinetics of fatigue crack propagation in alloy AK4-1. *Metal Science and Heat Treatment*. 1982. Vol. 24. P. 191—194.
10. 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. 294/296. P. 411—414.
11. Straumal B.B., Baretzky B., Kogtenkova O.A., Straumal A.B., Sidorenko A.S. Wetting of grain boundaries in Al by the solid  $Al_3Mg_2$  phase. *J. Mater. Sci.* 2010. Vol. 45. P. 2057—2061.
12. Semenov V.N., Straumal B.B., Glebovsky V.G., Gust W. Preparation of Fe—Si single crystals and bicrystals for diffusion experiments by the electron-beam floating zone technique. *J. Crystal Growth*. 1995. Vol. 151. P. 180—186.
13. Gornakova A.S., Straumal B.B., Tsurekawa S., Chang L.-S., Nekrasov A.N. Grain boundary wetting phase transformations in the Zn—Sn and Zn—In systems. *Rev. Adv. Mater. Sci.* 2009. Vol. 21. P. 18—26.
14. 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. Performance*. 2012. Vol. 21. P. 721—724.
15. Straumal B.B., Kucheev Y.O., Efron L.I., Petelin A.L., Dutta Majumdar J., Manna I. Complete and incomplete wetting of ferrite grain boundaries by austenite in the low-alloyed ferritic steel. *J. Mater. Eng. Performance*. 2012. Vol. 21. P. 667—670.
16. 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.
17. Gornakova A.S., Straumal B.B., Petelin A.L., Straumal A.B. Solid-phase wetting at grain boundaries in the Zr—Nb system. *Bull. Russ. Acad. Sci. Phys.* 2012. Vol. 76. P. 102—105.
18. Straumal B.B., Gornakova A.S., Mazilkin A.A., Fabrichnaya O.B., Kriegel M.J., Baretzky B., Jiang J.-Z., Dobatkin S.V. Phase transformations in the severely plastically deformed Zr—Nb alloys. *Mater. Lett.* 2012. Vol. 81. P. 225—228.
19. Noskovich O.I., Rabkin E.I., Semenov V.N., Straumal B.B. The zinc penetration along tilt grain boundary  $38^\circ[100]$  in Fe—12 at. % Si alloy near ordering A2—B2 in the bulk. *Scripta Metall.* 1991. Vol. 25. P. 1441—1446.
20. Baretzky B., Baró M.D., Grabovetskaya G.P., Gubicza J., Ivanov M.B., Kolobov Yu.R., Langdon T.G., Lendvai J., Lipnitskii A.G., Mazilkin A.A., Nazarov A.A., Nogués J., Ovidko I.A., Protasova S.G., Raab G.I., Révész A., Skiba N.V., Sort J., Starink M.J., Straumal B.B., Suriñach S., Ungár T., Zhilyaev A.P. Fundamentals of interface phenomena in advanced bulk nanoscale materials. *Rev. Adv. Mater. Sci.* 2005. Vol. 9. P. 45—108.
21. Sursaeva V., Straumal B., Risser S., Chenal B., Gust W., Shvindlerman L. Orientation relationships between grains and grain boundaries in Al—1 wt.% Ga alloy at the beginning of secondary recrystallization. *Phys. Stat. Sol. A*. 1995. Vol. 149. P. 379—387.
22. Straumal B., Sluchanko N.E., Gust W. Influence of the grain boundary phase transitions on the properties of Cu—Bi polycrystals. *Def. Diff. Forum*. 2001. Vol. 188-190. P. 185—194.
23. Straumal B., Gust W., Molodov D. Wetting transition on the grain boundaries in Al contacting with Sn-rich melt. *Interface Sci.* 1995. Vol. 3. P. 127—132.
24. Straumal B.B., Kogtenkova O.A., Straumal A.B., Kuchyeyev Yu.O., Baretzky B. Contact angles by the solid-phase grain boundary wetting in the Co—Cu system. *J. Mater. Sci.* 2010. Vol. 45. P. 4271—4275.
25. Straumal B., Rabkin E., Lojkowski W., Gust W., Shvindlerman L.S. Pressure influence on the grain boundary wetting phase transition in Fe—Si alloys. *Acta Mater.* 1997. Vol. 45. P. 1931—1940.
26. Massalski T.B. (ed.). Binary Alloy Phase Diagrams. 2-nd ed. ASM International, Materials Park, OH. 1990.
27. Lyasotskaya V.S., Knyazeva S.I., Lysenkov Yu.T. Mechanical properties of welded joints of alloy VT23 after repeated heating by an electron beam. *Metal Science and Heat Treatment*. 1995. Vol. 37. P. 349—352.
28. Lyasotskaya V.S., Fedotov S.G., Knyazeva S.I., Dmitriev A.A. Phase composition and elastic moduli of the titanium alloy VT23. *Metal Science and Heat Treatment*. 1993. Vol. 35. P. 242—246.
29. Lyasotskaya V.S., Khorev A.I., Sergeev K.N., Knyazeva S.I., Gorbunova L.I. Improvement in the properties of alloy VT23 large semifinished products by thermal cycling treatments. *Metal Science and Heat Treatment*. 1992. Vol. 34. P. 70—73.
30. Mal'kov A.V., Kolachev B.A., Mishanova M.G., Bylov B.B. Effect of hydrogen on fatigue of VT6 alloy. *Strength of Materials* 1984. Vol. 16. P. 385—389.
31. Shevchenko V.V., Nizkin I.D., Mal'kov A.V., Luk'yanova E.V. Features of compacting hydrogen-doped granules of a VT5-1kt titanium alloy. *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2008. Vol. 49. P. 181—186.