

07,11

Структурные фазовые переходы в α -титане, содержащем неметаллические микропримеси

© В.И. Савенко¹, Л.И. Куксенова^{1,2}, Р.Р. Хасбиуллин¹, А.А. Ширяев¹

¹ Институт физической химии и электрохимии им. А.Н.Фрумкина РАН, Москва, Россия

² Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия

E-mail: visavenko@phyc.che.ac.ru

Поступила в Редакцию 12 ноября 2019 г.

В окончательной редакции 24 декабря 2019 г.

Принята к публикации 9 января 2020 г.

Методами дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК), дифференциальной термогравиметрии (ДТГА), массспектрометрии и рентгеноструктурного анализа (РСА) исследованы структурные фазовые переходы в содержащем неметаллические микропримеси порошковом α -титане при повышенных температурах. Определены микроструктурные и энергетические характеристики этих переходов.

Ключевые слова: титан, нестехиометрические фазы внедрения, структурные фазовые переходы, дифференциальная сканирующая калориметрия, рентгеноструктурный анализ.

DOI: 10.21883/FTT.2020.07.49474.626

1. Введение

Частицы порошкового титана промышленного производства, как правило, содержат сравнительно небольшое количество неметаллических примесей [1]. Такие примеси могут входить в решетку α -титана конгруэнтно — как внедренные атомы, образуя твердый раствор. Они также могут выделяться в титановой матрице в виде микровключений инородных фаз Ti_xA_y и Ti_xB_yCz нестехиометрического состава [2]. Очевидно, что наличие указанных структурных особенностей не может не влиять на температурное поведение данного материала. В частности, в такой системе при температурных вариациях возможны структурные фазовые переходы, оставляющие неизменной кристаллическую решетку металла [3–6]. Учет упомянутых переходов особенно важен при разработке технологий аэрокосмического и медицинского назначения, использующих порошковый титан в качестве исходного сырья [7,8]. Вместе с тем, в научной литературе имеются лишь публикации, посвященные исследованию структурных фазовых переходов ($\alpha \rightarrow \beta$, или $\alpha \rightarrow \omega$), меняющих кристаллическую решетку α -титана при повышенных температурах, давлениях или ударных нагрузках [9–15], а также исследования $\alpha \rightarrow \omega$ переходов, происходящих при большом содержании кислородной примеси в титане [16]. Согласно известным авторам литературным данным, исследования влияния микропримесей на структурные фазовые переходы, оставляющие неизменной кристаллическую решетку α -титана, до настоящего времени не проводились.

Настоящая работа посвящена обнаружению и анализу структурных фазовых переходов, возможных в содержащем неметаллические микропримеси порошковом

титане при температурных вариациях, не выходящих за пределы области температурной стабильности его α -фазы.

2. Образцы и методика

Анализировали титановый порошок промышленного производства марки ПТМ-1 (ТУ 14-22-57-92), полученный восстановлением оксидов металла гидридом кальция. Элементный состав порошка представлен в табл. 1.

Температурное поведение образцов исследовали при помощи дифференциального сканирующего калориметра NETZSCH DSC 204 F1 Phoenix в проточной атмосфере очищенного и осушенного аргона (скорость потока 30–50 ml/min). Скорость нагрева и охлаждения образцов варьировали в интервале 2.5–20°/min. Микроструктуру и фазовый состав порошковых частиц анализировали с применением рентгеновских дифрактометров Empyrean и Stoe Huber G670, позволявших проводить высокотемпературные испытания материалов в условиях вакуума при давлении не более 10^{-3} Pa. Опыты проводили в высокотемпературной вакуумной камере НТК-1200N, оборудованной турбомолекулярным насосом и системой автоматической подстройки положения образца отно-

Таблица 1. Элементный состав порошковых частиц α -титана

Ti	Примеси внедрения, масс.%				Примеси замещения, масс.%				
	H	C	O	N	Ca	Fe	Ni	Si	Al
Основа	0.30	0.12	0.25	0.10	0.1	0.05	0.06	0.04	0.01

сительно оси гониометра в геометрии „на отражение“ ($\text{CuK}\alpha$ -излучение, никелевый фильтр, держатель образца — корундовая подложка).

Температура образца при нагреве и охлаждении изменялась ступенчато с шагом 20° , скорость изменения температуры между ступенями составляла $10^\circ/\text{min}$, длительность экспозиции при съемке каждой дифрактограммы при фиксированной температуре — 30 min. При расчетах дифрактограмм учитывали две длины волны $K\alpha_1 = 1.540598$ и $K\alpha_2 = 0.1544426$ nm с соотношением интенсивностей линий в дублете 2 : 1. Измерения осуществляли в диапазоне углов отражения $2\theta = 25\text{--}120^\circ$ с шагом 0.0334° .

Для обнаружения гетерофазных реакций окисления (и/или разложения), которые предположительно могли бы протекать в порошке при его термоциклировании и для синхронного контроля возможных газообразных продуктов этих реакций, а также для анализа процессов десорбции газов из порошкового материала использовали методику дифференциального термогравиметрического анализа (ДТГА), дополненную масс-спектрометрическим определением состава газовой атмосферы в ТГА-камере. Эти исследования проводили с применением анализатора NetzschTG 209 F1 Iris, сопряженного с квадрупольным масс-спектрометром QMS 403 D Aeolos. Характеристики процесса ДТГ-анализа были следующие: диапазон температур $25\text{--}500^\circ\text{C}$ скорость нагрева 10 и $20^\circ/\text{min}$; эксперименты выполняли в инертной атмосфере очищенного и осушенного аргона при скорости его потока $30\text{ ml}/\text{min}$. Рабочие параметры QMS-анализатора: детектор CH-TRON, напряжени 1.2 kV , режим сканирования — MID (Multiple Ion Detection), время накопления сигнала (dwell time) — 1 s. Нижний концентрационный предел детектирования — 10 ppm. Особое внимание уделялось детектированию следующих масс: 1, 2, 12, 14, 16, 17, 18, 28, 32, 44.

3. Результаты и их обсуждение

На рис. 1 в качестве типичного примера представлены результаты ДСК-термоанализа титанового порошка при его последовательном нагреве и охлаждении в интервале температур $50\text{--}500^\circ\text{C}$.

Обнаружено наличие двух взаимно смещенных по шкале температур благодаря гистерезису эндо- и экзоэнергетических пиков, имеющих сложную структуру и соответствующих фазовым переходам 1 рода в системе. Во врезке к рис. 1 представлено разложение эндопика на 4 элементарных составляющих в приближении Лоренца. Значения пиковых температур T_i этих составляющих, а также соответствующие им энтальпии ΔH_i (в расчете на единицу массы титана) приведены в табл. 2.

Анализ результатов ДТГ-экспериментов показал полное отсутствие каких-либо гетерофазных реакций в материале, включая процессы его окисления и термодеструкции при термоциклировании. Масс-спектромет-

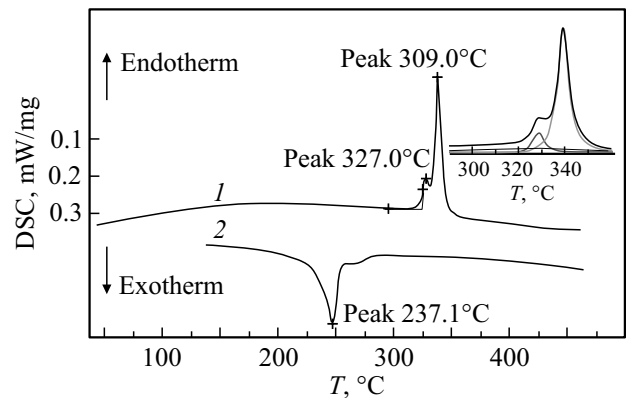


Рис. 1. ДСК-диаграммы, полученные при нагреве (1) и охлаждении (2) порошкового титана. Скорость изменения температуры $10^\circ/\text{min}$.

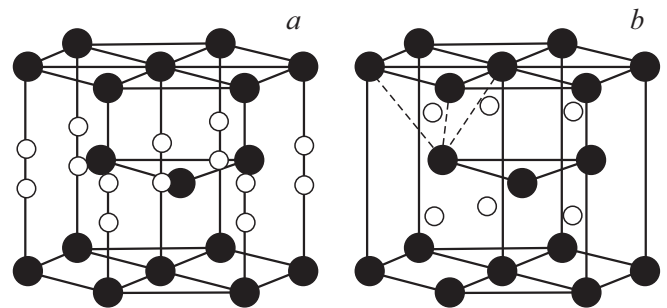


Рис. 2. Октаэдрические (a) и тетраэдрические (b) междуузельные пустоты (обозначены белыми сферами) в ГПУ-кристаллической решетке α -титана (показаны не все тетраэдрические пустоты).

рический анализ также не обнаружил десорбцию атомов, или молекул водорода, углерода, азота, кислорода, воды и углекислого газа из порошкового материала в температурном интервале локализации ДСК-эндопика $\Delta T = 300\text{--}400^\circ\text{C}$. Таким образом, можно полагать, что вышеуказанный эндопик, равно как и сопряженный ему экзопик, обусловлены структурными фазовыми переходами в материале порошковых частиц при их нагреве и охлаждении.

Как известно, примеси, внедрения в ГПУ-решетке α -титана могут располагаться в ее октаэдрических (O) и тетраэдрических (T) междуузельных пустотах (O- и T-нанопорах — рис. 2).

Таблица 2. Энергетические характеристики элементарных эндопиков

i — № пика	1	2	3	4	ΔT_{ir}
$T_i, ^\circ\text{C}$	300.9	328.6	328.7	339.2	270–370
$\Delta H_i, \text{J/g}$	1.5	1.5	2.7	13.3	$\sum_i \Delta H_i$ 19

В элементарной ячейке титана на 6 атомов металла (радиусом R_m) приходится $N_O = 6$ октаэдрических ($r_O = 0.41R_m$), и $N_T = 12$ тетраэдрических ($r_T = 0.228R_m$) нанопор. Они образуют в кристаллической решетке титана две O - и T -подрешетки, заполненные атомами примесей лишь частично благодаря весьма незначительным их концентрациям, суммарно не превышающим величину, равную нескольким атомным процентам (см. табл. 1). В таком случае подсистема „примесные атомы–вакансии“ в каждой из подрешеток может рассматриваться в качестве твердого раствора замещения, в котором возможно установление дальнего порядка с образованием сверхструктурных фаз [3–6]. Учитывая, что в данном порошковом материале имеется четыре вида примесей внедрения (см. табл. 1), в соответствующих O - и T -подрешетках при достаточно низких температурах может образоваться четыре типа сверхструктур [4], характеризующихся четырьмя параметрами дальнего порядка η_i , где $i = \{H; C; N; O\}$.

Поскольку внедренные атомы занимают в O - и T -подрешетках наборы геометрически и энергетически неэквивалентных положений, различающиеся для каждого сорта примесей, структурные фазовые переходы в них происходят при различных температурах (см. табл. 2). Однако из-за относительной близости энергий взаимодействия u_{ii}^O и u_{ii}^T между внедренными в соответствующие подрешетки атомами сорта i , а также благодаря выравниванию энергий взаимодействия U_{Mi}^k (где $k = O$, или T) между внедренными атомами сорта i и атомами титановой матрицы M , температуры этих переходов различаются незначительно. Это дает возможность использовать при оценке энергетических характеристик системы приближение среднего поля, не требующее конкретизации вида внедренных атомов. Полученная в рамках указанного приближения оценка энергии взаимодействия \bar{u}_i таких „обезличенных“ атомов между собой (без дифференциации числа межатомных связей $i-i$, приходящихся на один внедренный атом i в соответствующих подрешетках) дает значение $\bar{u}_i \approx (\sum_{i=1}^4 \Delta H_i) \cdot (\sum_{i=1}^4 \Delta m_i) / 4 \cdot \sum_{i=1}^4 C_i \approx -0.283$ eV. (Здесь m_i — атомная масса i -го примесного элемента, C_i — его массовая доля в частицах порошка). Учет геометрического и энергетического различия положений примесных атомов, внедренных в O - и T -подрешетки, позволяет оценить в локально-координационном приближении энергии их индивидуальных межатомных связей u_{ij}^k (где $k = O$ или T).

Действительно, пусть P_{ij}^k есть вероятность заполнения междоузлия, находящегося вблизи „обезличенного“ атома i в подрешетке вида k , однотипным и внедренным в ту же подрешетку атомом j . Тогда из очевидного соотношения $\bar{u}_i = [0.5/(N^O + N^T)] \cdot \sum_{k=O,T} [\sum_{i,j=1}^{N^O+N^T}] u_{ij}^k p_{ij}^k$, связывающего в локально-координационном приближении среднюю энергию взаимодействия между однотипными внедренными атомами \bar{u}_i с энергией индивидуальных

межатомных связей между ними u_{ij}^k , можно получить оценку значений энергии связи между „обезличенными“ атомами $i-i$, соседствующими в первой координационной сфере радиуса r_1 в O - и T -подрешетках α -титана: $u_{ii}^O(r_1) \approx 0.5u_{ii}^T(r_1) \approx (1/7.44)\bar{u}_i = -3.8 \cdot 10^{-2}$ eV

В данном расчете было учтено взаимодействие между внедренными атомами, локализованными лишь в первых двух (с радиусами r_1 и r_2) координационных сферах O - и T -подрешеток. При этом были использованы следующие приближенные соотношения $u_{ii}^O(r_1) \approx 3u_{ii}^O(r_2)$, $u_{ii}^T(r_1) \approx 2u_{ii}^T(r_2)$ и $u_{ii}^O(r_1) \approx 0.5u_{ii}^T(r_1)$, допустимые при оценке энергий взаимодействия между однотипными (обезличенными) атомами i в структурах рассматриваемого типа.

В рамках вышеуказанного приближения можно также получить оценочное соотношение для энергий взаимодействия однотипных атомов, располагающихся в первой и второй координационных сферах октаэдрической ГПУ-подрешетки: $u_{ii}^O(r_2) \approx 0.33u_{ii}^O(r_1) \approx -1.27 \cdot 10^{-2}$ eV. Их сумма в данном случае оказывается равной $u_{ii}^O(r_1) + u_{ii}^O(r_2) = -5.07 \cdot 10^{-2}$ eV, т.е. приближается к значению, которое при заданной точности структурно-энергетических оценок определяет величину поглощенной при фазовом переходе удельной тепловой энергии $Q \cong -k_B \cdot \bar{T}_{tr} = -5.14 \cdot 10^{-2}$ eV. (Здесь k_B — константа Больцмана, а величина $\bar{T}_{tr} = (1/4) \sum_{i=1}^4 T_i = 597.5^\circ$ K). Близость значений этих энергетических характеристик является косвенным указанием на то обстоятельство, что при наблюдаемом фазовом переходе в ГПУ-структуре происходит одновременный разрыв связей между атомами, внедренными в O -подрешетку, и их передислокация в конфигурации, связанные с T -подрешеткой.

Очевидно, что рассматриваемые фазовые переходы должны отражаться также и на температурном поведении параметров решетки α -фазы титана. На рис. 3

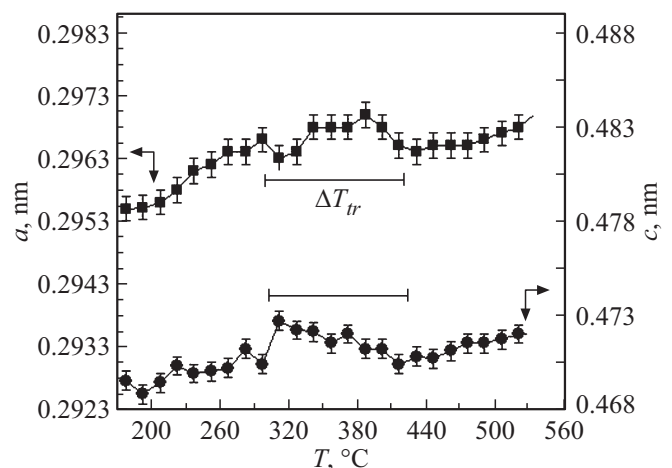


Рис. 3. Температурная зависимость параметров кристаллической решетки α -титана, полученная при последовательном нагреве порошкового образца. Горизонтальной линией отмечен температурный интервал ΔT_{tr} фазовых переходов.

приведена зависимость параметров элементарной ячейки α -титана, полученная при ступенчатом нагреве порошковой пробы. Обнаружено существенно немонотонное изменение этих параметров в температурном интервале $\Delta T_{tr} = 300\text{--}400^\circ\text{C}$, покрывающем область температур, соответствующих вышеупомянутым структурным фазовым переходам на ДСК-диаграммах. При возрастании температуры в указанном температурном интервале базисный параметр $a[10\bar{1}0]$ решетки Браве α -титана после кратковременного спада продолжает увеличиваться, а призматический параметр $c[0001]$ претерпевает заметный спад (что свидетельствует об отрицательном значении соответствующей компоненты тензора коэффициентов термического расширения). Отношение c/a при этом уменьшается от стандартного значения $c/a = 1.588$ [17] при 25°C до значения $c/a = 1.585$ в начале фазового перехода и принимает значение $c/a = 1.582$ к его концу. Это свидетельствует о появлении тетраэдрических искажений элементарной ячейки кристаллической решетки α -титана, которые вызваны перемещением части ведренных атомов, локализованных ранее преимущественно в принадлежащих призматическим плоскостям более крупных октаэдрических нанопорах, в лежащие в базисных плоскостях малоразмерные тетраэдрические нанопоры.

Проведенный по методике [4] структурно-энергетический анализ уравнений термодинамического равновесия системы, построенных в приближении среднего поля для различных значений $q = n/(N^O + N^T)$, (где $n = \sum_i^4 n_i$ — суммарная атомная концентрация примесей внедрения, приходящаяся на элементарную ячейку ГПУ-решетки α -титана) приводит к заключению, что распределение примесных атомов в микроструктуре α -титана носит существенно неоднородный характер. Структурные фазовые переходы в α -титане оказываются возможными лишь в том случае, если при достаточно низких гомологических температурах в решетке α -титана имеются области субмикрометрических размеров, образующие в матрице α -титана ультрамикродисперсную фазу (микрофазу), значительно обогащенную примесными атомами. Эту микрофазу можно рассматривать в качестве совокупности выделений коллоидных размеров в матричной ГПУ решетке α -титана, которая служит для такой микрофазы дисперсионной средой. С металловедческой точки зрения эта микрофаза является аналогом совокупности наноразмерных зон Гинье–Престона, наблюдаемых в алюминиевых и некоторых других сплавах при их старении [18].

Относительная концентрация примесных атомов в междоузлиях этих микрообластей может достигать величины $q = 0.25\text{--}0.3$, приближаясь к концентрации междоузлий $v = N^O/(N^O + N^T) = 1/3$ в O -подрешетке α -титана. Именно в микрообъемах этой коллоидно-дисперсной микрофазы в соответствующих O - и T -подрешетках ГПУ-структуры при нагреве и охлаждении материала происходят вышеупомянутые структурные фазовые переходы 1 рода.

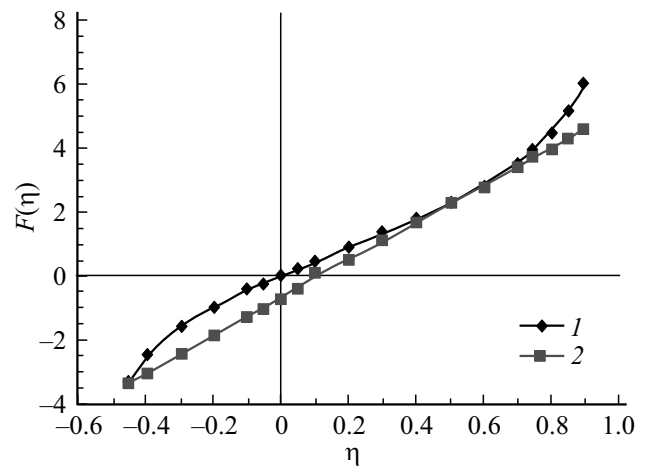


Рис. 4. Графоаналитическое решение трансцендентного уравнения (1): 1 — функция $L(\eta)$, 2 — функция $y = (R_1\eta + R_2)/k_B T_{tr}$.

Уравнение термодинамического равновесия для системы для случая $q = v = 1/3$ является трансцендентным относительно параметров дальнего порядка η_i . Записанное в рамках локально-координационного приближения при вышеуказанных энергетических ограничениях, но без учета деформационного взаимодействия и ближнего порядка в системе [4,5] оно имеет вид [4]:

$$L(\eta) \equiv \ln \left[\frac{(1 + 2\eta)(2 + \eta)}{2(1 - \eta)^2} \right] = (R_1\eta + R_2)/k_B \bar{T}_{tr}, \quad (1)$$

где

$$R_1 = -(1 - v) \sum_{i,j} (u_{ij}^O p_{ij}^O + u_{ij}^T p_{ij}^T + u_{ij}^O p_{ij}^O) = +0.308 \text{ eV.}$$

$$R_2 = q \left\{ \sum_{i,j} [(u_{ij}^T p_{ij}^T + u_{ij}^T p_{ij}^T) - (u_{ij}^O p_{ij}^O + u_{ij}^O p_{ij}^O)] \right\} + (E_T - E_O) = -0.225 \text{ eV.}$$

Здесь E_O и E_T — энергии межатомного взаимодействия внедренных атомов с атомами титана, соответственно, в O - и T -подрешетках, полученные в рамках приближения среднего поля; $\eta = \langle \eta_i \rangle$ в этом же приближении.

Графоаналитическое решение уравнения (1) показано на рис. 4.

Численное решение уравнение (1), найденное методом последовательных приближений, показывает, что фазовые переходы в O - и T -подрешетках сопровождаются резким изменением величины η от положительных значений $\eta_O \approx +(0.65\text{--}0.70)$, характеризующих распределение внедренных атомов и вакансий в O -подрешетке, к отрицательным значениям $\eta_T \approx (0.45\text{--}0.46)$, описывающим распределение тех же структурных составляющих в T -подрешетке. Поскольку $|\bar{\eta}_O| > |\bar{\eta}_T|$, то при таких фазовых переходах происходит заметное энергопоглощение в системе. Дальнейшее повышение температуры

при $T > T_{tr}$ приводит к постепенному разупорядочению во взаимном расположении внедренных атомов, локализованных теперь преимущественно в T -подрешетке, и вакансий в ней (т.е. $\bar{\eta}_T \rightarrow 0$). При этом энергопоглощение в системе при росте температуры становится незначительным, или может вовсе отсутствовать. Благодаря тому, что энергия взаимодействия между однотипными атомами $i-i$, внедренными в соответствующие O - и T -подрешетки, оказывается отрицательной, $u_i^k < 0$ (где по-прежнему $k = O$, или T), внедренные атомы в состоянии упорядочения в указанных подрешетках находятся в окружении преимущественно однотипных с ними атомов (но не вакансий). При этом фазовые переходы „порядок–беспорядок“ сопровождаются процессами, формально аналогичными плавлению.

Противоположные изменения параметров решетки α -титана наблюдаются при охлаждении образца в диапазоне температур, соответствующих экзопику на рис. 1. Очевидно, что при этом в O - и T -подрешетках происходят структурные переходы, противоположные вышеописанным.

Кроме вышерассмотренной коллоидно-дисперсной микрофазы, наноразмерные объемы которой когерентно включены в кристаллическую решетку α -фазы титана, в порошковых частицах имеются микровключения состава Ti_xA_y и $Ti_xB_yC_z$, содержащие атомы внедрения $\{A; B; C\} = \{H; C; N; O\}$. Эти инородные по отношению к α -фазе титана микрофазы имеют кристаллические решетки, отличные от ГПУ-решетки α -титана. Благодаря отклонениям элементного состава этих микрофаз от стехиометрического, в них могут, в свою очередь, происходить структурные фазовые переходы, также оставляющие неизменной тип их кристаллической решетки [3–5]. Очевидно, что эти переходы обусловлены недостаточной концентрацией атомов внедрения, входящих в кристаллическую решетку соответствующих инородных микрофаз. В качестве примера на рис. 5 приведены температурные зависимости параметров кристаллической решетки обнаруженных в порошковых частицах кубических микрофаз нестехиометрического состава: мононитрида титана $TiN_{1-x}\square_x$ и карбонитрида титана $Ti_2C_{1-x}\square_xN_{1-y}\square_y$, где \square_x , \square_y — концентрации структурных вакансий в подрешетках азота и углерода соответственно. (В химических формулах микрофаз символом „ \square “ (пустой квадрат) обозначены, как это общепринято в литературе, структурные вакансии в соответствующих подрешетках).

Полученные результаты свидетельствуют об аномалиях изменения параметров решетки вышеуказанных инородных микрофаз в интервале температур $\Delta T_{tr} = 200–500^\circ C$, которые также можно связать с обратимыми (и почти безгистерезисными) изменениями параметров дальнего порядка при структурных фазовых переходах в подрешетках соответствующих микрофаз.

Как следует из теоретического анализа [3–5], в нестехиометрическом кубическом нитриде титана при варьировании температуры должен наблюдаться лишь

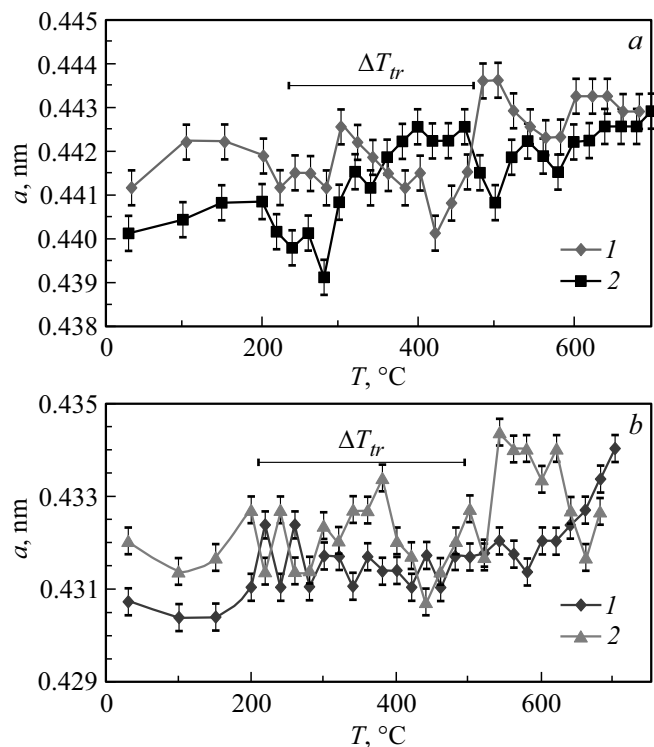


Рис. 5. Изменение параметра кристаллической решетки мононитрида $TiN_{1-x}\square_x$ (a) и карбонитрида титана $Ti_2C_{1-x}\square_xN_{1-y}\square_y$ (b) при нагреве (1) и охлаждении (2) порошкового образца. Горизонтальными линиями отмечены температурные интервалы ΔT_{tr} соответствующих фазовых переходов. Символ \square обозначает структурную вакансию.

один тип сверхструктуры и один параметр дальнего порядка, соответствующий единственному структурному фазовому переходу в подрешетке азота. В то же время, нестехиометрический карбонитрид титана характеризуется двумя сверхструктурными типами, двумя параметрами дальнего порядка (η_C , η_N) и двумя структурными переходами в подрешетках азота и углерода. Однако во всех случаях при таких переходах внедренные атомы перераспределяются между геометрически и энергетически однотипными октаэдрическими междоузлиями в элементарной ячейке соответствующей ГЦК-подрешетки титана. Поэтому можно полагать, что в этих, а также других, обнаруженных в порошковом α -титане ГЦК-микровключениях, структурные превращения указанного типа не будут вносить заметный вклад в энергопоглощение/энерговыведение на ДСК-графиках, поскольку они являются размытыми фазовыми переходами, близкими к безгистерезисным фазовым переходам второго рода [4,18,19]. Их температурное размытие связано с большими структурными флуктуациями, относительная стабилизация которых обусловлена значительными временами релаксации системы при не слишком высоких гомологических температурах перехода [19].

Вместе с тем, необходимо отметить, что результаты рентгеноструктурного анализа в данном случае не могут содержать сведения о наличии сверхструктурных ли-

ний на соответствующих дифрактограммах из-за весьма малой суммарной брутто-концентрации участвующих в фазовых переходах микрофазных включений, а также из-за существенного различия в значениях атомных факторов титана и образующих сверхструктурные подрешетки примесных атомов [20]. Поэтому заключения о существовании сверхструктурных переходов в α -титане и сопутствующих инофазных микроструктурных включениях в данном случае базируются лишь на косвенных доказательствах. Для прямого и надежного обнаружения структурных фазовых переходов в микропримесном α -титане необходимо проведение дополнительных высокотемпературных нейтронографических исследований.

4. Выводы

1. Методами термоанализа (ДСК, ТГА, РСА) и масс-спектрометрии показана возможность существования упорядоченных (сверхструктурных) микрообластей коллоидных размеров в твердом растворе примесей внедрения в α -титане, а также в инородных микрофазах, содержащихся в микропримесном порошковом α -титане.

2. Определены термодинамические и микроструктурные характеристики сверхструктурных фазовых переходов, происходящих в микрообластях и микрофазах порошкового α -титана при его термоциклировании.

3. В рамках приближения среднего поля получены оценки энергий межатомного взаимодействия примесных атомов, внедренных в O - и T -подрешетках α -титана и локализованных в первой и второй координационных сферах этих подрешеток: $\bar{u}_{ii}^O \approx 0.5\bar{u}_{ii}^T \approx -0.02$ eV.

Благодарности

Авторы выражают благодарность А.И. Малкину за предложенную тему и ее финансирование.

Работа выполнена на оборудовании ЦКП ФМИ ИФХЭ РАН.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов

Список литературы

- [1] Металлические порошки и порошковые материалы. Справочник / Под ред. М.И. Алымова, Ю.В. Левинского. Научный мир, М. (2018). 610 с.
- [2] А.М. Захаров. Диаграммы состояния двойных и тройных систем. Металлургия, М. (1990). 240 с.
- [3] А.А. Ремпель, А.И. Гусев. Нестехиометрия в твердом теле. Физматлит, М. (2018). 604 с.
- [4] А.А. Смирнов. Теория фазовых превращений и размещения атомов в сплавах внедрения. Наук. думка, Киев (1992). 280 с.
- [5] В.Н. Бугаев, В.А. Татаренко. Взаимодействие и распределение атомов в сплавах внедрения на основе плотноупакованных металлов. Наук. думка, Киев (1989). 184 с.
- [6] M. Fudjimoto. The physics of structural phase transitions. 2 ed. Springer Sci. Publ. N. Y. (2005). 283 p.
- [7] Е.Н. Каблов. Вестн. РАН **82**, 6, 520 (2012).
- [8] М.Ю. Колеров, В.С. Спектор, С.В. Скворцова, А.М. Мамонтов, Д.Е. Гусев, Г.В. Гуртова. Титан, **2**, 48, 42 (2015).
- [9] G. Lutjering, J.C. William. Titanium. Springer-Verlag, Berlin (2007). 431 p.
- [10] А.П. Бровко, И.Н. Бекман. Изв. АН СССР. Металлы **1**, 95 (1982).
- [11] C.W. Greff, D.R. Trinkle, R.C. Albers. J. Appl. Phys. **90**, 2221 (2001).
- [12] D. Errandonea, Y. Meng, M. Somayazulu. Physica B **355**, 116 (2005).
- [13] G.S. Bezruchko, S.V. Razorenov, G.I. Kanel, V.E. Fortov. In: Shock compression of condensed matter / Ed. M. Furnish. Mellville, N. Y. (2006). P. 92.
- [14] Жилиев, В.А. Попов, А.Р. Шарафутдинов, В.Н. Даниленко. Письма о материалах **1**, 203 (2011).
- [15] В.А. Борисенок, М.В. Жерноклетов, А.Е. Ковалев, А.М. Подурец, В.Г. Симаков, М.И. Ткаченко. Физика горения и взрыва **50**, 13 (2014).
- [16] E. Correta, G.T. Gray III, A.C. Lawson. J. Appl. Phys. **100**, 013530 (2006).
- [17] Т.П. Черняева, В.М. Грицина. Вопросы атомной науки и техники, **2**, 15 (2008).
- [18] А.Г. Хачатурян. Теория фазовых превращений и структура твердых растворов. Наука, М. (1974). 384 с.
- [19] Б.Н. Ролов, В.Э. Юркевич. Физика размытых фазовых переходов. Изд-во Ростовского ун-та, Ростов (1983). 320 с.
- [20] Л.И. Миркин. Справочник по рентгеноструктурному анализу поликристаллов. Физматгиз, М. (1961). 863 с.

Редактор К.В. Емцев