

УДК 669.295:669.018

*М.А. Скотникова, Е.В. Миронова,  
Н.А. Крылов, А.В. Соколов*

## **ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ РАСПАД ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ ПРИ ПОЛИМОРФНОМ $\alpha \leftrightarrow \beta$ -ПРЕВРАЩЕНИИ ДЕФОРМИРОВАННЫХ СПЛАВОВ ТИТАНА**

Развитие научно-технического прогресса в области создания изделий из труднообрабатываемых материалов, в частности полиморфных титановых сплавов, требует совершенствования существующих и разработки принципиально новых, научно-обоснованных, контролируемых технологических процессов, учитывающих структурные и фазовые превращения в материале заготовки.

Известно, что общая концентрация вакансий в кристаллах, возрастает с увеличением температуры и степени деформации. Следует заметить, что при одинаковой температуре, например, 882 °С, в ОЦК-кристаллической решетке, равновесная концентрация вакансий на 8 порядков меньше по сравнению с ГПУ-решеткой в связи с разной энергией их образования.

Таким образом, при условии структурной преемственности при нагреве во время полиморфного превращения по сдвиговому механизму переходных металлов с ГПУ-решеткой (Ti, Zr, Hf) высокотемпературное их состояние с ОЦК-решеткой оказывается вакансионно-пересыщенным и, следовательно, метастабильным.

### **Особенности полиморфного превращения в титановых сплавах**

Фазовые переходы в сплавах на основе титана очень разнообразны и изучены еще недостаточно полно. Практически во всех случаях причиной их развития в твердом состоянии является полиморфизм этого металла. Представления о полиморфных превращениях развиваются в настоящее время исключительно с кинетических позиций на основе термодинамического подхода. Отдельные авторы считают, что полиморфный переход подобен конденсации или затвердеванию жидкостей при флуктуационном изменении энергии отдельных частиц

[1]. Вызывает интерес «полевая» теория, предполагающая, что новая фаза может образоваться из старой путем коллективного движения атомов под действием определенного поля, параметры которого изменяются от значений, характерных для одной фазы, до значений другой на некоторой протяженности, где происходит их самосогласованное перемещение [2]. Достаточно широко распространено представление о сдвиговом характере полиморфных превращений в твердом состоянии. Возникающие при таком сдвиге когерентность сосуществующих фаз и упругие поля напряжений служат причиной автокаталитического процесса превращения, значительно снижающего энергетический порог [3–5].

Отдельные авторы считают, что величина энергетических барьеров для зарождения и роста новой фазы связана со степенью релаксации напряжений в решетке, а это ведет к расщеплению единого по природе превращения на ряд стадий по температурам, в результате чего возникает целый спектр «превращений», различающихся по температурам, степеням релаксации напряжений, кинетике и морфологическим признакам фаз [4].

Таким образом, рассмотрев закономерности полиморфных превращений, исследователи пришли к выводу о возможности сложного протекания такого рода трансформаций и получения при этом широкого набора структур сплавов в зависимости от их состава, степени переохлаждения, исходного состояния и ряда других факторов.

Полиморфный переход у иодидного титана развивается при температуре 882 °С и связан с преобразованием гексагональной плотноупакованной решетки ( $\alpha$ -фаза) в кубическую объемно-центрированную ( $\beta$ -фазу). В технически чистом титане интервал полиморфного превра-

щения составляет уже около 30 °С [6] и возможно расширение этого интервала до 100–120 °С в связи с наличием примесей [7]. Считается, что объемные изменения при фазовых превращениях, связанных с полиморфным переходом, невелики и составляют всего  $0,17 \pm 0,1$  % [8], несмотря на то, что при переходе из гексагональной плотноупакованной решетки в объемно-центрированную они достигают 8 %. Следовательно, при этом развивается какой-то процесс, снижающий разность объемов фаз.

При рентгеновских исследованиях титановых сплавов обнаружена стадийность развития фазового перехода [9, 10]. Авторы выделяют три стадии  $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения: зарождение  $\beta$ -частиц при нагреве происходит по сдвиговому механизму, затем переход развивается простым ростом фаз до соприкосновения, а заканчивается собирательной рекристаллизацией.

Таким образом, имеющиеся литературные данные говорят о сложном ходе полиморфного превращения в чистом титане и связанных с ним фазовых  $\alpha \leftrightarrow \beta$ -переходов в титановых сплавах, обуславливающих возникновение разнообразных метастабильных фаз ( $\alpha_m, \alpha', \alpha'', \omega, \beta_m$ ) [11] из-за стадийности этих трансформаций вплоть до мартенситного превращения и стадийного его распада при нагреве.

#### **Кристаллогеометрическая модель вакансионного пересыщения высоко-температурной ОЦК-модификации титана**

В практическом металловедении титана известен ряд экспериментальных результатов, полученных в температурно-временном интервале перехода ГПУ-титана в его ОЦК-модификацию, которые, к сожалению, не нашли пока еще достаточно полного научного объяснения. Окончательно не поняты: аномально-высокая диффузионная подвижность атомов титана при нагреве в  $\beta$ -области вблизи точки полиморфного превращения [12]; весьма низкая (0,17 %) по сравнению с расчетной величина изменения удельного объема элементарной кристаллической решетки [8]; существование даже в чистом титане некоторого температурного интервала  $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения [6, 13]; снижение теплового разупрочнения металла при переходе в  $\beta$ -область [14] во время высокотемпературных испытаний с повышением температуры нагрева.

Известно [12], что для достижения термодинамической стабильности любой фазовой составляющей, определяемой свободной энергией Гиббса ( $F$ ), возможны два пути: усиление энергии их межатомного взаимодействия с конфигурацией электронов, имеющих минимальную энергию возбуждения (энтальпию  $U$ ) при абсолютном нуле, или увеличение энтропийного фактора системы  $S$  (мобильность системы), так как

$$F = U - TS. \quad (1)$$

Безусловна взаимозависимость этих двух регулирующих механизмов, но первый преобладает в сплавах на основе ОЦК-кристаллов Nb, Mo, Ta, W с сильными межатомными связями, а второй — в плотноупакованных ГПУ- и ГЦК-кристаллах на основе Ti, Zr, Cu, Al со слабыми связями между атомами. Сохранение целостности в последних может быть обеспечено благодаря достаточной подвижности атомов основы. Как видно по данным таблицы, в плотноупакованных решетках количество окта- и тетраэдрических пор, приходящихся на один атом основы в элементарной ячейке, ( $Z_{\text{оп}}/Z; Z_{\text{тп}}/Z$ ), недостаточно для реализации такой мобильности системы. Поэтому, вероятно, определяющей является низкая (0,4–0,7 эВ) энергия образования вакансий. Именно вакансионное пересыщение и их упорядочение в плотноупакованных системах обуславливает гибкое и своевременное (температурно-временное) регулирование межатомного взаимодействия за счет кристаллогеометрического способа упрочнения (изменение геометрии взаимодействия). Склонностью плотноупакованных кристаллов к вакансионному пересыщению можно объяснить, во-первых, существование большого количества метастабильных фаз в сплавах на основе Cu, Al, Ti; во-вторых, формирование, например в сталях, значительно более широких по сравнению с ОЦК-Fe твердорастворных областей на основе ГЦК-Fe. Известно, что общая концентрация вакансий, особенно в ГПУ-кристаллах с низкой энергией их образования (см. таблицу), зависит не только от температуры и степени деформации, но и от наличия примесных атомов [2].

Концентрация вакансий будет расти, если примеси в зоне их расположения уменьшают энергию межатомного взаимодействия.

**Влияние кристаллогеометрии элементарной ячейки на концентрацию формирующихся в ней вакансий**

Кристаллогеометрия элементарной ячейки ряда металлов	ГПУ Ti, Zr, Hf	ГЦК Al, Cu, Ag	ОЦК Mo, W, V
Энергия образования вакансий $U_f$ , эВ	0,4–0,7	1,0–1,7	2,0–3,0
Концентрация вакансии $C_v$ (1115 °К)	$4,1 \cdot 10^{-3}$	$1,4 \cdot 10^{-6}$	$1,4 \cdot 10^{-11}$
Число атомов в элементарной ячейке, $Z$	6	4	2
Радиус $r_{оп}$ октаэдрической поры в элементарной ячейке в зависимости от радиуса $r_{ш}$ атома	$r_{оп} = 0,417 r_{ш}$	$r_{оп} = 0,417 r_{ш}$	$r_{оп}(x, z) = 0,115 r_{ш}$ $r_{оп}(y) = 0,633 r_{ш}$
Число октаэдрических пор в элементарной ячейке, $Z_{оп}$	6	4	6
Радиус $r_{тп}$ тетраэдрической поры в элементарной ячейке в зависимости от радиуса $r_{ш}$ атома	$r_{тп} = 0,225 r_{ш}$	$r_{тп} = 0,225 r_{ш}$	$r_{тп} = 0,291 r_{ш}$
Число тетраэдрических пор, $Z_{тп}$	12	8	12
Характеристика энтропии, $Z_{оп}/Z$	1	1	3
Характеристика энтропии, $Z_{тп}/Z$	2	2	6

Все полиморфные металлы в периодической системе элементов Д.И. Менделеева можно разделить согласно кристаллогеометрии их превращения во время нагрева на три основные группы [15]:

- 1 группа — ОЦК → ГЦК (Fe, Mn, Cd, La, Yb);
- 2 группа — ГПУ → ОЦК (Ti, Zr, Hf, Tl, Gd);
- 3 группа — ГПУ → ГЦК (Co, Tb, Sr).

Кроме того, известно, что с повышением температуры в металлах экспоненциально возрастает равновесная концентрация вакансий ( $C_v$ ), но до разного уровня в соответствии с типом кристаллической решетки и энергией необходимой для образования в ней вакансий ( $U_f$ ):

$$C_v(T) \approx \exp(-U_f/kT). \quad (1)$$

Согласно данным работы [16] с переходом от ГПУ к ОЦК-кристаллической решетке в последовательности ГПУ → ГЦК → ОЦК возрастает энергия образования в них вакансий  $U_f$ , эВ, (см. таблицу): соответственно (0,4–0,7) → (1,0–1,7) → (2,0–3,0). При этом оценка концентрации равновесных вакансий по формуле (1), например при температуре 882 °С (1155 К), указывает на снижение  $C_v$  на несколько порядков в последовательности  $(4,1 \cdot 10^{-3}) \rightarrow (1,4 \cdot 10^{-6}) \rightarrow (1,4 \cdot 10^{-11})$ .

Следует заметить, что общая концентрация вакансий, особенно в ГПУ-кристаллах с низкой энергией их образования, зависит не только от

температуры и степени деформации, но и от наличия примесных атомов [12]. Концентрация вакансий будет расти, если примеси в зоне их расположения уменьшают энергию межатомного взаимодействия.

Таким образом, при условии структурной преемственности при нагреве во время полиморфного превращения по сдвиговому механизму переходных металлов с ГПУ-решеткой (Ti, Zr, Hf) высокотемпературное их состояние с ОЦК-решеткой оказывается вакансионно-пересыщенным и, следовательно, метастабильным.

В работах [17, 18] обосновано положение о том, что кристалл в сильно возбужденном состоянии становится, по существу, суперпозицией нескольких структур, а количество разрешенных структурных состояний в системе значительно превышает количество атомов. Такое состояние в кристалле, названное атом-вакансионным, обуславливает возникновение в нем «метастабильных» фаз, в которых междоузлия кристалла становятся конкурентноспособными по отношению к основным узлам решетки. Известно [19], что в ОЦК-решетке наиболее устойчивыми вакансионными комплексами являются тетравакансии. О возможности упорядочения в сплавах с ОЦК-решеткой, в которых могут возникать две вставленные одна в другую (по типу CsCl) подрешетки, высказывалось мнение (на основании анализа

методом дифференциальной геометрии) и в работе [20].

Таким образом, можно полагать, что в титане и сплавах на его основе при нагреве и переходе через точку начала полиморфного превращения возникает аномальное пересыщение вакансиями их ОЦК-модификации. Устойчивость такого двухкомпонентного твердого раствора (атомы металла — вакансии) в определенном температурно-временном интервале может быть обусловлена упорядоченным распределением вакансий.

Известно [21], что ОЦК-решетка титана в высокотемпературном состоянии обладает смешанным типом межатомных связей. В ней на дальнедействующее металлическое взаимодействие с газом из коллективизированных  $d$ -,  $s$ -элементов происходит наложение короткодействующих валентных  $p$ -связей (рис. 1). Металлическое взаимодействие (с координационным числом  $K = 8$ ) происходит по объемным диагоналям куба  $\langle 111 \rangle$  (рис. 1, *a*), а ковалентные связи образуются вдоль его ребер  $\langle 100 \rangle$  ( $K = 6$ ) — см. рис. 1, *б*. Как было отмечено выше, в условиях вакансионного пересыщения ОЦК-решетки наиболее устойчивыми и энергетически выгодными конфигурациями являются тетравакансии, которые связаны с центральным атомом под углом  $109,5^\circ$ . Вероятно, в такой ситуации изменяется электронное взаимодействие между соседними атомами титана (рис. 1, *в*), который располагаясь в четвертой группе таблицы Д.И.Менделеева, наряду с углеродом и кремнием, может формировать алмазоподобную

решетку и образовывать  $s-p^3$  гибридные орбитали вдоль  $\langle 111 \rangle$  с координационным числом  $K = 4$  [22].

Такая конфигурация связей типа алмаза — энергетически выгодная [23, 24]. Вакансионно пересыщенный и упорядоченной пространственно, состоящей из 8 элементарных ОЦК-ячеек (рис. 2, *a*) может быть суперпозиция двух кристаллических подрешеток, вставленных одна в другую: металлической (рис. 2, *б*), образующей решетку алмаза с параметром  $a_{\text{алмаз}} = 2a_{\beta}$ , и вакансионной (рис. 2, *в*) с  $\omega$ (ГПУ)-решеткой ( $a_{\omega} = \sqrt{2} a_{\beta}$ ,  $c_{\omega} = (\sqrt{3}/2)a_{\beta}$ ).

Таким образом, алмазоподобное состояние можно рассматривать как кристаллогеометрический способ упрочнения металлов с метастабильной ОЦК-решеткой в условиях температурно-временного вакансионного пересыщения за счет усиления ковалентных связей вдоль  $\langle 111 \rangle$  диагоналей куба.

Существование температурно-временного пересыщения вакансиями высокотемпературной ОЦК-модификации позволяет понять до сих пор дискуссионную [12] причину отклонения от закона Аррениуса их коэффициентов самодиффузии ( $D$ ). Для титана, например,  $D$  аномально увеличивается в интервале температур  $900-1200^\circ\text{C}$ . В предположении, что вакансии являются второй компонентой в твердом растворе на основе титана, становится понятным, почему полиморфное  $\alpha \rightarrow \beta$ -превращение, даже в чистом титане, протекает не при постоянной температуре, а в интервале температур [6, 13].

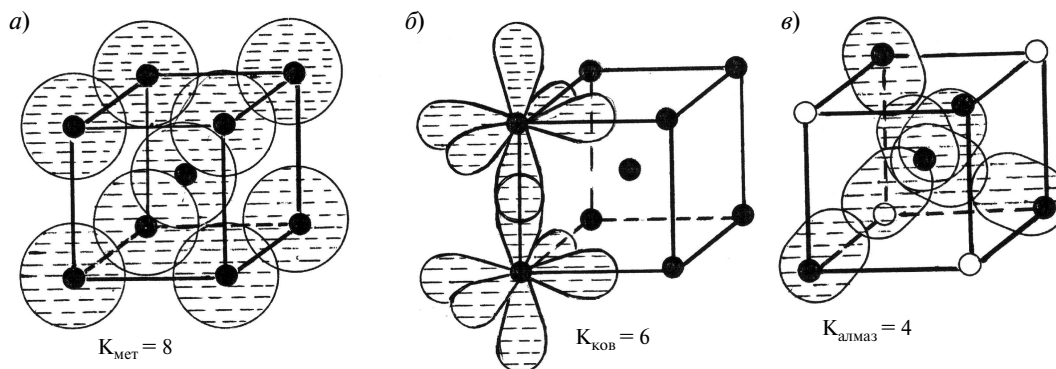


Рис. 1. Металлическое (*a*), ковалентное (*б*) и гибридное (*в*) межатомное электронное взаимодействие в ОЦК-кристаллической решетке в нормальном (*a*, *б*) и вакансионно-пересыщенном (*в*) состояниях

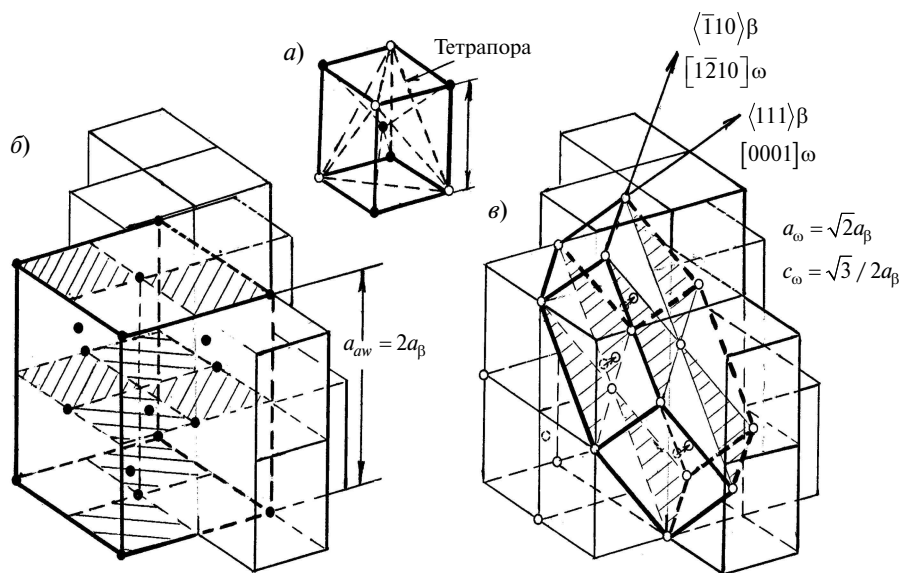


Рис. 2. Вакансионно-пересыщенная и упорядоченная ОЦК-решетка (а) как суперпозиция двух кристаллических подрешеток, вставленных одна в другую: металлической (б), образующей решетку алмаза, и вакансионной (в) с  $\omega$ -решеткой

В чистых металлах и твердых растворах замещения известны [25] два возможных диффузионных механизма возвращения системы к термодинамическому равновесию — по-Френкелю и по-Киркендаллу. Эффект Френкеля предполагает конденсацию избыточных вакансий — образование одномерных, двумерных или трехмерных вакансионных комплексов, приводящих к «распуханию» объема металла (например, в сплавах титана —  $\beta_{\text{перес}}$ -твердого раствора). Эффект Киркендалла предполагает встречное перераспределение дислоцированных атомов и вакансий при сохранении объема системы в целом. Поток дислоцированных атомов обычно направлен в сторону растущей фазовой составляющей.

Фаза  $\beta_{\text{перес}}$ , зародившись из  $\alpha$ -фазы по сдвиговому механизму [26] и оказавшись в условиях сильного вакансионного пересыщения, претерпевает «распухание», уменьшающее разность удельных объемов фаз (объемную дилатацию) в точке полиморфного превращения, которая по литературным данным составляет только 0,17%. Нагрев такого  $\beta_{\text{перес}}$ -твердого раствора не сопровождается фазовым наклепом, что объясняет трудность измельчения зерна титана и его сплавов при нагреве путем фазовой перекристаллизации.

Такой метастабильный, пересыщенный вакансиями ОЦК-твердый раствор, вероятно, стре-

мится перейти в более равновесное состояние по механизму многостадийного распада [27] от образования вакансионных сегрегатов, зон типа Гинье — Престона — Багаряцкого, до появления когерентных с металлической матрицей вакансионных предвыделений с  $\omega$ (ГПУ)-решеткой и далее перераспределение на вакантные места дислоцированных атомов, т. е. «схлопывание» металлической и вакансионной подрешеток. Очевидно,  $\beta_{\text{перес}}$ -твердый раствор будет иметь наибольшее «распухание» в  $\omega$ -состоянии и наименьшее — после схлопывания двух подрешеток. Заключительной стадией превращения  $\beta_{\text{перес}} \rightarrow \beta_{\text{р}}$  является гомогенное распределение атомов и вакансий в уже равновесной ОЦК-решетке.

Многостадийность  $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения и существование  $\omega$ -состояния  $\beta$ -фазы в условиях температурно-временного ее вакансионного пересыщения подтверждают экспериментальные результаты, до сих пор не нашедшие достаточно полного объяснения. Так, в работе [13] обращается внимание, что по литературным данным даже для чистого титана температурный интервал  $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения ( $\Delta T$ ) колеблется в широких пределах от 30 до 200 °С, а изменение величины удельного объема фазового превращения ( $\Delta V/V$ ) колеблется в пределах от 0,09 до 0,24%. Причем уменьшение  $\Delta V$  происходит после длительного (десятичасового) высокотемпе-

ратурного  $\beta$ -отжига в вакууме ( $5 \cdot 10^{-4}$  Па) [13]. Как показано в работе [28] по результатам исследования высокотемпературного внутреннего трения технически чистого титана ВТ1–0, ВТ–00, при нагреве и охлаждении возникает гистерезис амплитудной зависимости внутреннего трения ( $\delta$ ). Отжиги при температурах выше  $T_{пп}$  снижают величину  $\delta$ . В работе [12] при нагреве был замечен пик внутреннего трения в высокотемпературном состоянии ОЦК-урана, который исчезал после выдержки длительностью 0,5 ч при температуре выше  $T_{пп}$ . Рассмотренные выше кинетические изменения физических параметров можно интерпретировать как снятие со временем вакансионного пересыщения и формирование высокотемпературной равновесной  $\beta_p$ -фазы.

#### Исследование свойств высокотемпературного вакансионно-пересыщенного ОЦК-твёрдого раствора

Известно, что вакансии бывают тепловой и деформационной природы. Поэтому можно ожидать проявление эффекта кристаллогеометрического упрочнения во время проведения высокотемпературных испытаний металлов в ОЦК-состоянии. На рис. 3 представлены температурные зависимости механических свойств двух чистых полиморфных металлов – железа и титана [14].

Следует отметить принципиальное различие в поведении металлов вблизи температур их полиморфного превращения в условиях термодинамической нестабильности: пластифицирование в титане и охрупчивание в железе. Во время испытания в чистом металле  $\alpha$ -Fe с ОЦК-кристаллической решеткой кристаллогеометрическое ее упрочнение, вероятно, протекает накануне полиморфного  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения начиная с 800 °С вплоть до  $T_{пп}$  (911 °С). В ГЦК-состоянии в  $\gamma$ -Fe снимается вакансионное пересыщение и наступает релаксационное разупрочнение. В чистом  $\alpha$ -Ti с ГПУ-решеткой перед полиморфным  $\alpha \rightarrow \beta$ -превращением начиная с 500 °С развивается свойственное ему тепловое разупрочнение [29] вплоть до  $T_{пп}$  (882 °С). Уже первые порции  $\beta_{перес}$ -фазы с ОЦК-решеткой оказываются в условиях вакансионного пересыщения, что способствует кристаллогеометрическому ее упрочнению (формированию алма-

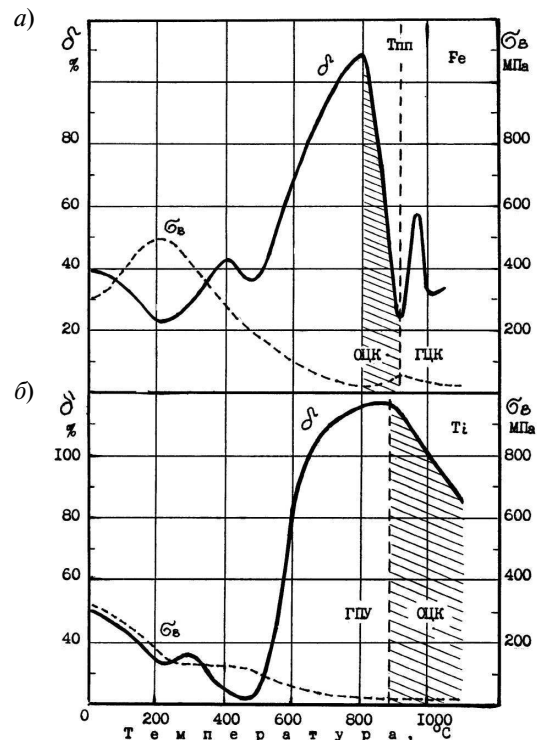


Рис. 3. Температурные зависимости относительного удлинения и предела прочности железа (а) и титана (б)

зоподобной решетки) и торможению теплового разупрочнения.

Таким образом, по работе можно сделать следующие выводы.

1. Установлена причина трудности измельчения зерен при нагреве полиморфного титана и его сплавов путем фазовой перекристаллизации. Причина заключается в температурно-временном вакансионном пересыщении и «распухании» высокотемпературной  $\beta$ -фазы, позволяющих *сохранить* сокращающийся при нагреве в точке полиморфного превращения удельный объем элементарной ОЦК-ячейки, который по литературным данным снижается только на 0,17 %. В результате нагрев неомогенных  $\beta$ -твердых растворов не сопровождается фазовым наклепом и измельчением.

2. Построена кристаллогеометрическая модель высокотемпературного вакансионно-пересыщенного состояния ОЦК-твёрдого раствора, формирующегося в результате полиморфного превращения при нагреве из плотноупакованной ГПУ-модификации.

3. Установлено, что в период нагрева титана и его сплавов прямое полиморфное  $\alpha \rightarrow \beta$ -превращение начинается по сдвиговому механизму. При этом высокотемпературная ОЦК-фаза, наследуя точечные дефекты низкотемпературной плотноупакованной ГПУ-модификации, оказывается вакансионно-пересыщенным  $\beta$ -твердым раствором ( $\alpha \rightarrow \beta_{\text{перес.}}$ ). Полное завершение полиморфного превращения и переход  $\beta_{\text{перес}}$  в равновесное состояние ( $\beta_{\text{перес}} \rightarrow \beta_p$ ) протекает по диффузионному многостадийному механизму распада от образования зон типа Гинье — Престона — Багаряцкого до появления когерентных с металлической матрицей вакансионных предвыделений, обладающих  $\omega$ -решеткой, «схлопывания» металлической и вакансионной подрешеток и формирования равновесного ОЦК-твердого раствора.

4. Экспериментально установлено, что чистые полиморфные металлы на основе титана и железа в ОЦК-состоянии вблизи температур

их полиморфного превращения претерпевают упрочнение и снижение пластичности в результате формирования вакансионно-пересыщенной и упорядоченной высокотемпературной их  $\beta$ -модификации.

5. Высокотемпературная вакансионно-пересыщенная ОЦК-модификация плотноупакованных при комнатной температуре ГПУ-металлов Ti, Zr, Hf временно стабилизируется за счет большей энтропии, чему способствует упорядочение в расположении атомов и точечных дефектов, а также снижение координационного числа в их кристаллической решетке. С этой точки зрения вакансионное упорядочение в высокотемпературной  $\beta$ -модификации ( $\omega$ -состояние) и формирование алмазоподобной структуры из атомов основы с координационным числом  $K = 4$  в металлах четвертой группы таблицы Д.И. Менделеева является одним из способов ее кристаллогеометрического упрочнения.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Френкель, И.Я. Кинетическая теория жидкостей [Текст] / И.Я. Френкель.— Л.: Наука, 1975.— 350 с.
2. Ройтбурд, А.Л. Особенности развития фазовых превращений в кристаллах [Текст] / А.Л. Ройтбурд // Проблемы современной кристаллографии.— М.: Мир, 1975.— С. 345–369.
3. Кидин, И.Н. Сдвиговой механизм полиморфного превращения при нагреве отожденного хромистого железа [Текст] / И.Н. Кидин, М.А. Штремель, В.И. Лизунов // ФММ.— 1966. Т. 21, № 4.— С. 585–593.
4. Ройтбурд, А.Л. О структурно-кинетических фазах полиморфных превращений [Текст] / А.Л. Ройтбурд, Э.В. Сафонов, А.В. Шалимова // Проблемы металловедения и физики металлов.— 1976. № 3.— С. 316–318.
5. Курдюмов, Г.В. О закалке нелегированного безуглеродистого железа [Текст] / Г.В. Курдюмов, М.Д. Перкас // Докл. АН СССР, 1956. Т. 3, № 4.— С. 818–820.
6. Борисова, Е.А. Металлография титановых сплавов [Текст] / Е.А. Борисова, Г.А. Бочвар, М.Я. Брун [и др.].— М.: Металлургия, 1980.— 464 с.
7. Носова, Г.И. Фазовые превращения в титановых сплавах [Текст] / Г.И. Носова.— М.: Металлургия, 1968.— 181 с.
8. Садовский, В.Д. Исследование фазовой перекристаллизации титана [Текст] / В.Д. Садовский, Г.А. Богачева, Л.В. Смирнов [и др.] // ФММ.— 1960, Т.10, № 3.— С. 397–403.
9. Липчин, А.Н. Фазовые и структурные превращения в титане [Текст] / А.Н. Липчин, В.С. Томсинский, В.М. Половников // Научные труды Пермского политехнического института.— 1973. № 131.— С. 30–36.
10. Томсинский, В.С. Исследования закономерностей фазовых превращений при нагреве закаленных сплавов титана [Текст] / В.С. Томсинский // Изв. вузов. Цветная металлургия.— 1977. № 5.— С. 123–128.
11. Багаряцкий, Ю.А. Метастабильные фазы в сплавах титана с переходными элементами [Текст] / Ю.А. Багаряцкий, Т.В. Тагунова, Г.И. Носова // Труды ЦНИИ чер. мет.— 1958. № 5.— С. 15–18.
12. Диффузия в металлах с объемно-центрированной решеткой [Текст]: Сб. статей / Пер. с англ.— М.: Металлургия, 1969.— 416 с.
13. Теплофизические свойства титана и его сплавов [Текст]: Справочник.— М.: Металлургия, 1965.— 103 с.
14. Чечулин, Б.Б. Титановые сплавы в машиностроении [Текст] / Б.Б. Чечулин, С.С. Ушков, И.Н. Разуваева, В.И. Гольдфайн.— Л.: Машиностроение, 1977.— 248 с.
15. Постников, В.С. Физика и химия твердого состояния [Текст] / В.С. Постников.— М.: Металлургия, 1978.— 544 с.

16. **Штремель, М.А.** Прочность сплавов. Дефекты решетки [Текст] / М.А. Штремель.— М.: Metallurgia, 1982.— 280 с.
17. **Лихачев, В.А.** Кооперативные деформационные процессы и локализация деформации [Текст] / В.А. Лихачев, В.Е. Панин, Е.Э. Заминчук [и др.].— Киев: Наукова думка, 1989.— 320 с.
18. **Панин, В.Е.** Атом-вакансионные состояния в кристаллах [Текст] / В.Е. Панин, В.Е. Егорушкин, Ю.А. Хон [и др.] // Изв. вузов. Физика.— 1982, № 12.— С. 5–10.
19. Дефекты в закаленных металлах [Текст]: Сб. статей / Сокр. перев. с англ.— М.: Атомиздат, 1969.— 386 с.
20. **Гейченко, В.В.** Теория упорядочения в сплавах с объемноцентрированной кубической решеткой, в которых может возникать несколько сверхструктур [Текст] / В.В. Гейченко, В.М. Даниленко, А.А. Смирнов // ФММ.— 1962. Т. 38. Вып. 3.— С. 321–326.
21. **Петрунько, А.Н.** Титан в новой технике [Текст] / А.Н. Петрунько, Ю.Т. Олесов, В.А. Дрозденко.— М.: Metallurgia, 1979. 169 с.
22. Устойчивость фаз в металлах и сплавах [Текст]: Сб. статей / Пер. с англ.— М.: Мир, 1970.— 407 с.
23. **Ван Флек, Л.** Теоретическое и практическое материаловедение [Текст] / Л. Ван Флек.— М.: Атомиздат, 1975.— 472 с.
24. **Бокий, Г.Б.** Кристаллохимия [Текст] / Г.Б. Бокий.— М.: Наука, 1971.— 400 с.
25. **Френкель, Я.И.** Введение в теорию металлов [Текст] / Я.И. Френкель.— М.: Наука, 1972.— 424 с.
26. **Ильин, А.А.** Механизм и кинетика фазовых и структурных превращений в титановых сплавах [Текст] / А.А. Ильин.— М.: Наука, 1994.— 304 с.
27. **Скотникова, М.А.** Исследование и разработка путей повышения вязко-пластических свойств крупногабаритных изделий из сплавов титана [Текст]: Дис. ... канд. техн. наук / М.А. Скотникова / Л., ЛГТУ.— 1990, 317 с.
28. **Григорович, В.К.** К электронной теории сплавов на основе титана циркония и гафния [Текст] / В.К. Григорович // Диаграммы состояния металлических систем— М.: Наука, 1968.— С. 156–157.
29. **Рагозин, Ю.И.** Энергетический анализ разрушения металлов [Текст]: Автореферат дисс. ... канд. техн. наук / Ю.И. Рагозин / ИМЕТ.— М., 1966.— 16 с.