

Формирование ω -фазы высокого давления в системе титан–железо при сдвиговой деформации

Б. Б. Страумал^{a,b,c,d1}, А. Р. Кильмаметов^{b,d}, А. А. Мазилкин^{a,d}, А. С. Горнакова^a, О. Б. Фабричная^e,
М. Й. Кригель^e, Д. Рафайя^e, М. Ф. Булатов^f, А. Н. Некрасов^g, Б. Барецки^d

^a Институт физики твердого тела РАН, 142432 Черногловка, Россия

^b Научный центр РАН в Черногловке, 142432 Черногловка, Россия

^c Национальный исследовательский технологический университет “МИСиС”, 119049 Москва, Россия

^d Institute of Nanotechnology, Karlsruhe Institute of Technology, 76344 Eggenstein-Leopoldshafen, Germany

^e TU Bergakademie Freiberg, Institute of Materials Science, 09599 Freiberg, Germany

^f Научно-технологический центр уникального приборостроения РАН, 117342 Москва, Россия

^g Институт экспериментальной минералогии РАН, 142432 Черногловка, Россия

Поступила в редакцию 11 апреля 2020 г.

После переработки 15 апреля 2020 г.

Принята к публикации 15 апреля 2020 г.

В данной работе изучено $(\alpha + \beta) \rightarrow \omega$ превращение под воздействием сдвиговой деформации в условиях высокого приложенного давления в сплаве Ti–4 масс. % Fe. Для деформирования сдвигом посредством кручения под высоким давлением (КВД) использовались два исходных состояния сплава, существенно различающихся по морфологии фаз и концентрации атомов железа в β -фазе. При КВД наступает стационарное состояние, в котором оба образца содержат ω -фазу высокого давления с размером зерен около 200 нм и содержанием железа, близким к номинальным 4 масс. % Fe. Таким образом, это состояние при КВД эквивалентно и не зависит от исходного структурно-фазового состава образцов. Обнаружено, что под воздействием КВД в сплавах Ti–4 масс. % Fe происходят не только мартенситные (сдвиговые) превращения в ω -фазу, но и значительный массоперенос атомов легирующего элемента. Анализ изменения крутящего момента непосредственно в процессе КВД позволил оценить скорость деформационно-индуцированного массопереноса. Скорость массопереноса на 18–19 порядков выше скорости обычной термической диффузии при температуре обработки $T_{НРТ} = 30^\circ\text{C}$, при этом она близка к значениям диффузионного массопереноса при некоторой повышенной температуре $T_{\text{eff}} = 700\text{--}800^\circ\text{C}$. Это связано с тем, что КВД повышает концентрацию дефектов решетки, что в свою очередь эквивалентно повышению температуры. Подобная комбинация ускоренного массопереноса при КВД и мартенситного (сдвигового) превращения наблюдалась нами ранее в сплавах Cu–Al–Ni с памятью формы, однако впервые изучена при формировании ω -фазы высокого давления в титановых сплавах.

DOI: 10.31857/S1234567820100055

Интенсивная пластическая деформация (ИПД) и, в частности, кручение под высоким давлением (КВД), может вызывать разнообразные фазовые превращения в твердых телах [1–7]. Среди них превращения кристаллических фаз в аморфные [8–12], а аморфных – в кристаллические [8, 13, 14]. ИПД может приводить и к конкуренции между распадом и формированием пересыщенного твердого раствора при растворении частиц второй фазы [6, 15–17]. К превращениям, вызванным ИПД, относятся и переходы между аллотропными модификациями веществ,

и, в частности – образование ω -фазы высокого давления в сплавах на основе титана, циркония и гафния [18–25]. Фазовые превращения при ИПД могут быть как мартенситными (сдвиговыми) [26–28], так и диффузионными (с переносом массы) [6, 15, 17, 28–32]. Наряду с фазовыми превращениями, при ИПД происходят и обычные для этого процесса изменения микроструктуры, и, в частности – измельчение зерен, а также упрочнение по механизму Холла–Петча [27]. В последнем случае речь идет том, что при уменьшении размера зерен возникает множество новых границ зерен, которые препятствуют движению дисло-

¹)e-mail straumal@issp.ac.ru

каций и, таким образом, увеличивают прочность материала.

Важной особенностью ИПД является то, что материал под воздействием приложенного давления поставлен в такие геометрические условия, что может накапливать предельно высокие степени деформации без своего разрушения [4, 6]. При этом понятно, что накопление дефектов решетки под воздействием деформации не может происходить бесконечно. Это означает, что в материале при ИПД начинаются процессы релаксации, и их скорость растет до тех пор, пока процессы образования дефектов и их аннигиляции не компенсируют друг друга. Тогда наступает стационарное состояние, в котором характеристики микроструктуры и фазовый состав перестают изменяться при дальнейшем увеличении деформации. Интересно отметить, что эти параметры в стационарном состоянии, как оказалось, практически не зависят от исходных структуры и свойств материала. Иными словами, стационарному состоянию при ИПД свойственна так называемая эквивиальность [33]. Это означает, что на структуру и свойства материала в стационарном состоянии влияют параметры деформирования (давление, температура, скорость деформации), но не исходное состояние. В то же время, очевидно, что путь от исходного состояния к стационарному будет сильно зависеть от исходного состояния материала. Исследование особенностей этого пути является целью данной работы.

В качестве объекта для исследования мы выбрали сплав Ti–4 масс. % Fe. В нашей недавней работе мы обнаружили, что в этом сплаве КВД вызывает практически стопроцентный переход β - и α -фаз в ω -фазу высокого давления [26]. Показано, что при добавлении железа в титан уменьшается период решетки β -фазы и ω -фазы. В результате при 4 масс. % Fe соотношение между параметрами элементарной ячейки между исходной β -фазой и ω -фазой становится практически идеальным, и сдвиг группы атомов в зернах β -фазы приводит к достаточно быстрому переходу в ω -фазу уже на ранних стадиях КВД. Это превращение идет по мартенситному (сдвиговому) механизму, без переноса массы. Если концентрация железа в титане меньше или больше четырех процентов, то объемная доля ω -фазы после воздействия КВД уменьшается. Более того, при фазовом превращении $(\alpha + \beta) \rightarrow \omega$ возникает деформационно-индуцированный массоперенос, и оно не остается полностью мартенситным [26]. В работе мы также обнаружили, что результат этого превращения практически не зависит от исходной доли α - и β -фаз в образце [26], поэтому данный объект представляется

нам идеальным для исследования путей превращения $(\alpha + \beta) \rightarrow \omega$ и достижения стационарного состояния с близкой к 100 % долей ω -фазы при кручении под высоким давлением.

Сплав Ti–4 масс. % Fe для наших опытов был выплавлен с помощью индукционной плавки в вакууме (из титана и железа чистотой 99.9 масс. %) в виде слитков диаметром 10 мм. Методом электронно-скоровой резки их разрезали на диски толщиной 0.7 мм. Эти диски были запаены в вакуумированные кварцевые ампулы с остаточным давлением $4 \cdot 10^{-4}$ Па. Ампулы с образцами отжигали в печи сопротивления СУОЛ при температурах 800 °С, 100 ч и 615 °С, 270 ч. Точки, соответствующие температурам отжига и концентрациям сплава с 4 масс. % железа, лежали на фазовой диаграмме Ti–Fe в области α Ti + β Ti [34]. После отжигов образцы закачивали в воду (ампулы при этом разбивали). После отжигов и закалки образцы подвергали КВД в камере с наковальнями Бриджмена (фирма W. Klement GmbH, Ланг, Австрия) при комнатной температуре, давлении 7 ГПа, 5 оборотов наковален со скоростью 1 об/мин. Образцы для структурных исследований механически шлифовали и полировали на алмазной пасте зернистостью до 1 мкм. Образцы после КВД вырезали на расстоянии 3 мм от центра деформированного диска. Полученные шлифы изучали с помощью растровой электронной микроскопии (РЭМ) и рентгеновского микроанализа на приборе Tescan Vega TS5130 MM, оборудованном энергодисперсионным спектрометром LINK производства фирмы Oxford Instruments. Рентгеновские дифрактограммы были получены в геометрии Брэгга–Брентано на порошковом дифрактометре Philips X'Pert с использованием излучения Cu-K α . Параметр решетки определяли с помощью программы "Fityk" [35]. Фазы в сплавах идентифицировали сравнением с данными банка фаз X'Pert HighScore Panalytical. Просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ) была выполнена на микроскопе TECNAI G2 FEG super TWIN (200 кВ), оборудованном энергодисперсионным спектрометром производства фирмы EDAX. Тонкопленочные образцы для ПЭМ были изготовлены методом электрополировки на устройстве Electrolyte D2 производства фирмы Struers.

Температуры отжига наших образцов были выбраны в области $\alpha + \beta$ фазовой диаграммы Ti–Fe таким образом, что температура 800 °С лежит вблизи линии транзуса (транзусом называется граница между областью $\alpha + \beta$ и однофазной β -областью на фазовой диаграмме сплавов титана). Таким образом, при температуре 800 °С, в соответствии с фа-

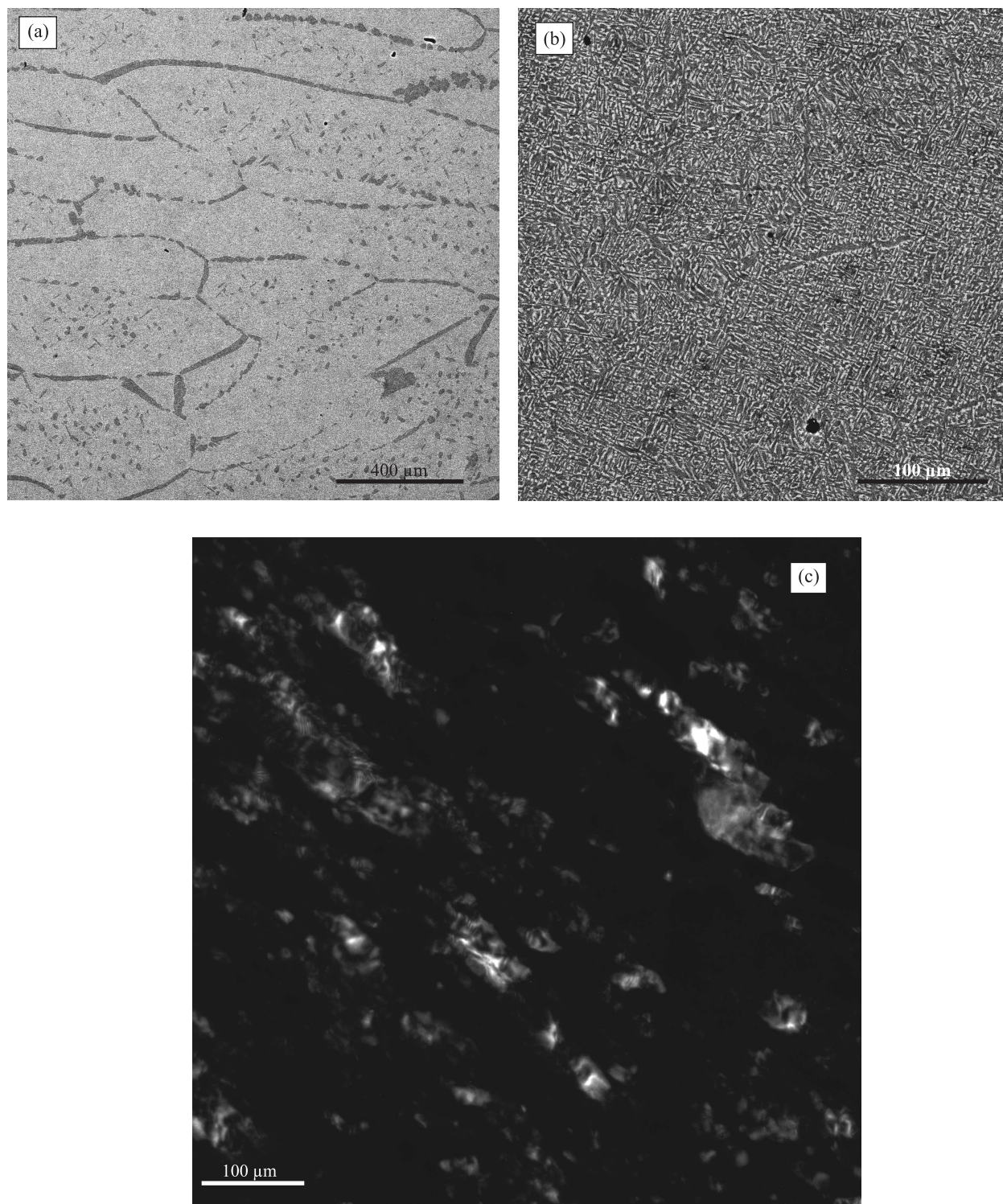


Рис. 1. РЭМ микрофотографии сплава Ti – 4 масс. % Fe, отожженного при 800°С, 100 ч (а) и 615°С, 270 ч (б). (с) – Темнопольная ПЭМ микрофотография того же сплава после КВД при 5 оборотах

зовой диаграммой, образец должен содержать большую объемную долю β -фазы и небольшое количество α -фазы. Температура 615°С тоже находится в

двухфазной области $\alpha + \beta$, но она лишь ненамного выше, чем температура эвтектоидного превращения β -фазы в смесь α -фазы и интерметаллида TiFe [34].

На рисунке 1а приведена РЭМ-микрофотография образца, отожженного при температуре 800 °С. β -фаза на этой микрофотографии выглядит светло-серой, а α -фаза – темно-серой. Хорошо видно, что – как и ожидалось – β -фаза преобладает в объеме образца. При этом α -фаза располагается как в объеме зерен β -фазы в виде небольших частиц, так и по границам зерен β/β в виде сплошных прослоек или в виде цепочек частиц. В этом случае мы имеем дело с явлением так называемого “смачивания” границ зерен прослойками второй твердой фазы [36–39]. Это явление было нами подробно изучено для целого ряда сплавов на основе титана [36, 40–44], оно наблюдается, как правило, в двухфазной $\alpha + \beta$ области фазовой диаграммы. При высокой температуре α -фаза практически полностью “смачивает” все границы зерен в β -фазе, а при понижении температуры доля границ в β -фазе, полностью “смоченных” прослойками α -фазы, постепенно понижается [40–44]. Так, на рисунке 1b хорошо видно, что, действительно, доля α -фазы при температуре отжига 615 °С намного выше, чем при температуре 800 °С. При этом лишь отдельные границы между зернами β -фазы полностью покрыты прослойками α -фазы. При низких температурах полностью “смоченными” остаются границы зерен с наибольшей энергией [45]. На рисунке 1c приведена темнопольная ПЭМ микрофотография того же сплава после КВД при 5 оборотах. Видно, что зерна после КВД не вполне равноосны, а слегка вытянуты в направлении деформации, а их размер составляет 200 нм.

На рисунке 2 приведен ряд рентгеновских дифрактограмм изученного сплава после отжигов перед КВД, а также после КВД. Дифракционный спектр образца после отжига при температуре 800 °С (верхняя кривая на рис. 2а), действительно, содержит пики α - и β -фаз, причем доля α -фазы в этом образце сравнительно ниже, чем в другом исследованном состоянии. Соответственно, после отжига при температуре 615 °С доли α - и β -фаз, как и можно ожидать из фазовой диаграммы, практически равны (нижняя кривая на рис. 2а). Пунктиром показано положение пиков (110) и (200) β -фазы на верхней и нижней кривой (β -фаза содержит больше железа после отжига при 615 °С, чем после отжига при 800 °С). После КВД спектры рентгеновской дифракции двух изученных образцов (соответственно, верхняя и нижняя кривые на рис. 2b) практически неотличимы друг от друга. Они содержат главным образом пики ω -фазы при очень небольшом количестве остаточной α -фазы. Эти результаты согласуются с полученными ранее данными [26]. Таким образом, с

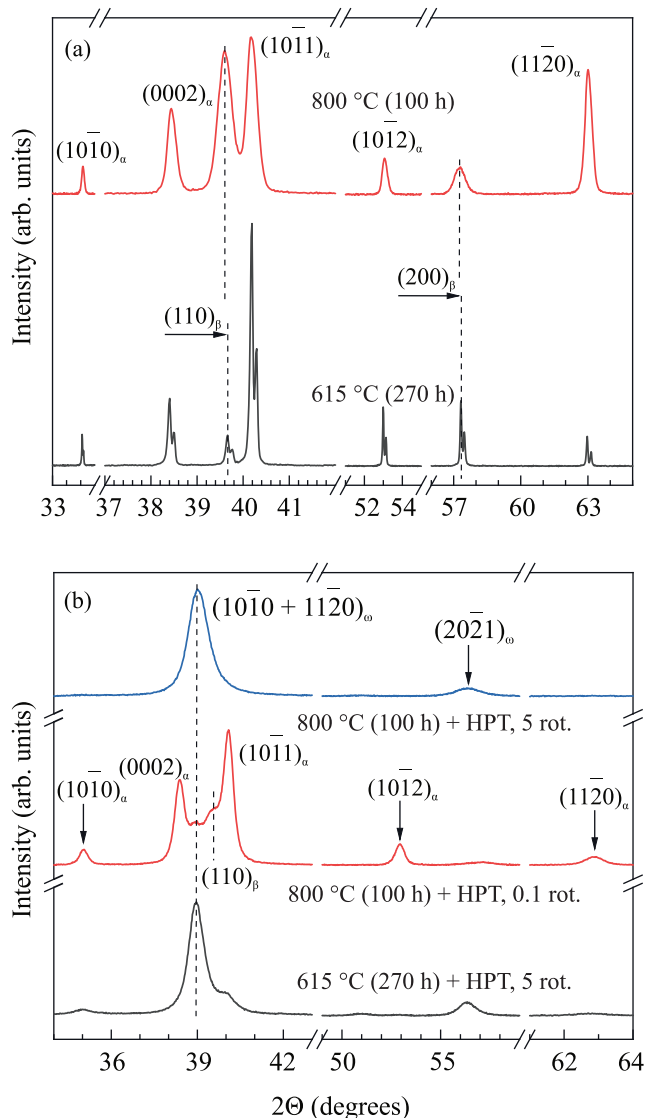


Рис. 2. (Цветной онлайн) Спектры рентгеновской дифракции сплава Ti–4 масс. % Fe, отожженного при 800 °С, 100 ч и 615 °С, 270 ч. (а) – До КВД. (б) – После КВД. Верхний и нижний спектры соответствуют КВД при 5 оборотах. Средний спектр снят после 0.1 оборота плунжера на образце, отожженном при 800 °С, 100 ч

точки зрения содержания разных аллотропных модификаций титана, состояние образцов после пяти оборотов плунжера КВД эквивалентно. Иными словами, образцы содержат только ω -фазу, и их фазовый состав не зависит от фазового состава до КВД.

На рисунке 3 приведены зависимости крутящего момента при КВД от угла поворота плунжеров для двух образцов, отожженных при 800 °С (рис. 3а) и 615 °С (рис. 3б). Величина крутящего момента измеряется непосредственно в процессе КВД с помощью специального датчика. Обе кривые демонстри-

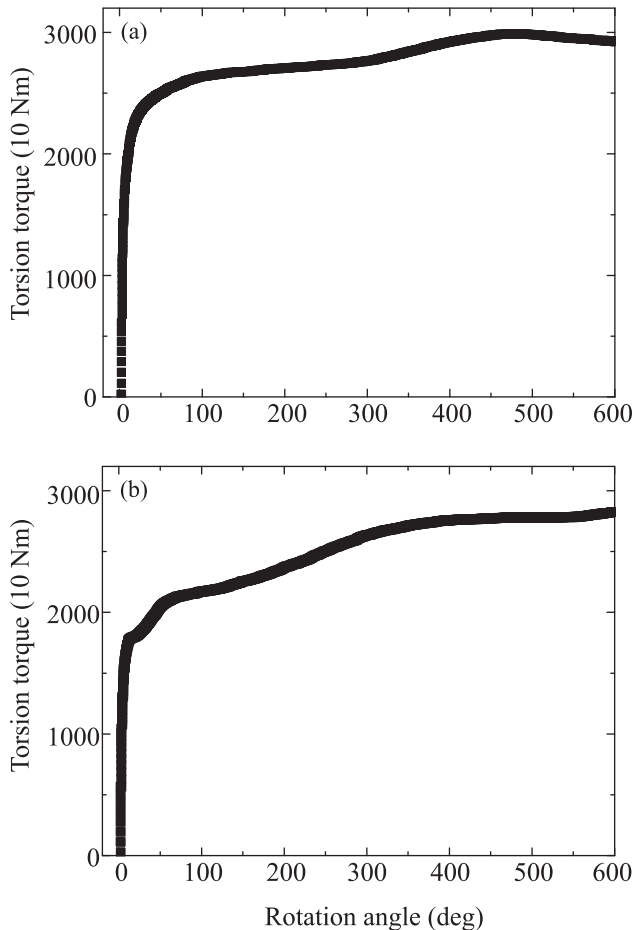


Рис. 3. Зависимости крутящего момента при КВД от угла поворота плунжера для сплава Ti–4 масс. % Fe, отожженного при 800 °С, 100 ч (а) и 615 °С, 270 ч (б)

руют быстрое возрастание крутящего момента на начальной стадии деформации (от 0 примерно до 30°). Исходно недеформированный образец упрочняется за счет измельчения структуры и увеличения плотности дислокаций. При больших углах поворота (более 400°) величина крутящего момента в обоих изученных образцах одинакова и составляет ~300 Нм. Это соответствует стационарному состоянию, в котором, как мы видели из рис. 2, образец содержит практически 100 % ω -фазы высокого давления. Участки кривых угловой зависимости крутящего момента между начальным ростом прочности и стационарным состоянием различаются. Так в образце, отожженном при температуре 800 °С, крутящий момент быстро возрастает и достигает стационарного состояния уже примерно при 100°. Это можно объяснить тем, что в исходном образце содержится большая объемная доля β -фазы, которая, в свою очередь, имеет концентрацию атомов железа, более близкую к номиналь-

ному значению в сплаве Ti–4 масс. % Fe. Как было показано ранее [26], КВД сплава с 4 масс. % Fe в β -фазе приводит к относительно быстрому превращению в фазу ω -Ti уже на ранних стадиях деформации. На рисунке 2b (средняя кривая) показана дифрактограмма образца, отожженного при температуре 800 °С, после 0.1 оборота плунжера (угол поворота ~35°). Как и верхняя кривая на рис. 2а, этот спектр содержит пики α - и β -фаз, но β -фаза уже начала исчезать, и появляется пик ω -фазы между пиками $(0002)_\alpha$ и $(110)_\beta$.

В образце, отожженном при температуре 615 °С, содержится как β -, так α -фаза. При этом α -фаза – в соответствии с фазовой диаграммой – практически не содержит железа, а в β -фаза содержит почти 10 масс. % Fe (см. сдвиг β -пиков на рис. 2а) [34]. После КВД весь образец содержит только ω -Ti с одинаковой концентрацией 4 масс. % Fe во всем объеме. Мы можем предположить, что, как и в работе [28], массоперенос предшествует мартенситному (сдвиговому) превращению. Иными словами, бедная железом α -фаза вначале механически перемешивается с богатой железом β -фазой. Именно поэтому, как нам представляется, упрочнение на ранней фазе деформации быстро заканчивается и начинается медленное и, судя по всему, двухстадийное упрочнение сплава (рис. 3b). Первая стадия проходит на участке от 20 до примерно 70°. Вторая стадия упрочнения сплава происходит на участке от 70° до ~300°. И только после этого возникает стационарное состояние, в котором образец повсюду содержит примерно 100 % ω -фазы с 4 масс. % Fe.

Таким образом, при КВД, кроме бездиффузионных (и относительно быстрых) $\alpha \rightarrow \omega$ и $\beta \rightarrow \omega$ превращений, происходят и процессы, связанные с переносом массы. Для описания массопереноса, стимулированного КВД, в сплавах меди и алюминия мы оценивали эквивалентный коэффициент диффузии [6, 15, 17, 29, 30]. Выполним эту оценку и для перемешивания в сплаве титана. В исходном состоянии (см. рис. 1b) в сплаве, отожженном при 615 °С, содержится α -фаза с почти нулевым содержанием железа и β -фаза с ~10 масс. % Fe. Размер зерен α - и β -фаз составляет примерно $L = 5$ мкм (рис. 1b). После деформации образец содержит только ω -фазу с 4 масс. % Fe (см. рис. 2) и размером зерен примерно 200 нм [26]. Время, необходимое для достижения этого стационарного состояния, составляет примерно $t = 250$ с (см. рис. 3b). Пользуясь простой формулой $L = (Dt)^{0.5}$ для массопереноса с помощью объемной диффузии, получаем оценку для коэффициента объемной диффузии $D = 10^{-13} \text{ м}^2 \text{ с}^{-1}$, необхо-

димого для получения такого результата перемешивания и переноса массы. Объемная диффузия железа в β -титане происходит с таким коэффициентом $D = 10^{-13} \text{ м}^2 \text{ с}^{-1}$ при $\sim 800^\circ \text{C}$ [46] а в α -титане – при $\sim 700^\circ \text{C}$ [47]. Экстраполяция данных по объемной диффузии железа в титане к температуре КВД $T_{\text{НРТ}} = 30^\circ \text{C}$ дает величину $D = 10^{-31} - 10^{-32} \text{ м}^2 \text{ с}^{-1}$. Таким образом, под воздействием КВД в сплаве титана с железом происходит ускоренный массоперенос со скоростью на 18–19 порядков выше скорости обычной термической диффузии при комнатной температуре (т.е. при температуре КВД $T_{\text{НРТ}}$), и это несмотря на то, что высокое давление само по себе существенно понижает кинетические коэффициенты массопереноса [48, 49]. Следует, однако, отметить, что в β -титане (как и в β -цирконии) величина D падает с давлением существенно медленнее, чем в в металлах с гранцентрированной кубической решеткой [50–54]. Более того, D для диффузии, например, железа и хрома намного выше, чем для самодиффузии атомов титана [52, 54]. Это объясняется тем, что диффузия в β -титане идет не только по вакансиям, но и по междоузлиям, причем возможен и краудинный механизм [50, 51, 53, 55], что проявляется в существенной нелинейности Аррениусовских зависимостей [46, 47, 50–52, 54, 55]. Подобное наложение двух или нескольких “барьерных” механизмов диффузии может приводить к разнообразным артефактам, таким как нефизически высокие значения энергии активации или даже отрицательный активационный объем [56–60].

Подобный массоперенос, ускоренный КВД, мы наблюдали ранее при изучении вызванной КВД конкуренции между распадом твердого раствора и растворением частиц в сплавах меди [6, 17, 29, 30]. Как и ранее, мы можем приписать вызванному КВД массопереносу в титане некоторую эффективную температуру $T_{\text{эф}} = 700 - 800^\circ \text{C}$ [6, 17, 27, 30]. Это явление, по всей видимости, объясняется повышенной концентрацией дефектов (в частности, вакансий) при КВД, а оно, в свою очередь, эквивалентно повышению температуры с $T_{\text{НРТ}}$ до $T_{\text{эф}}$. На самом деле, конечно же, при КВД не происходит реальное повышение температуры или ускорение диффузии [3, 5, 7, 21, 28, 29]. При КВД имеет место массоперенос на большие расстояния, много больше межатомных, составляя десятки и сотни нанометров. При этом, в действительности, рождается (и исчезает) огромное количество дефектов различных типов. Так, например, при КВД часто наблюдается аморфизация ряда сплавов, которая вовсе не происходит при их нагревании [8, 12]. В результате конечная картина процессов при КВД

оказывается похожей на ту, что наблюдается при повышении температуры [61–64].

Работа выполнена частично в рамках государственного задания ИФТТ и ИЦЧ РАН с использованием оборудования Центра коллективного пользования ИФТТ РАН, а также при финансовом содействии Российского фонда фундаментальных исследований (гранты 18-33-00473 и 19-58-06002) и Немецкого национального исследовательского общества (гранты RA 1050/20-1, IV 98/5-1, HA 1344/32-1, FA 999/1-1).

1. S. K. Pabi, J. Joardar, and B. S. Murty, Proceedings of Indian National Science Academy A **67**, 1 (2001).
2. X. Sauvage, A. Chbihi, and X. Quelenec, J. Phys. Conf. Ser. **240**, 012003 (2010).
3. V. I. Levitas and O. M. Zarechnyy, Phys. Rev. B **82**, 174123 (2010).
4. B. B. Straumal, A. R. Kilmametov, Yu. Ivanisenko, A. A. Mazilkin, O. A. Kogtenkova, L. Kurmanaeva, A. Korneva, P. Zieba, and B. Baretzky, Int. J. Mater. Res. **106**, 657 (2015).
5. M. Javanbakht and V. I. Levitas, Phys. Rev. B **94**, 214104 (2016).
6. B. B. Straumal, A. R. Kilmametov, A. Korneva, A. A. Mazilkin, P. B. Straumal, P. Zieba, and B. Baretzky, J. Alloys Comp. **707**, 20 (2017).
7. V. I. Levitas, Mater. Trans. **60**, 1294 (2019).
8. V. I. Levitas, Phys. Rev. Lett. **95**, 075701 (2005).
9. S. D. Prokoshkin, I. Yu. Khmelevskaya, S. V. Dobatkin, I. B. Trubitsyna, E. V. Tatyannin, V. V. Stolyarov, and E. A. Prokofiev, Acta Mater. **53**, 2703 (2005).
10. X. Sauvage, L. Renaud, B. Deconihout, D. Blavette, D. H. Ping, and K. Hono, Acta. Mater. **49**, 389 (2001).
11. A. A. Mazilkin, G. E. Abrosimova, S. G. Protasova, B. B. Straumal, G. Schütz, S. V. Dobatkin, and A. S. Bakai, J. Mater. Sci. **46**, 4336 (2011).
12. V. I. Levitas, Y. Ma, E. Selvi, J. Wu, and J. A. Patten, Phys. Rev. B **85**, 054114 (2012).
13. A. M. Glezer, M. R. Plotnikova, A. V. Shalimova, and S. V. Dobatkin, Bull. Russ. Acad. Sci. Phys. **73**, 1233 (2009).
14. S. Hobor, Á. Revész, A. P. Zhilyaev, and Zs. Kovacs, Rev. Adv. Mater. Sci. **18**, 590 (2008).
15. B. B. Straumal, B. Baretzky, A. A. Mazilkin, F. Phillipp, O. A. Kogtenkova, M. N. Volkov, and R. Z. Valiev, Acta Mater. **52**, 4469 (2004).
16. B. B. Straumal, S. G. Protasova, A. A. Mazilkin, E. Rabkin, D. Goll, G. Schutz, B. Baretzky, and R. Valiev, J. Mater. Sci. **47**, 360 (2012).
17. B. Straumal, A. R. Kilmametov, Yu. O. Kucheev, L. Kurmanaeva, Yu. Ivanisenko, B. Baretzky, A. Korneva, P. Zieba, and D. A. Molodov, Mater. Lett. **118**, 111 (2014).

18. B. B. Straumal, A. A. Mazilkin, B. Baretzky, E. Rabkin, and R. Z. Valiev, *Mater. Trans.* **53**, 63 (2012).
19. Y. Ivanisenko, I. MacLaren, X. Sauvage, R. Z. Valiev, and H.-J. Fecht, *Acta Mater.* **54**, 1659 (2006).
20. M. T. Pérez-Prado and A. P. Zhilyaev, *Phys. Rev. Lett.* **102**, 175504 (2009).
21. B. Feng and V. I. Levitas, *Mater. Sci. Eng. A* **680**, 130 (2017).
22. K. Edalati, E. Matsubara, and Z. Horita, *Metall. Mater. Trans. A* **40**, 2079 (2009).
23. B. Feng, V. I. Levitas, and M. Kamrani, *Mater. Sci. Eng. A* **731**, 623 (2018).
24. Y. Ivanisenko, A. Kilmametov, H. Roesner, and R. Valiev, *Int. J. Mater. Res.* **99**, 36 (2008).
25. B. Feng, V. I. Levitas, and W. Li, *Int. J. Plastic.* **113**, 236 (2019).
26. A. Kilmametov, Yu. Ivanisenko, A. A. Mazilkin, B. B. Straumal, A. S. Gornakova, O. B. Fabrichnaya, M. J. Kriegel, D. Rafaja, and H. Hahn, *Acta Mater.* **144**, 337 (2018).
27. A. Mazilkin, B. Straumal, A. Kilmametov, P. Straumal, and B. Baretzky, *Mater. Trans.* **60**, 1489 (2019).
28. B. B. Straumal, A. R. Kilmametov, G. A. López, I. Lopez-Ferreño, M. L. No, J. San Juan, H. Hahn, and B. Baretzky, *Acta Mater.* **125**, 274 (2017).
29. B. B. Straumal, V. Pontikis, A. R. Kilmametov, A. A. Mazilkin, S. V. Dobatkin, and B. Baretzky, *Acta Mater.* **122**, 60 (2017).
30. Б. Б. Страумал, А. Р. Кильмаметов, И. А. Мазилкин, А. Корнева, П. Земба, Б. Барецки, *Письма в ЖЭТФ* **110**, 622 (2019) [B. B. Straumal, A. R. Kilmametov, I. A. Mazilkin, A. Korneva, P. Zięba, and B. Baretzky, *JETP Lett.* **110**, 624 (2019)].
31. Б. Б. Страумал, А. Р. Кильмаметов, Ю. О. Кучеев, К. И. Колесникова, А. Корнева, П. Земба, Б. Барецки, *Письма в ЖЭТФ* **100**, 418 (2014) [B. B. Straumal, A. R. Kilmametov, Yu. O. Kucheev, K. I. Kolesnikova, A. Korneva, P. Zięba, and B. Baretzky, *JETP Lett.* **100**, 376 (2014)].
32. Б. Б. Страумал, А. Р. Кильмаметов, И. А. Мазилкин, А. Корнева, П. Земба, Б. Барецки, *Письма в ЖЭТФ* **110**, 622 (2019) [B. B. Straumal, A. R. Kilmametov, I. A. Mazilkin, A. Korneva, P. Zieba, and B. Baretzky, *JETP Lett.* **110**, 624 (2019)].
33. L. von Bertalanffy, *Science* **111**, 23 (1950).
34. *Binary Alloy Phase Diagrams*, ed. by T. B. Massalski, 2nd ed., ASM International, Materials Park, OH (1990), 760 p.
35. M. Wojdyr, *J. Appl. Cryst.* **43**, 1126 (2010).
36. B. B. Straumal, A. S. Gornakova, Y. O. Kucheev, B. Baretzky, and A. N. Nekrasov, *J. Mater. Eng. Perform.* **21**, 721 (2012).
37. Б. Б. Страумал, Б. С. Бокштейн, А. Б. Страумал, А. Л. Петелин, *Письма в ЖЭТФ* **88**, 615 (2008) [B. B. Straumal, B. S. Bokstein, A. B. Straumal, and A. L. Petelin, *JETP Lett.* **88**, 537 (2008)].
38. О. А. Когтенкова, Б. Б. Страумал, С. Г. Протасова, А. С. Горнакова, П. Земба, Т. Чеппе, *Письма в ЖЭТФ* **96**, 419 (2012) [O. A. Kogtenkova, B. B. Straumal, S. G. Protasova, A. S. Gornakova, P. Zięba, and T. Czerpe, *JETP Lett.* **96**, 380 (2012)].
39. Б. Б. Страумал, О. А. Когтенкова, К. И. Колесникова, А. Б. Страумал, М. Ф. Булатов, А. Н. Некрасов, *Письма в ЖЭТФ* **100**, 596 (2014) [B. B. Straumal, O. A. Kogtenkova, K. I. Kolesnikova, A. B. Straumal, M. F. Bulatov, and A. N. Nekrasov, *JETP Lett.* **100**, 535 (2014)].
40. B. B. Straumal, A. R. Kilmametov, Yu. Ivanisenko, A. S. Gornakova, A. A. Mazilkin, M. J. Kriegel, O. B. Fabrichnaya, B. Baretzky, and H. Hahn, *Adv. Eng. Mater.* **17**, 1835 (2015).
41. А. С. Горнакова, С. И. Прокофьев, Б. Б. Страумал, К. И. Колесникова, *Изв. вузов. Цвет. металл.* **57**(5), 69 (2016) [A. S. Gornakova, S. I. Prokofiev, B. B. Straumal, and K. I. Kolesnikova, *Russ. J. Non-Ferr. Met.* **57**, 703 (2016)].
42. A. S. Gornakova, B. B. Straumal, A. N. Nekrasov, A. Kilmametov, and N. S. Afonikova, *J. Mater. Eng. Perform.* **27**, 4989 (2018).
43. A. S. Gornakova, A. B. Straumal, I. I. Khodos, I. B. Gnesin, A. A. Mazilkin, N. S. Afonikova, and B. B. Straumal, *J. Appl. Phys.* **125**, 082522 (2019).
44. A. S. Gornakova, B. B. Straumal, and S. I. Prokofiev, *Adv. Eng. Mater.* **20**, 1800510 (2018).
45. Б. Б. Страумал, П. В. Проценко, А. Б. Страумал, А. О. Родин, Ю. О. Кучеев, А. М. Гусак, В. А. Мурашов, *Письма в ЖЭТФ* **96**, 651 (2012) [B. B. Straumal, P. V. Protchenko, A. B. Straumal, A. O. Rodin, Yu. O. Kucheev, A. M. Gusak, and V. A. Murashov, *JETP Lett.* **96**, 582 (2012)].
46. G. B. Gibbs, D. Graham, and D. H. Tomlin, *Philos. Mag.* **8**, 1269 (1963).
47. H. Nakajima, M. Koiwa, and S. Ono, *Scripta Metall.* **17**, 1431 (1983).
48. B. B. Straumal, L. M. Klinger, and L. S. Shvindlerman, *Scripta Metall.* **17**, 275 (1983).
49. D. A. Molodov, B. B. Straumal, and L. S. Shvindlerman, *Scripta Metall.* **18**, 207 (1984).
50. H. Araki, Y. Minamino, T. Yamane, Y. Shirai, and Y. Miyamoto, *Defect Diffusion Forum* **143–147**, 125 (1997).
51. H. Araki, Y. Minamino, T. Yamane, S. Saji, S. Ogino, and Y. Miyamoto, *Journal of Japan Institute of Metals and Materials* **57**, 501 (1993).
52. H. Araki, Y. Shirai, T. Yamane, and Y. Miyamoto, *Rev. High Pressure Sci. Technol.* **7**, 676 (1998).
53. P. Knorr, J. Jun, W. Lojkowski, and Chr. Herzig, *Phys. Rev. B* **57**, 334 (1998).

54. H. Araki, T. Yaman, T. Nakatuka, and Y. Minamino, *Z. Metallkd.* **97**, 22 (2006).
55. U. Kohler and Ch. Herzig, *Phys. Status Solidi (b)* **144**, 243 (1987).
56. B. Straumal, E. Rabkin, W. Gust, and B. Predel, *Acta Metall. Mater.* **43**, 1817 (1995).
57. E. Rabkin, B. Straumal, V. Semenov, W. Gust, and B. Predel, *Acta Metall. Mater.* **43**, 3075 (1995).
58. R. F. Peart, *Phys. Stat. Sol.* **20**, 545 (1967).
59. S. D. Gertsriken and M. P. Pryanishnikov, *Fizika Metallov Metallovedenie* **2**, 297 (1960).
60. R. N. Jeffery, *Phys. Rev. B* **3**, 4044 (1971).
61. T. Kim, G. Ouyang, J. D. Poplawsky, M. J. Kramer, V. I. Levitas, J. Cui, and L. Zhou, *J. Alloys Compd.* **808**, 151743 (2019).
62. M. Kamrani, V. I. Levitas, and B. Feng, *Mater. Sci. Eng. A* **705**, 219 (2017).
63. V. I. Levitas and A. M. Roy, *Phys. Rev. B* **91**, 174109 (2015).
64. V. I. Levitas, *Int. J. Plastic.* **106**, 164 (2018).